

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

ИЗВЕСТИЯ

ВОЛГОГРАДСКОГО
ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО
УНИВЕРСИТЕТА

Серия

ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ
И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Выпуск 7

№ 6(109)

Межвузовский сборник научных статей
Издается с января 2004 г.

2013



Волгоград
2013

УДК 620.22+621.79+62–19

Учредитель: ГОУ высшего профессионального образования
«Волгоградский государственный технический университет»

Сборник зарегистрирован в Управлении регистрации и лицензионной работы в сфере массовых коммуникаций федеральной службы по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия ПИ № ФС77–25660 от 13 сентября 2006 г.

Главный редактор сборника «Известия ВолгГТУ»
академик РАН *И. А. Новаков*

Редакционная коллегия серии: засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ *Ю. П. Трыков* (научный редактор)
чл.-кор. РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ *В. И. Лысак*
засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. Донского ГТУ *В. Н. Пустовойт*
д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ *В. П. Багмутов*
д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ *Н. А. Зюбан*
д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ *М. М. Матлин*
д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ *Н. А. Кидалов*
д-р техн. наук, с. н. с. ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН *В. И. Калига*
канд. техн. наук, доц. ВолгГТУ *В. Н. Арисова* (ответственный секретарь)

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

Известия Волгоградского государственного технического университета : межвуз. сб. науч. ст. № 6(109) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 156 с. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 7).

ISBN 978-5-9948-1179-5

В сборнике содержатся статьи, посвященные исследованию структуры и свойств различных материалов, полученных с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, другие виды воздействия, рассматриваются вопросы термического и деформационного влияния, прочности, работоспособности и диагностики материалов и конструкций.

Ил. 148. Табл. 27. Библиогр.: 271 назв.

ISBN 978-5-9948-1179-5

© Волгоградский государственный
технический университет, 2013

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Гуревич Л. М.</i> Механизмы структурообразования при взаимодействии титана с расплавом алюминия.....	6
<i>Плохих А. И.</i> О возможности применения многослойных металлических материалов для деталей машин, упрочняемых ХТО.....	13
<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И.</i> Моделирование полей напряжений, возникающих в композитах системы Ni-Al после диффузионного отжига.....	18
<i>Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И.</i> Оценка срока службы слоистого Ni/Ni ₂ Al ₃ покрытия.....	22
<i>Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И., Слаутин О. В., Арисова В. Н., Голубин С. Н.</i> Влияние термической обработки на структуру и свойства участков оплавленного металла в слоистом композите системы Ni-Al.....	24
<i>Шморгун В. Г., Гуревич Л. М., Богданов А. И.</i> Определение направления роста диффузионной зоны на межслойных границах никель-алюминиевых СКМ.....	28
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Арисова В. Н., Евстропов Д. А.</i> Исследование фазового состава диффузионной зоны в композите системы медь-титан.....	32
<i>Даненко В. Ф., Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Булаева С. А.</i> О механизме совместной деформации и разрушения биметалла углеродистая сталь+коррозионностойкая сталь.....	36
<i>Арисова В. Н., Трыков Ю. П., Пономарева И. А., Воронков Д. А., Мирошникова Е. В.</i> Изучение процессов разрушения в магниево-алюминиевом композите при сварке взрывом.....	41

II. ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Рогозин В. Д., Трудов А. Ф., Писарев С. П.</i> Ударное прессование пьезокерамических порошков.....	44
<i>Писарев С. П., Рогозин В. Д., Арисова В. Н., Шевцов А. В.</i> Структура и свойства порошковых композиций из боридов вольфрама и никеля после высокоскоростного прессования и термической обработки.....	46
<i>Гоник И. Л., Бондарева О. П., Новицкий Н. А., Соловьев В. А.</i> Исследования влияния многокомпонентного связующего на основе SiO ₂ на процессы восстановления железа в оксидоуглеродном брикете.....	49
<i>Кидалов Н. А., Закутаев В. А., Азаров Д. П.</i> Исследование фильтропрессового осадка растительного горчичного масла в качестве противопригарной добавки в формовочной смеси.....	51

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Багмутов В. П., Богданов Е. П., Шкода И. А.</i> Методика численно-экспериментального определения параметров статистического критерия ориентированного разрушения.....	56
--	----

<i>Савкин А. Н., Горобцов А. С., Седов А. А., Андроник А. В.</i> Формирование спектра случайного нагружения для оценки поврежденности и долговечности материала конструктивного элемента.....	60
<i>Багмутов В. П., Белов А. А., Кобзев А. А., Горбачев А. А.</i> Циклическое упругопластическое деформирование армированного стержня в рамках единой модели.....	63
<i>Багмутов В. П., Захаров И. Н., Горунов А. И., Захарова Е. Б., Денисевич Д. С., Косоголов А. В.</i> Комбинированное поверхностное упрочнение стальных и титановых сплавов на основе электромеханической и ультразвуковой обработок.....	68
<i>Багмутов В. П., Водопьянов В. И., Горунов А. И., Кириличев М. В., Куимов П. В.</i> Экспериментальное исследование локальных и макроскопических деформаций в концентраторах при растяжении и изгибе.....	71
<i>Савкин А. Н., Сиромахин А. В., Суханов М. А.</i> Моделирование в Mathcad кинетики роста трещины в металле при различных видах блочного и случайного нагружения.....	76
<i>Багмутов В. П., Столярчук А. С., Коробов А. В., Вдовенко А. В., Стребков И. А.</i> Описание циклической ползучести титанового сплава в рамках двухстадийной модели.....	79
<i>Матлин М. М., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.</i> Расчет сближения и фактической площади контакта плоских шероховатых поверхностей при близких твердостях их материалов.....	82
<i>Кукса Л. В., Клименко В. И.</i> Повышение сопротивляемости потере устойчивости стальных стержней, упрочненных различными способами.....	85

IV. ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Рыжова С. М., Писарев С. П., Хашиева М. У.</i> Особенности электропроводимости полученных взрывным прессованием металлонаполненных полиарилатов.....	91
<i>Адаменко Н. А., Рыжова С. М.</i> Влияние параметров взрывного прессования на термомеханические свойства полиарилатов.....	95
<i>Адаменко Н. А., Казуров А. В., Сергеев И. В., Бессонов П. А., Рыбин А. С.</i> Термомеханические свойства полиимид-фторопластовых композитов, полученных взрывным прессованием.....	99
<i>Адаменко Н. А., Казуров А. В., Сергеев И. В., Трифонов В. С., Проничев Д. В.</i> Исследование влияния режимов взрывной обработки на теплофизические свойства бронзофторопластовых композитов.....	103
<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Рогозин В. Д., Арисова В. Н., Лупиногин В. В., Заседателев А. Е.</i> Влияние конструктивного построения схемы взрывного прессования на свойства полиоксibenзоила.....	108
<i>Мультиановская Н. А., Гуревич Л. М.</i> Влияние технологических параметров получения на структуру композитов из эластомеров и термопластов.....	112
<i>Кукса А. В., Кидалов Н. А., Рожков П. В., Тороцин А. В.</i> Получение пористых литых заготовок вакуумной пропиткой с использованием в качестве порообразователя гранулированного пенополистирола.....	115

V. ВОПРОСЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ

<i>Карпова Е. Ю., Габельченко Н. И., Канатов Н. И., Сапрыкин А. А., Кривобоков К. И.</i> Моделирование образования газовых дефектов в процессе затвердевания железоуглеродистых сплавов.....	120
<i>Габельченко Н. И., Костылева Л. В., [Дльинский В. А.], Карпова Е. Ю., Мажитова Э. А.</i> Определение скорости роста дендритных ветвей.....	122

<i>Зюбан Н. А., Пегешева С. А., Шевцова О. А., Клячина Н. В.</i>	
Исследование влияния окисленности металла на формирование оксидных, сульфидных и окисульфидных включений и свойств готовых изделий.....	125
<i>Зюбан Н. А., Руцкий Д. В., Коновалов С. С., Фирсенко В. В.</i>	
Влияние геометрии донной части на условия образования шнуров внеосевой ликвации в крупных кузнечных слитках.....	127
<i>Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Даненко В. Ф., Арисова В. Н., Булаева С. А., Расулзаде А.Э., Иваненко Е. А.</i>	
Влияние климатических факторов на коррозионную стойкость сталеалюминиевой проволоки.....	131
<i>Крючков О. Б., Копасов Е. А., Роненко В. О.</i>	
Оптимизация нагрева теплотехнически массивных заготовок с использованием физического моделирования.....	135
<i>Каменева А. Л., Сошина Т. О.</i>	
Влияние давления газовой смеси на структурное и фазовое состояние, физико-механические свойства пленок на основе Ti-Al-N.....	138

VI. СВАРКА МЕТАЛЛОВ

<i>Савинов А. В.</i>	
Стойкость неплавящихся электродов при аргонодуговой сварке на переменном токе.....	142
<i>Дубцов Ю. Н., Зорин И. В., Соколов Г. Н., Лысак В. И., Харламов В. О., Клименко М. В.</i>	
Исследование структуры металла на основе Ni ₃ Al, полученного аргонодуговой сваркой.....	147
<i>Литвиненко-Арьков В. Б., Соколов Г. Н., Кязымов Ф. А., Лысак В. И., Гуц С. С.</i>	
Легирование наплавленного металла азотом через наполнитель порошковых проволок.....	152

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791

Л. М. Гуревич

МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ТИТАНА С РАСПЛАВОМ АЛЮМИНИЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Предложен механизм структурообразования при взаимодействии на границе расплав алюминия–твердый титан, объясняющий изменение кинетики реакции на различных стадиях образования слоистого металло-интерметаллидного композита.

Ключевые слова: титан, алюминий, интерметаллид, слоистый композит, механизм, расплав, оксидная пленка, фрагментирование.

The mechanism of structure formation in the interaction of the melt aluminum – solid titanium, explaining the change in the reaction kinetics at different stages of formation layered metal intermetallic composite, is offered.

Keywords: titanium, aluminium, intermetallic, layered composite, mechanism, melt, oxide film.

Одна из основных проблем производства титано-алюминиевых слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК) связана с необходимостью реализации требуемого соотношения основных и интерметаллидных слоев. Относительно узкий (не превышающий 100 °С) температурный интервал твердофазного образования алюминидов и низкая интенсивность их роста снижают эффективность технологии получения СМИК, так как для получения минимально требуемых толщин интерметаллидных прослоек (50–100 мкм) необходима продолжительность термообработки в десятки часов. Проведенные исследования определения возможности интенсификации процессов структурообразования при взаимодействии титана с расплавом алюминия [1–3] выявили их стадийность и кинетику, однако механизм формирования гетерогенного слоя из глобулярных частиц алюминидов с тонкими прослойками алюминия оставался неясным.

Целью настоящей работы является анализ недостатков известных гипотетических механизмов взаимодействия на границе расплав алюминия–твердый титан и создание на их основе нового, способного объяснить полученные экспериментальные результаты.

Формирование на границе расплав алюминия–твердый титан постепенно утолщающегося двухфазного слоя с высоким содержанием глобулоидов алюминидов обнаруживалось ранее при изучении процессов пайки титана алюминиевыми припоями. Предложено несколько механизмов формирования таких структур, которые можно разделить на три группы: *механизмы осаждения, разрушения и реакции интерметаллидов с расплавом.*

Mackowiak J. и *Shreir L. L.* разработали трехступенчатый механизм осаждения [4], включающий: растворение Ti в Al до достижения насыщенного раствора; осаждение на поверхности раздела пористых слоев TiAl₃, проницаемых для жидкого Al; разрыв непрерывного реакционного слоя в результате растягивающих напряжений. Дальнейшее исследование процессов взаимодействия твердого титана с окружающим расплавом алюминия привело авторов трехступенчатого «механизма осаждения» к некоторой его реконструкции, заключающейся в исключении ступени формирования насыщенного раствора Ti в расплаве Al и появлении новых стадий [5]. В результате был создан четырехстадийный механизм осаждения: реакция между Ti_т и Al_ж на поверхности Ti с образованием тонкого реакционного слоя, проницаемого для Al; отталкивание уже осажденного алюминидов от поверхности Ti, связан-

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487).

ное с параллельными поверхности Ti растягивающими напряжениями в реакционном слое, возникающими из-за различия в объемах непрерывного осаждаемого на поверхность раздела слоя TiAl₃ и растворенного Ti; разрыв сплошного реакционного слоя на углах помещенного в расплав цилиндрического образца титана (рис. 1) растягивающими напряжениями, превышающими прочность связи между частицами TiAl₃; конкурирующие осаждение и фрагментирование, приводящие к получению крестообразной модели.

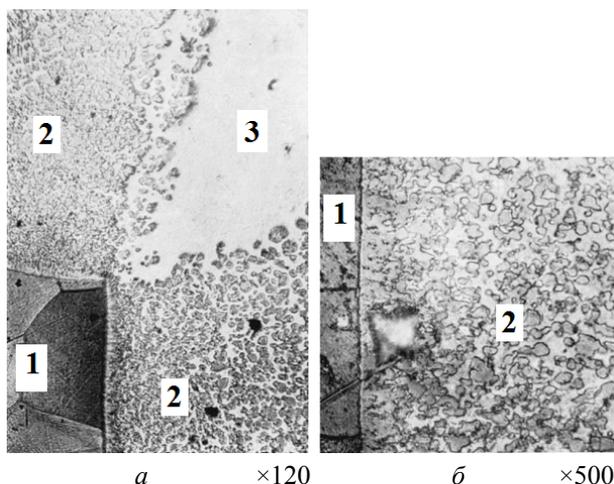


Рис. 1. Морфология поверхности и реакционного слоя, образовавшегося при помещении цилиндрического образца Ti в расплав алюминия при 850 °С:

a – угол цилиндра; *б* – цилиндрическая поверхность; 1 – Ti; 2 – реакционный слой из мелких глобулоидов TiAl₃ в алюминиевой матрице; 3 – разрыв сплошного реакционного слоя [5]

Slama G. и *Vignes A.* на основе изучения микроструктур реакционных слоев, образующихся при взаимодействии твердых Ti и Nb с расплавом Al, предположили, что формирование двухфазного слоя продуктов реакции из алюминидов и закристаллизовавшегося алюминия объясняется разрушением на поверхности твердого титана сплошного слоя алюминида под действием напряжений, возникающих вследствие различий в объемах прореагировавшего титана (ниобия) и интерметаллида [6]. Подтверждением этой гипотезы является существование для системы Nb_T-Al_ж критической температуры, ниже которой формируется двухфазный слой продуктов реакции, а выше – только сплошная постепенно утолщающаяся полоса интерметаллидов на поверхности Nb_T. *Slama G.* и *Vignes A.* предположили, что выше критической температуры напряжения на границе раздела превышают порог текучести Nb,

приводят к его деформации и наклепу, но из-за процессов рекристаллизации Nb не могут достичь предела прочности алюминида, поэтому не приводят к его разрушению. Сложную зависимость с экстремумом толщины сплошного слоя алюминидов на поверхности ниобия от температуры расплава (рис. 2) авторы [6] объясняли одновременным существованием двух тенденций:

увеличением скорости протекания реакции взаимодействия Nb_T-Al_ж, сопровождающейся ростом возникающих напряжений, и облегчением разрушения слоя алюминида;

снижением предела текучести ниобия и ускорением процессов рекристаллизации, облегчающих протекание релаксации напряжений.

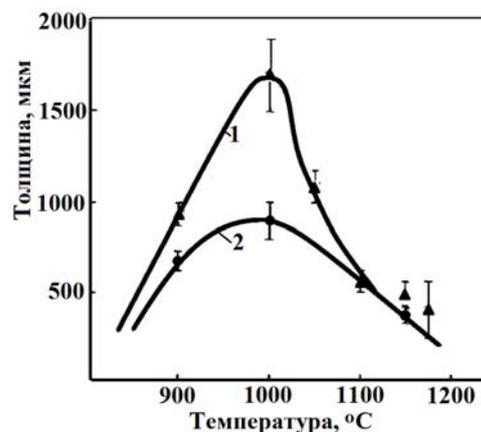


Рис. 2. Зависимость толщины двухфазного слоя продуктов реакции, сформировавшихся в течение 0,5 ч на холоднокатанном (1) и рекристаллизованном (2) Nb в расплаве Al [6]

В системе Ti_T-Al_ж авторам [6] не удалось обнаружить даже при 1200–1300 °С критической температуры, выше которой происходил бы постоянный рост толщины сплошного интерметаллидного слоя. Измерения микротвердости и анализ во вторичных электронах показали, что при этих температурах перед границей раздела TiAl₃-Ti происходит образование твердых растворов алюминия в титане микротвердостью 2,7–5,2 ГПа. Высокая твердость образующегося Ti(Al) блокировала развитие пластического деформирования и снижение за счет этого напряжений в формирующемся слое алюминида.

Предложенный *Slama G.* и *Vignes A.* механизм формирования двухфазного слоя продуктов реакции разрушением вследствие внутренних напряжений пытались дополнить последующие исследователи. Так, авторы [7] согласны с тем, что слой TiAl₃, сформированный и

выращенный на твердом Ti, вследствие значительных отличий в плотности Ti и TiAl₃ находится в условиях сложного напряженного состояния с напряжениями, увеличивающимися по мере утолщения алюминида или ускорения его роста. В связи с ограниченной пластичностью TiAl₃ после достижения критической толщины, и, следовательно, критических на-

пряжений, слой может подвергнуться трещинообразованию и разрушению. Отделившиеся от твердого титана фрагменты слоя оголяют новую поверхность, по которой химическая реакция между твердым Ti и расплавом алюминия возобновляется. Схема эволюции микроструктуры реакционного слоя при различных температурах и временах реакции показана на рис. 3.

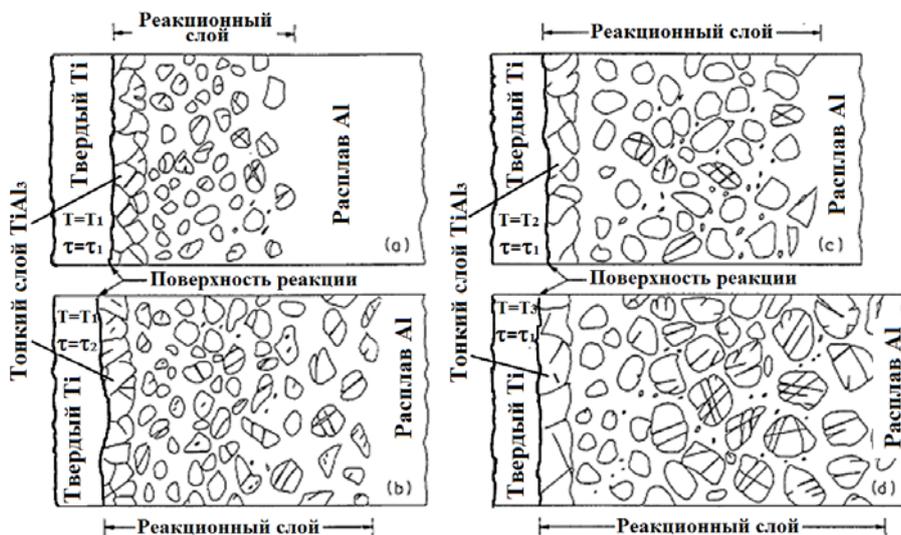


Рис. 3. Схема эволюции микроструктуры реакционного слоя при различных температурах и временах реакции ($T_1 < T_2 < T_3$ и $\tau_1 < \tau_2$) [7]

Для объяснения эволюционирования слоя продуктов реакции авторы [7] дополнили механизм предположением, что выделенная на реакционной поверхности теплота экзотермической реакции формирования TiAl₃ увеличивает температуры продуктов реакции и контактирующего с ними расплава алюминия, что приводит к возникновению градиента температур и конвективных потоков расплава. Циркулирующие потоки жидкого Al в восходящем направлении (рис. 4) транспортируют отделившиеся

фрагменты TiAl₃ далеко от зоны реакции. Наличие трещин в отделенных глобоидах позволяет им во время транспортирования тепловыми токами дополнительно фрагментироваться.

Значимость величин термических эффектов при взаимодействии титана с расплавом алюминия подтверждается данными дилатометрических исследований жидкофазного спекания [8]: вследствие экзотермичности процесса образования алюминида, интенсивность которого зависела от концентрации титана в смеси, происходило временное повышение температуры прессовок относительно температуры печи, наиболее заметное (до 400 °C) при температурах более 770 °C (рис. 5).

Ни один из предложенных механизмов не может объяснить изменения кинетики процессов формирования двухфазного слоя [1–3] при переходе от формирования сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан-алюминий к росту в расплаве непрерывной полосы с глобоидами интерметаллидов.

Kenneth S. Vecchio с сотрудниками [9] предложили третью группу механизмов формирования реакционного слоя с глобоидами TiAl₃, основанную на образовании расплавленных ин-

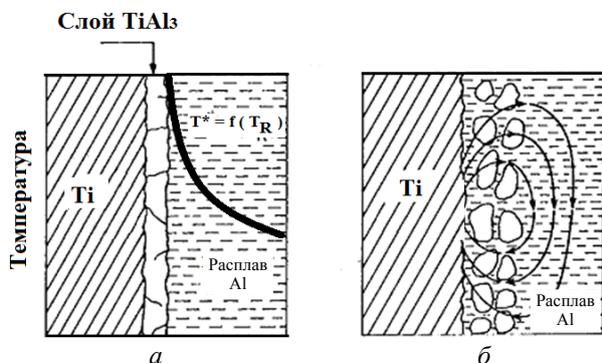


Рис. 4. Циркулирующие потоки жидкого Al в восходящем направлении: градиент температур (а) и тепловые потоки в расплаве (б) алюминия, примыкающем к реакционной поверхности [7]

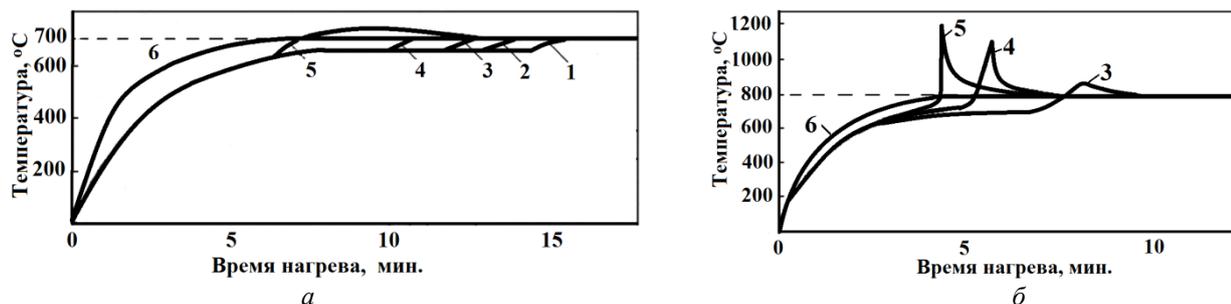


Рис. 5. Изменение температуры прессовок системы Al-Ti разного состава во время спекания: а – при 700 °С; б – при 800 °С; 1 – 5 ат.% Ti; 2 – 10 ат.% Ti; 3 – 12,5 ат.% Ti; 4 – 15 ат.% Ti; 5 – 20 ат.% Ti; 6 – температура в трубке дилатометра [8]

терметаллических соединений. Реакция начинается на поверхности раздела Al-Ti, как показано рис. 6. В этом случае поверхностное межфазное натяжение доминирует и продукты реакции формируются в виде сфер. Уменьшение площади контактной поверхности Ti-Al приводит к торможению реакции и затвердеванию глобOIDов. Во время отверждения сферы новые интерметаллические зародыши возникают и растут вдоль поверхности раздела Ti-Al. Смежные глобOIDы ограничены в объеме и при затвердевании возни-

кают силы, выталкивающие первый глобOID в жидкость и обнажающие новую межфазную область. Такой вариант протекания процесса, по-видимому, возможен при температурах выше 800 °С, когда из-за значительного экзотермического эффекта температура в локальных объемах может превышать точку плавления TiAl₃ (1395 °С), однако двухфазный слой продуктов реакции наблюдался и при нагревах 675–750 °С при достаточно вялом протекании реакции формирования и незначительном повышении температуры.

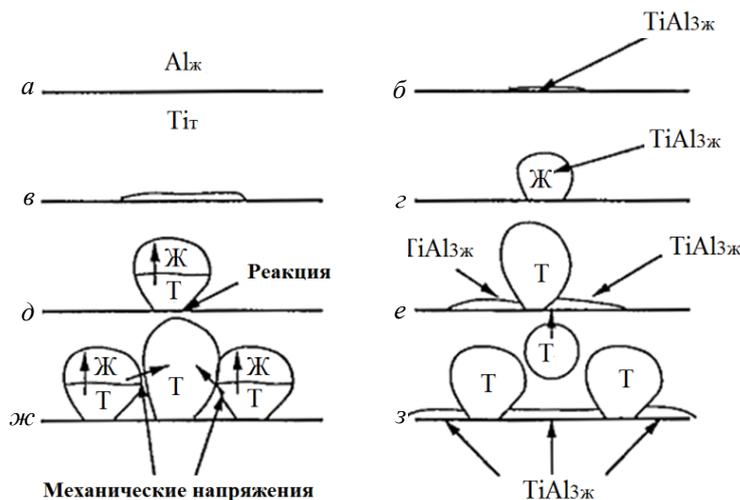


Рис. 6. Формирование глобOIDов на поверхности раздела твердый (Т) Ti – жидкий (Ж) Al: а-в – образование зародыша и превращение в тонкий слой интерметаллида; г – сфероидизация под действием поверхностного натяжения; д – отверждение и торможение реакции; е – ж – формирование, сфероидизация и отверждение смежных глобOIDов TiAl₃ на вновь образовавшейся реакционной поверхности; з – отрыв глобOIDа [9]

На основе сопоставления вышеописанных механизмов осаждения [4, 5], разрушения [6, 7] и реакций интерметаллидов с расплавом [9], а также наблюдаемой в процессе наших исследований стадийной эволюции микроструктуры титано-алюминиевого композита при температурах выше плавления алюминия [1–3] предложен следующий механизм протекания процессов. Титан и алюминий относятся к металлам с высоким сродством к кислороду, и на гра-

нице соединения в композите Ti-Al после сварки горячей прокаткой или, в меньшей степени, сваркой взрывом находятся окисные слои с большим количеством дефектов структуры. Нарушения сплошности окисной пленки могут образовываться в процессе деформации из-за различий в пластичности окислов и металлов, а также при последующем отжиге из-за градиентов их коэффициентов термического линейного расширения.

При нагреве выше температуры плавления алюминия на стадии ретардации зона контакта представляет многослойную систему расплав алюминия $Al_{ж}$ –твердый оксид алюминия $Al_2O_{3т}$ –твердые диоксид $TiO_{2т}$ или монооксид TiO_t титана–твердый титан Ti_t , т. е. расплав алюминия не находится в непосредственном контакте с титаном за исключением участков разрывов оксидов [2]. Из-за разности химических потенциалов происходит перенос атомов титана и алюминия через границу раздела с оксидами с образованием локальных участков твердых растворов алюминия в титане и растворением диффундирующих атомов титана в расплаве. Процесс диффузии атомов титана и алюминия через границу раздела при наличии окисных пленок замедлен, поэтому преимущественно массоперенос происходит по параллельной диффузии (диффузии по изолированным друг от друга каналам, ориентированным вдоль направления потока) в зоне разрывов оксидных пленок с образованием в титане локальных участков пересыщенного твердого раствора $Ti(Al)$. В этих локальных участках стохастически возникают зародыши интерметаллидов различного состава, но наименьший размер критического зародыша у термодинамически наиболее вероятного $TiAl_3$. После возникновения зародышей с размером больше критического (рис. 7) становится вероятным их рост, причем скорость роста центров интерметаллидной фазы вдоль плоскости стыка $TiO_{2т}$ – Ti_t значительно выше, чем нормально к границе раздела, что во многом определяется большей скоростью диффузии в этой плоскости и возможностью дополнительной подпитки атомами Al, проходящими через сохраняющуюся оксидную пленку сложного состава. Поперечный рост фрагментов алюминидов продолжается вплоть до их смыкания с образованием сплошной прослойки на границе раздела.

Атомы титана, прошедшие через разрывы и цельные участки окисной пленки, растворяются в расплаве алюминия до достижения предела растворимости титана в алюминии, который находится в пределах 0,2–1,3 % при температурах 670–750 °C соответственно, и последующее поступление в расплав атомов титана приводит к образованию хаотически расположенных кристаллов избыточной интерметаллидной фазы $TiAl_3$, которые при охлаждении и кристаллизации расплава растущими зародышами отесняются к границам зерен.

Относительно равномерное распределение интерметаллидов (а значит, и атомов титана) по объему расплава алюминия объясняется значительно более высокой скоростью транспортных процессов в расплаве по сравнению с коэффициентами параллельной диффузии титана через оксидную пленку.

После смыкания и нормального роста сплошной алюминидной прослойки за счет увеличения ее объема по сравнению с объемом исходного титана происходит фрагментирование окисной пленки, что приводит к увеличению сечения каналов для транспорта атомов алюминия из расплава к поверхности образовавшейся прослойки интерметаллида титана.

В зонах возникших каналов между фрагментами оксидной пленки происходит формирование и ускоренный рост зародышей интерметаллидной фазы, кинетика процесса описывается хорошо известным выражением А. Н. Колмогорова или *Johnson W. A. – Mehl R. F. – Avrami M.* [10]

$$X(t) = 1 - \exp \left[- \int_0^t I(t') V(t', t) dt' \right], \quad (1)$$

где $X(t)$ – объемная доля растущей фазы, $I(t)$ – скорость зарождения центров новой фазы, $V(t', t)$ – объем в момент времени t свободно растущего зародыша, появившегося в момент t' ,

$$V(t', t) = gR^D(t', t), \quad R(t', t) = \int_{t'}^t u(\tau) d\tau, \quad (2)$$

$u(\tau)$ – скорость роста зародыша, $R(t', t)$ – его радиус; D – размерность пространства; g – геометрический множитель: $g = 2, \pi, 4\pi/3$ для $D = 1, 2, 3$ соответственно.

Образование интерметаллида в объеме, ограниченном прореагировавшим титаном, приводит к дальнейшему разрушению оксидной пленки, отделяющей Ti от расплава алюминия, резкому увеличению внутренних напряжений, разрушению образующегося интерметаллида на отдельные фрагменты и их выдавливанию из реакционного объема. Фрагментированию образующегося интерметаллида способствует протекание эффекта Ребиндера [12], заключающегося в адсорбционном понижении прочности твердых тел, облегчении их деформации и разрушения вследствие физико-химического воздействия жидкой среды. Образующийся на границе интерметаллид $TiAl_3$ представляет собой соединение с преимущественной ионной связью, смачивание которого жидким расплавом алюминия хуже, чем смачивание чистых

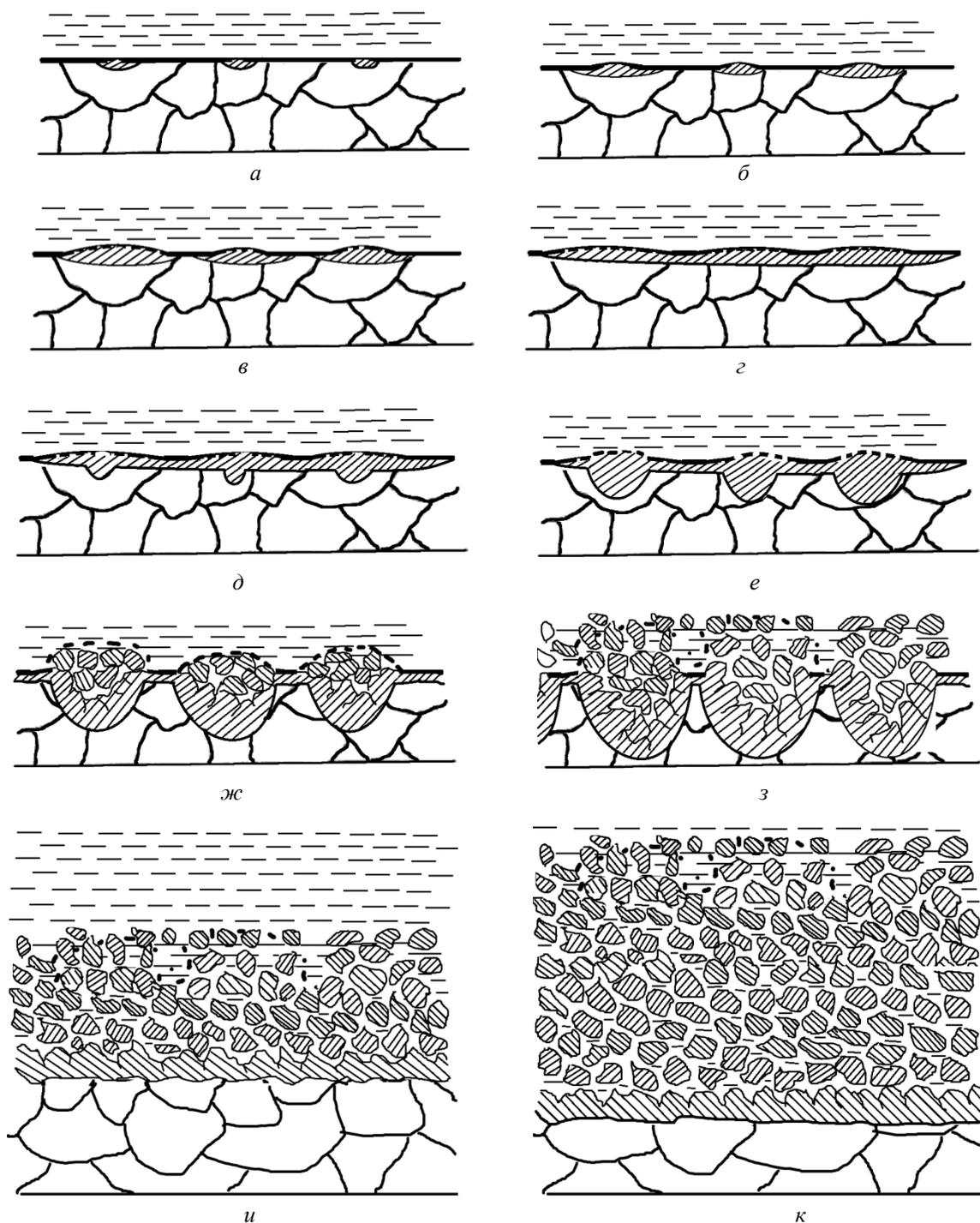


Рис. 7. Механизм трансформации микроструктуры слоистого композита BT1-0-AD1 в процессе термической обработки при температурах выше точки ликвидуса алюминия:

a – возникновение зародышей алюминидов; *б, в, з* – поперечный рост участков тонкой прослойки; *д, е* – формирование и ускоренный рост зародышей интерметаллидной фазы в зонах каналов между фрагментами оксидной пленки; *ж, з* – фрагментирование интерметаллида; *и, к* – возникновения сплошной полосы фрагментов интерметаллидов, покрытых пленкой расплава Al

металлов, образующих интерметаллид, но из-за металличесности свойств соединения $TiAl_3$ краевой угол смачивания θ значительно ниже 90° . Расплав алюминия легко диффундирует по поверхности формирующегося кристалла интерметаллида, поскольку, чем большая поверх-

ность кристалла будет покрыта им, тем значительнее уменьшение поверхностной энергии кристалла. Возникающие в устье развивающейся трещины ювенильные поверхности с активными центрами притягивают расплав, диффундирующий по поверхности, что способствует

облегченному раскрытию микротрещин. Разрушение оксидной пленки и фрагментирование интерметаллида с образованием капилляров, облегчающих доступ расплава алюминия практически до реакционной поверхности, приводят к ускорению процессов локализованного разрастания интерметаллидов вплоть до их смыкания и возникновения сплошной полосы фрагментов интерметаллидов, покрытых пленкой расплава алюминия.

Разрушение диффузионного барьера (оксидной пленки) и фрагментирование слоя интерметаллидов, лежащего между титаном и расплавом алюминия, обеспечивает стабильное фронтальное увеличение толщины двухфазного слоя продуктов реакции (глобоидов алюминидов, покрытых пленкой расплава алюминия), постоянно отделяющихся от формирующегося в процессе реакции между алюминием и титаном сплошно-

го слоя интерметаллида критической толщины. Отделившиеся глобоиды достаточно малоподвижны и остаются вблизи реакционной поверхности, от которой оттесняются постоянно образующимися новыми фрагментами. Увеличение температуры снижает вязкость расплава, обеспечивает рост градиента температур вследствие ускорения реакции образования интерметаллида, интенсифицирует тепловые потоки, транспортирующие глобоиды алюминидов, поэтому объемное их содержание в двухфазном слое продуктов реакции снижается.

Предложенный механизм структурообразования позволяет объяснить первоначальное вялое течение формирования сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан-алюминий и последующее ускорение реакции при формировании и росте в расплаве полосы с глобоидами алюминидов (рис. 8).

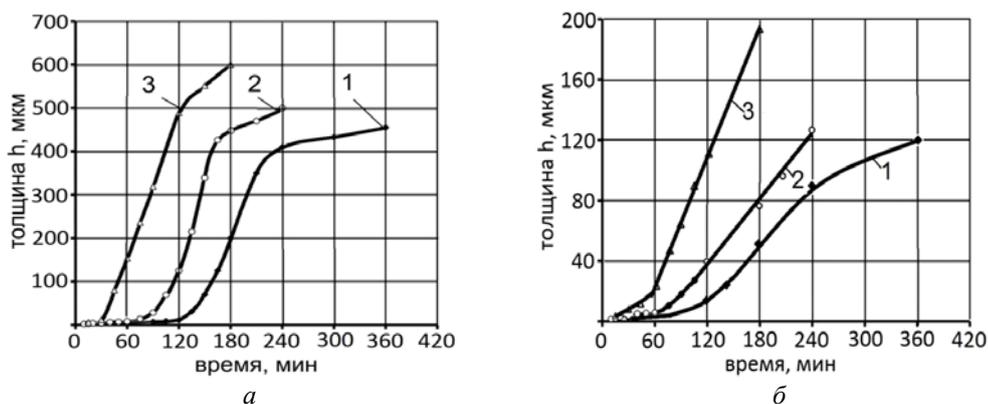


Рис. 8. Кинетика изменения толщин слоев продуктов реакции с глобоидами интерметаллидов $h_{\text{общ}}$ (а) и прореагировавшего титана ВТ1-0 h_{Ti} (б) в процессе термообработки композита ВТ1-0-АД1 при температурах: 1 – 675 °С; 2 – 700 °С; 3 – 750 °С

Выводы

1. На основе сопоставления известных механизмов осаждения, разрушения и реакций с расплавом интерметаллидов, а также наблюдаемой в процессе исследований эволюции микроструктуры титано-алюминиевого композита при температурах выше плавления алюминия предложен механизм протекания процессов, учитывающий наличие на границе раздела слоев оксидной пленки.

2. Разрушение оксидной пленки из-за образования интерметаллида в объеме, ограниченном прореагировавшим титаном, и протекания эффекта Ребиндера позволяет объяснить переход от первоначально вялого течения формирования сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан-алюминий к последующему ускорению реакции при росте в расплаве непрерывной полосы с глобоидами интерметаллидов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич, Л. М. Диффузионное взаимодействие в титано-алюминиевом биметалле ВТ1-АД1 в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров, В. Н. Арисова // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолГТУ. – Волгоград, 2005. – (Серия «Материаловедение и прочность элементов конструкций»; вып. 1). – С. 9–12.
2. Гуревич, Л. М. Структурообразование в титано-алюминиевых композитах в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров, Д. Н. Гурулев, В. А. Локтюшин // Журнал функциональных материалов. – 2008. – Т. 2. – № 4. – С. 153–157.
3. Гуревич, Л. М. Структура и свойства слоистых титано-алюминиевых композитов, упрочненных частицами интерметаллидов / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев, В. В. Метелкин // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) ВолГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 5–11.

4. Mackowiak, J. Geometrical effects observed in the Ti (solid)-Al (liquid) diffusion couple due to compound formation / J. Mackowiak, L. L. Shreir // *Acta Metallurgica*. – 1956. – № 4. – P. 556.

5. Mackowiak, J. The nature and growth of interaction layers formed during the reaction between solid titanium and liquid aluminium / J. Mackowiak, L. L. Shreir // *Journal of the less-common metals*. – 1959. – Vol. 1. – P. 459–466.

6. Slama, G. Coating of niobium and niobium alloys with aluminium. Part II. Hot-dip-ped coatings / G. Slama, A. Vignes // *Journal of the Less-common Metals*. – 1971. – № 24. – P. 1–21.

7. Sujata, M. Microstructural Features of $TiAl_3$ Base Compounds Formed by Reaction Synthesis / M. Sujata, S. Bhargava and S. Sangal // *Materials & Design*. – January 2011. – Volume 32. – Issue 1. – P. 207–216.

8. Дилатометрические исследования жидкофазного

спекания системы Al-Ti / Г. Н. Романов, П. П. Тарасов, П. К. Дьячковский, А. П. Савицкий, Л. С. Марцунова // *Известия Томского политехнического университета*. – 2006. – Т. 309. – № 1. – С. 114–119.

9. Harach, D. J. Microstructure Evolution in Metal-Intermetallic Laminate (MIL) Composites Synthesized by Reactive Foil Sintering in Air / David J. Harach and Kenneth S. Vecchio // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – V. 32A. – P. 1493–1505.

10. Колмогоров, А. Н. К статистической теории кристаллизации металлов / А. Н. Колмогоров // *Изв. АН СССР. Сер. Математика*. – 1937. – 1:3. – С. 355–359.

11. Ребиндер, П. А. Поверхностные явления в твердых телах в процессах их деформации и разрушения / П. А. Ребиндер, Е. Д. Щукин // *Успехи физических наук*. – 1972. – Т. 108. – Вып. 1. – С. 3–42.

УДК 620.18: 669-419:621.771
621.785.532

А. И. Плохих

О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН, УПРОЧНЯЕМЫХ ХТО*

Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана

e-mail: plokhikh@bmstu.ru

В работе приведены результаты металлографического исследования по установлению влияния степени структуризации многослойных металлических материалов на параметры диффузионного слоя при проведении химико-термической обработки азотированием. Показано, что уменьшение толщины ламинарных слоев от 100 до 2 мкм приводит к увеличению диффузионного слоя более чем в два раза, по сравнению с контрольным поликристаллическим образцом. Установлено, что более существенное измельчение структуры многослойных материалов, в частности до расчетного значения толщины слоя 0,3 мкм, многократно снижает глубину проникновения диффузанта в материал по ламинарным границам.

Ключевые слова: слоистые композиты, многослойные материалы, горячая прокатка, микроструктура, химико-термическая обработка, азотирование, диффузия.

The results of metallographic studies of the structure of multilayer metal material after nitriding. The relation between the thickness of the laminar layers of the material and the thickness of the diffusion layer.

Keywords: layered composites, laminates, hot rolling, microstructure, chemical heat treatment, nitriding, diffusion.

Актуальной научно-технической задачей современного машиностроения является снижение габаритно-весовых параметров деталей и элементов конструкций, решение которой позволяет существенным образом повысить эксплуатационные показатели изделия в целом. Как показывает практика, весьма эффективным при создании перспективных образцов современной техники остается использование материалов, характерной особенностью которых является наличие градиентной макро- либо микроструктуры. К их числу можно отнести новый класс конструкционных металлических материалов, по-

лучаемый на основе синтеза многослойных композитных заготовок. Использование подобных материалов позволяет значительно повысить ресурс деталей и конструкций, работающих в условиях высоких температурно-силовых нагрузок, с одновременной экономией дорогостоящих легирующих элементов. Существенным преимуществом при этом является реализация в деталях машин совокупности предельно высоких значений служебных характеристик, достижение которых при использовании монометаллических материалов оказывается невозможным.

Наряду с известными способами получения и использования [1–3], перспективными могут оказаться гомогенные материалы, имеющие структуру, состоящую из сотен и тысяч слоев, разделенных между собой большими угловыми границами.

* Работа выполнена в рамках ГК № 16.523.11.3010 по теме «Создание комплекса вакуумных и ионно-вакуумных технологий химико-термической обработки деталей машин с получением наноструктурированного состояния диффузионных слоев».

Проведенные исследования показали, что получение такой структуры возможно, в частности, в том случае, если в исходной композиции участвуют сплавы на основе одного металла, имеющие различное кристаллическое строение (имеют решетки ОЦК и ГЦК). Круг технически значимых сплавов существенно расширяется, если в качестве основного вида обработки, в отличие от известных технологических схем [4,5], использовать горячую прокатку. В этом случае деформирование можно проводить в таком интервале температур, в котором исходные составляющие композитной заготовки сохраняют разные типы кристаллических решеток. Применение разработанного экспериментального технологического маршрута позволяет получать заготовки полосового сортамента шириной 100 мм, толщиной от 2 до 10 мм. Микроструктура материала имеет ламинарное строение, которое можно характеризовать как попеременно чередующиеся между собой слои на основе одного металла, имеющие одинаковый либо близкий химический состав, разделенные между собой большими угловыми границами, с толщинами слоев от 100 до 0,3 мкм (по расчету) [6].

Теория и практика химико-термической обработки (ХТО) показывает, что существенное влияние на процессы диффузии легирующих элементов оказывают несовершенства кристаллического строения. Известно, что в металлических материалах значение коэффициента зернограницной диффузии на порядки превышает значения коэффициента объемной диффузии. Поэтому несмотря на возможные трудно-

сти весьма перспективным может оказаться идея формирования особого вида регулярной микроструктуры, строение которой увеличивало бы скорость и глубину проникновения легирующих элементов при поверхностном насыщении деталей машин.

Такое строение можно иллюстрировать на примере зубчатого колеса, изготовленного из многослойной полосовой заготовки (рис. 1).

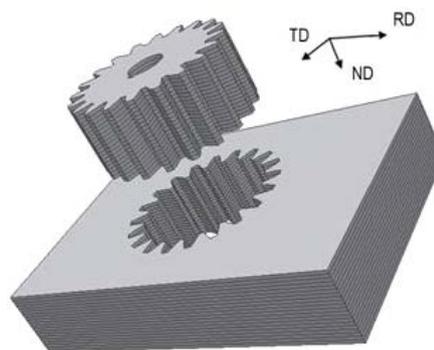


Рис. 1. Схема вырезки зубчатого колеса из многослойной заготовки

можно видеть, что рабочая, упрочняемая за счет диффузионного насыщения, поверхность имеет многослойное строение (рис. 2), что при таком расположении больших угловых (межслойных) границ позволяет ожидать преимущественного ускоренного проникновения легирующих элементов именно по этим дополнительным каналам. Однако очевидно, что эффективность ХТО в данном случае будет зависеть от многих факторов и в первую очередь от количества и толщины ламинарных слоев на рабочей поверхности детали.

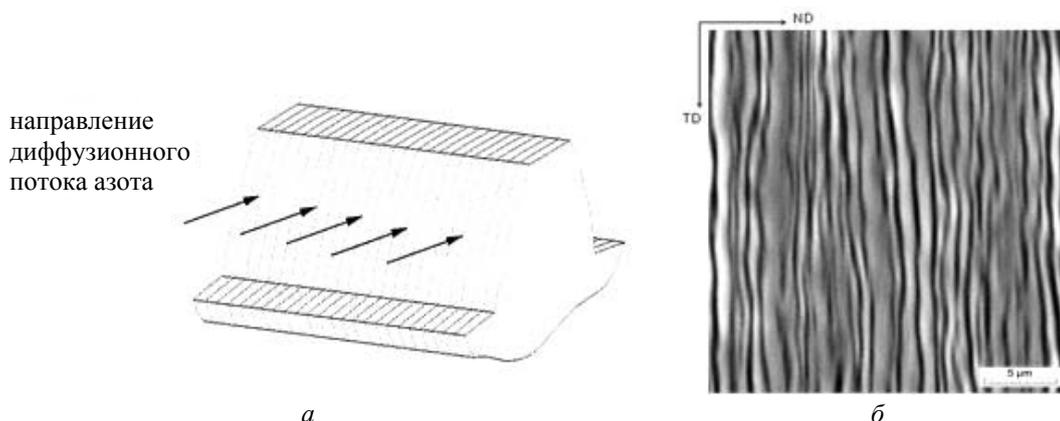


Рис. 2. Строение рабочей поверхности, упрочняемой за счет диффузионного насыщения: а – схема рабочей поверхности зуба колеса; б – электронное изображение структуры насыщаемой поверхности многослойного материала после двух циклов обработки

Для проведения исследования были использованы многослойные композитные заготовки,

которые в начале производственного цикла состояли из ста чередующихся между собой кар-

точек из сталей 08X18 и 08X18Н10 толщиной 0,5 мм, длиной 200 и шириной 50 мм, по 50 штук каждой марки. По экспериментальному технологическому маршруту (рис. 3), включающему мерную резку карточек из листов, обработку их поверхности, сборку нарезанных карточек в пакет, вакуумирование пакета и последующее пластическое деформирование методом горячей прокатки, указанные заготовки прошли три полных технологических цикла изготовления. В качестве объектов исследования были выбраны образцы, полученные после первого технологического цикла, с толщинами

слоев 100 и 20 мкм соответственно, образцы, полученные после реализации второго технологического цикла, с толщинами слоев ~ 2 мкм, а также образцы после третьего цикла изготовления с расчетной толщиной слоя 0,3 мкм.

Азотирование было проведено в газовой среде при температуре 540°C, со степенью диссоциации аммиака от 20 до 40 %, в течение 45 ч. Все исследованные образцы были обработаны одной садкой, при этом в качестве контрольного был использован образец стали 08X18Н10 с обычной поликристаллической структурой.

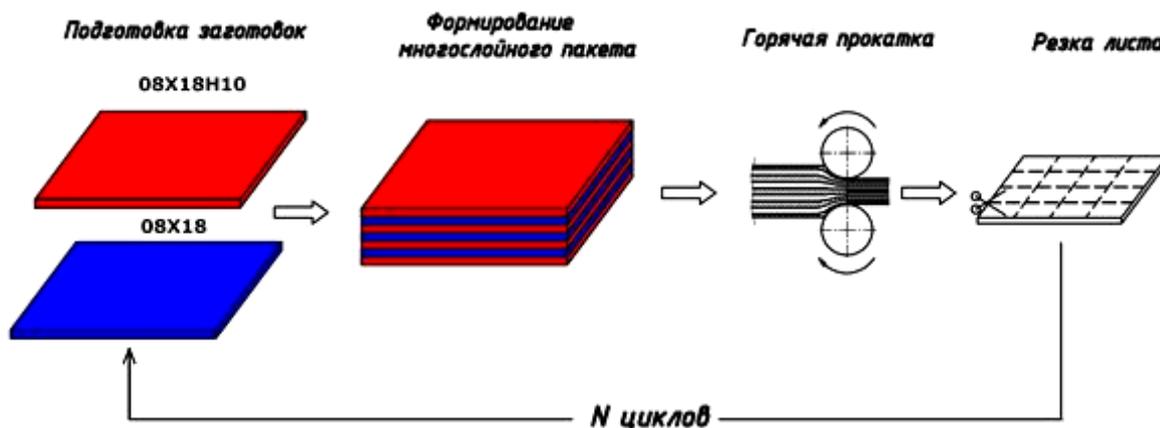


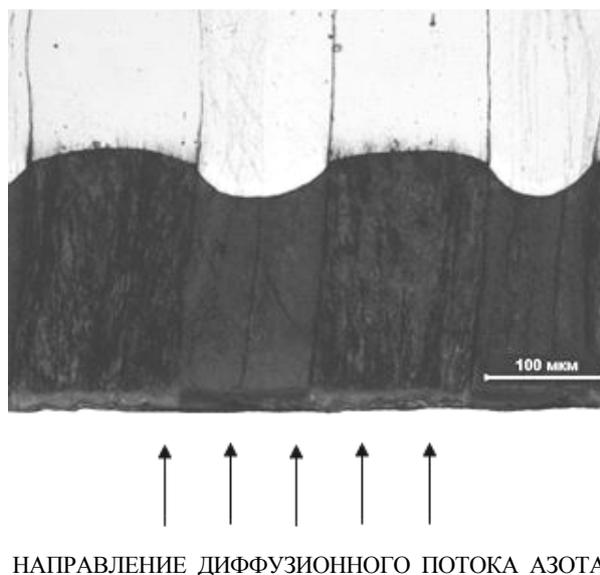
Рис. 3. Схема экспериментального технологического маршрута

Микроструктура материала после проведения азотирования исследовалась с помощью оптического микроскопа на образцах, вырезанных вдоль направления диффузионного потока и перпендикулярно предполагаемой рабочей поверхности (см. рис. 2), а также с помощью сканирующего электронного микроскопа VEGA TS5130 в режиме вторичных электронов при ускоряющем напряжении от 5 до 20 кВ.

Изучение микроструктуры контрольного образца стали 08X18Н10 показало, что толщина полученного азотированного слоя соответствует известным справочным и литературным данным и составляет около 130 мкм [7].

Исследование микроструктуры многослойных образцов показало, что глубина проникновения диффузанта при проведении азотирования зависит от толщины ламинарных слоев материала. Установлено, что в многослойных образцах, имеющих толщину ламинарного слоя 100 мкм, глубина проникновения азота в среднем составляет около 150 мкм (рис. 4). Достаточно четко при химическом травлении проявляется диффузионный фронт азота, проникающего с опережением по границам ламинарных

слоев (рис. 5). При этом можно видеть, что фронт имеет разную кривизну – в слоях стали 08X18Н10 это вогнутый мениск, а в стали 08X18 мениск выпуклый.



НАПРАВЛЕНИЕ ДИФФУЗИОННОГО ПОТОКА АЗОТА

Рис. 4. Микроструктура азотированного слоя в многослойном материале (толщина ламинарного слоя 100 мкм)

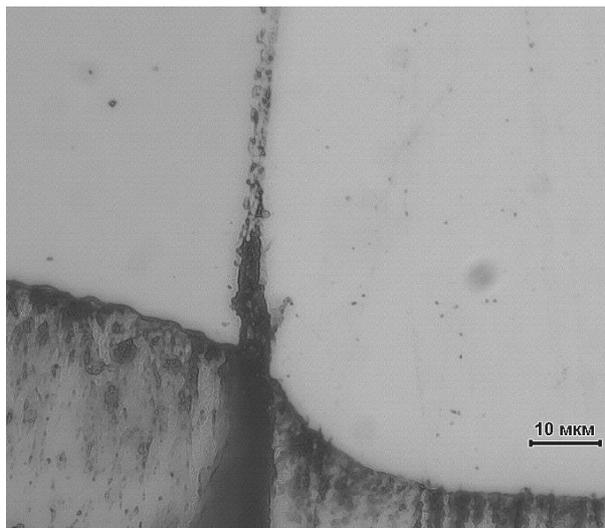


Рис. 5. Преимущественное проникновение азота по межслойной границе многослойного материала (толщина ламинарного слоя 100 мкм)

Исходя из модели Фишера, можно предположить, что выпуклый мениск в стали 08X18 формируется вследствие сложения двух диффузионных потоков – потока азота, движущегося в объеме слоя, и потока, диффундирующего от ламинарной границы. Знак кривизны мениска в этом случае определяется разницей значений коэффициентов объемной диффузии азота в сталях, поэтому слои стали 08X18, более проницаемые для азота, в отличие от стали 08X18N10, испытывают со стороны ламинарной границы концентрационный «подпор», выгибающий соответствующим образом диффузионный фронт.

Такая же картина в целом сохраняется и на многослойных образцах, имеющих толщину ламинарного слоя 20 мкм (рис. 6). Однако глубина проникновения азота увеличивается и составляет около 200 мкм, что подтверждает предложенный механизм влияния межслойной границы, поток азота от которой насыщает более тонкий ламинарный слой с более высокой скоростью, что способствует созданию повышенного градиента концентраций в слое за меньший промежуток времени.

Обращает на себя внимание также то, что глубина проникновения азота внутри ламинарного слоя по дефектам структуры оказывается соизмеримой с глубиной проникновения по межслойным границам, причем в более трудно азотируемой стали 08X18N10 она оказывается большей, чем в стали 08X18.

Азотирование образцов с толщиной ламинарного слоя 2 мкм приводит к еще более значительному увеличению толщины азотирован-

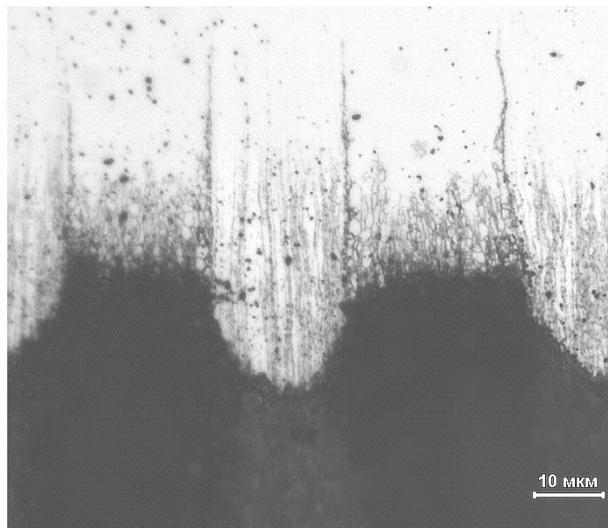


Рис. 6. Микроструктура азотированного слоя в многослойном материале (толщина ламинарного слоя 20 мкм)

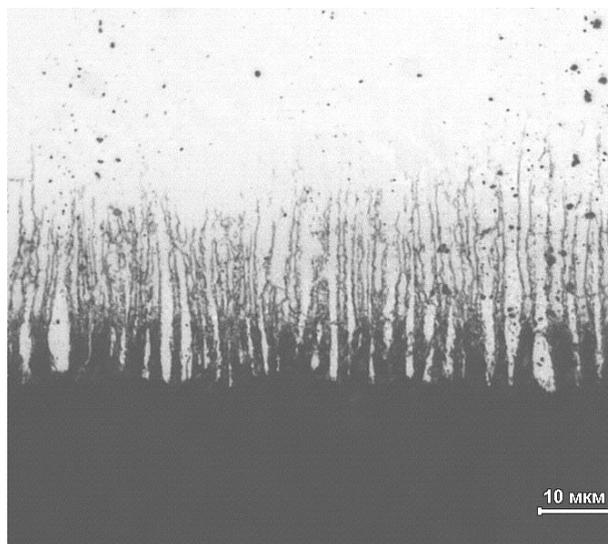


Рис. 7. Микроструктура азотированного слоя в многослойном материале (толщина ламинарного слоя 2 мкм)

ного слоя в среднем до 280 мкм, причем преимущественная диффузия по границам ламинарных слоев при этом сохраняется (рис.7).

Кардинальным образом картина изменяется при проведении насыщения образцов, которые прошли три технологических цикла и имеют расчетную толщину слоя, равную 0,3 мкм. В этом случае наблюдается резкое снижение глубины проникновения азота в материал до значений, не превышающих 30 мкм (рис. 8), что оказывается существенно меньшим, даже чем толщина азотированного слоя в контрольном образце стали 08X18N10.

Причину этого на данном этапе исследования установить не удалось, однако можно считать, что столь сильное тормозящее действие на

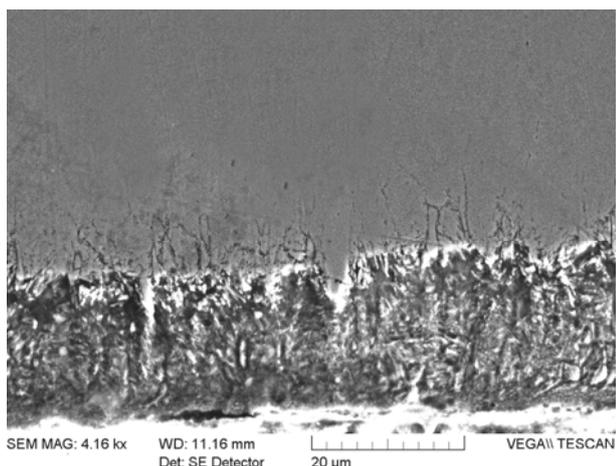


Рис. 8. Электронное изображение микроструктуры азотированного слоя в многослойном материале с толщиной ламинарного слоя 0,3 мкм

поток диффундирующего вещества могут оказать процессы, связанные с перестроением кристаллической решетки. При этом перекристаллизация в данных условиях обусловлена, видимо, не только изменением фазового состава, но и низкой температурной стабильностью многослойного материала, имеющего высокую степень структуризации.

На основании вышесказанного можно предположить, что для многослойных материалов существует некая критическая толщина ламинарного слоя ($h_{крит}$), преодоление которой в процессе структуризации материала приводит к снижению эффективности проведения ХТО азотированием (рис. 9). Для данной композиции многослойного материала эта толщина лежит в интервале от 2 до 0,3 мкм.

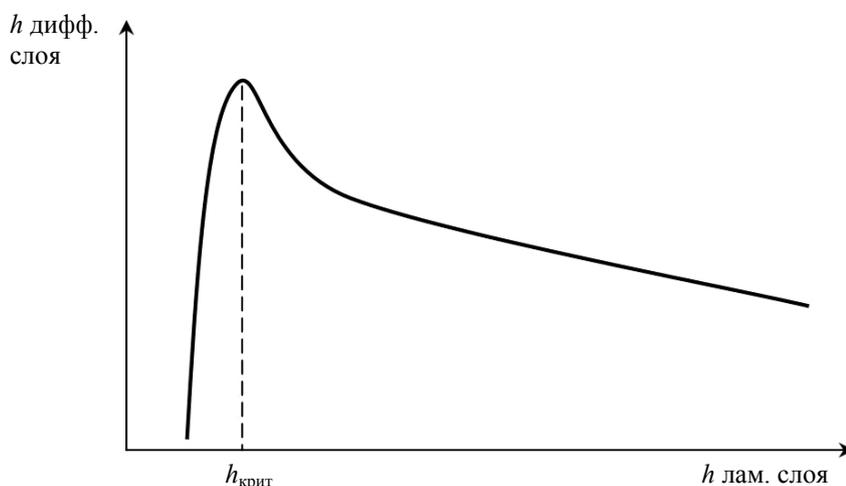


Рис. 9. Зависимость изменения глубины проникновения азота от толщины ламинарного слоя в многослойном материале

Выводы

Проведенное исследование показало, что глубина проникновения диффузанта при проведении азотирования зависит от толщины ламинарных слоев материала. Установлено, что уменьшение толщины ламинарных слоев от 100 до 2 мкм приводит к увеличению диффузионного слоя более чем в два раза, по сравнению с контрольным поликристаллическим образцом. Вместе с тем, более существенное измельчение структуры многослойных материалов, в частности, до расчетного значения толщины слоя 0,3 мкм, многократно снижает глубину проникновения диффузанта в материал по ламинарным границам. На основании этого можно предположить существование некоторой критической толщины ламинарных слоев, преодоление которой делает проведение ХТО азотированием неэффективной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М.: Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
2. Многослойная сталь в сварных конструкциях / под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. – Киев: Наук. думка, 1984. – 284 с.
3. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гильденгорн. – М.: Metallurgiya, 1970. – 238 с.
4. Карпов, М. И. Возможности метода вакуумной прокатки как способа получения многослойных композитов с нанометрическими толщинами слоев / М. И. Карпов, В. И. Внуков, К. Г. Волков, Н. В. Медведь, И. И. Ходос, Г. Е. Абросимова // Материаловедение. – 2004. – № 1. – С. 48–53.
5. Saito Y., Tsuji N., Utsunomiya H., Sakai T. and Hong R. G. // Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process. Scripta Mater., 39 (1998). – P. 1221–1227.
6. Колесников, А. Г. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки / А. Г. Колесников, А. И. Плохих, Ю. С. Комиссарчук, И. Ю. Михальцевич // МиТОМ. – 2010. – № 6. – С. 44–49.
7. Термическая обработка в машиностроении: справочник / под. ред. Ю. М. Лахтина, А. Г. Рахштадта. – М.: Машиностроение, 1980. – С. 43–50.

УДК 621.791

В. Г. Шморзун, А. И. Богданов

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ В КОМПОЗИТАХ СИСТЕМЫ Ni-Al ПОСЛЕ ДИФФУЗИОННОГО ОТЖИГА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты моделирования влияния конструкции слоистого металлического (алюминий-никель-подложка) и интерметаллидного (алюминий-диффузионная зона-никель-подложка) композита на величину термических напряжений, возникающих на его межслойных границах после диффузионного отжига.

Ключевые слова: температурные напряжения, моделирование, слоистый композит.

The results of modeling of composition of layered metallic (aluminum-nickel-substrate) and intermetallic (aluminum-diffusion zone-nickel-substrate) composite on value of thermal stresses, arised on its interlayer boundaries after diffusion annealing, are stated.

Keywords: thermal stresses, modeling, layered composite.

Предложенный на кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ комплексный технологический процесс получения жаростойких покрытий из алюминидов никеля включает следующую последовательность операций [1–3]:

1. Изготовление биметаллической заготовки (никель-подложка).

2. Обработка давлением, позволяющая получать на подложке требуемую толщину никеля.

3. Нанесение на никелевый слой биметаллической заготовки алюминиевого слоя толщиной, достаточной для его самопроизвольного отделения от диффузионной зоны на границе Ni-Al при охлаждении после термообработки.

4. Термообработка, обеспечивающая в результате твердофазной диффузии формирование слоистого Ni/Ni₂Al₃ покрытия заданной толщины.

Такая последовательность операций комплексного технологического процесса позволяет реализовать высокую прочность сцепления покрытия с подложкой и максимально приблизить форму получаемого материала или полуфабриката к форме готового изделия.

Наиболее вероятной причиной самопроизвольного отделения алюминиевого слоя от диффузионной зоны являются термические напряжения, возникающие при охлаждении композита из-за разницы в коэффициентах термического линейного расширения металлов, входящих в его состав. В рамках данной работы приведены результаты моделирования влияния конструкции полученного по комплексной тех-

нологии (сварка взрывом с последующей прокаткой) слоистого металлического (алюминий-никель-подложка) и интерметаллидного (алюминий-диффузионная зона-никель-подложка) композита на величину термических напряжений, возникающих на его межслойных границах после диффузионного отжига.

Для оценки температурных напряжений использовали пакет программ *COMSOL Multiphysics*, обладающий необходимой гибкостью в постановке связанных мультифизических задач и в задании граничных условий для отдельных слоев композита. *COMSOL* имеет готовый модуль *Thermal Stress*, позволяющий решать связанные задачи термоупругости. Имеется также встроенная библиотека материалов *Material Library*, применение которой в большинстве случаев не требует задания физических констант материалов и их зависимости от температуры. В качестве подложки была выбрана сталь Ст3, что позволило сопоставлять результаты расчета с изложенными в работах [1, 2] экспериментальными данными. При этом были сделаны следующие допущения:

– температура стали, никеля, диффузионной зоны и алюминия равномерна по толщине;

– диффузионная зона состоит из двух слоев с фазовым составом: NiAl₃ – со стороны алюминия и Ni₂Al₃ – со стороны никеля;

– температурная зависимость КТЛР и модуля упругости отсутствует;

– напряжения не релаксируют при температурах ниже температуры рекристаллизации алюминия.

Анализ влияния толщины алюминиевого слоя, диффузионной зоны, никеля и стали на величину термических напряжений позволил установить следующее. Наибольшие термиче-

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066 а, а также Совета по грантам Президента РФ (грант № СП-5131.2013.1).

ские напряжения возникают вблизи границы раздела слоев: растягивающие – в алюминии и диффузионной зоне, сжимающие – в никеле и стали.

При прочих равных условиях увеличение толщины алюминиевого слоя может приводить как к снижению, так и к росту величины растя-

гивающих напряжений (рис. 1). Максимальные растягивающие напряжения в алюминиевом слое возникают при соотношении толщин слоев алюминия δ_{Al} и стали $\delta_{Ст}$ $k = < 0,1$ и $k > 4$. При этом уровень этих напряжений не превышает предела текучести алюминия при комнатной температуре (рис. 2).

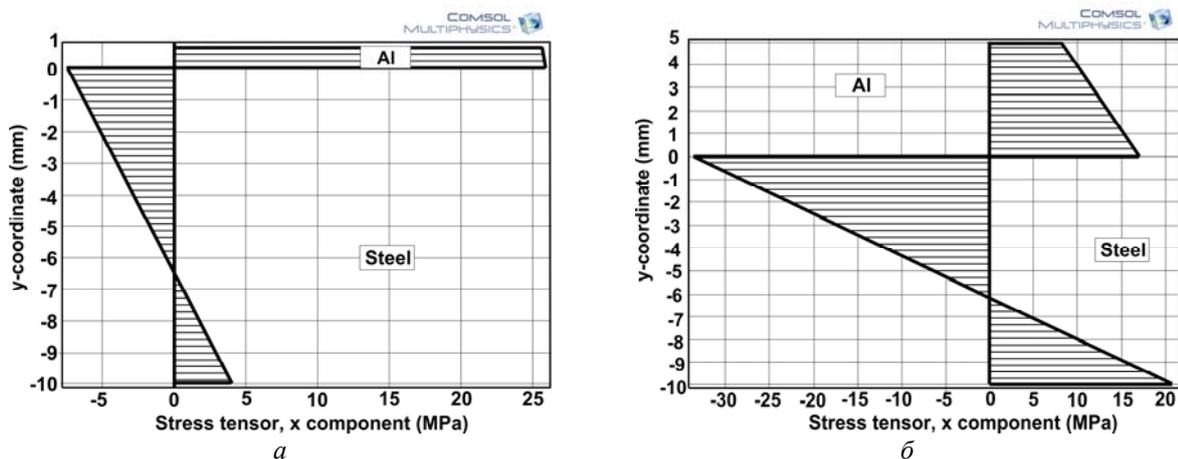


Рис. 1. Эпюры термических напряжений по сечению СКМ Ст3 +Ал1 после охлаждения с температуры 600 °С: $a - \delta_{Al} = 0,7$ мм; $b - \delta_{Al} = 5$ мм

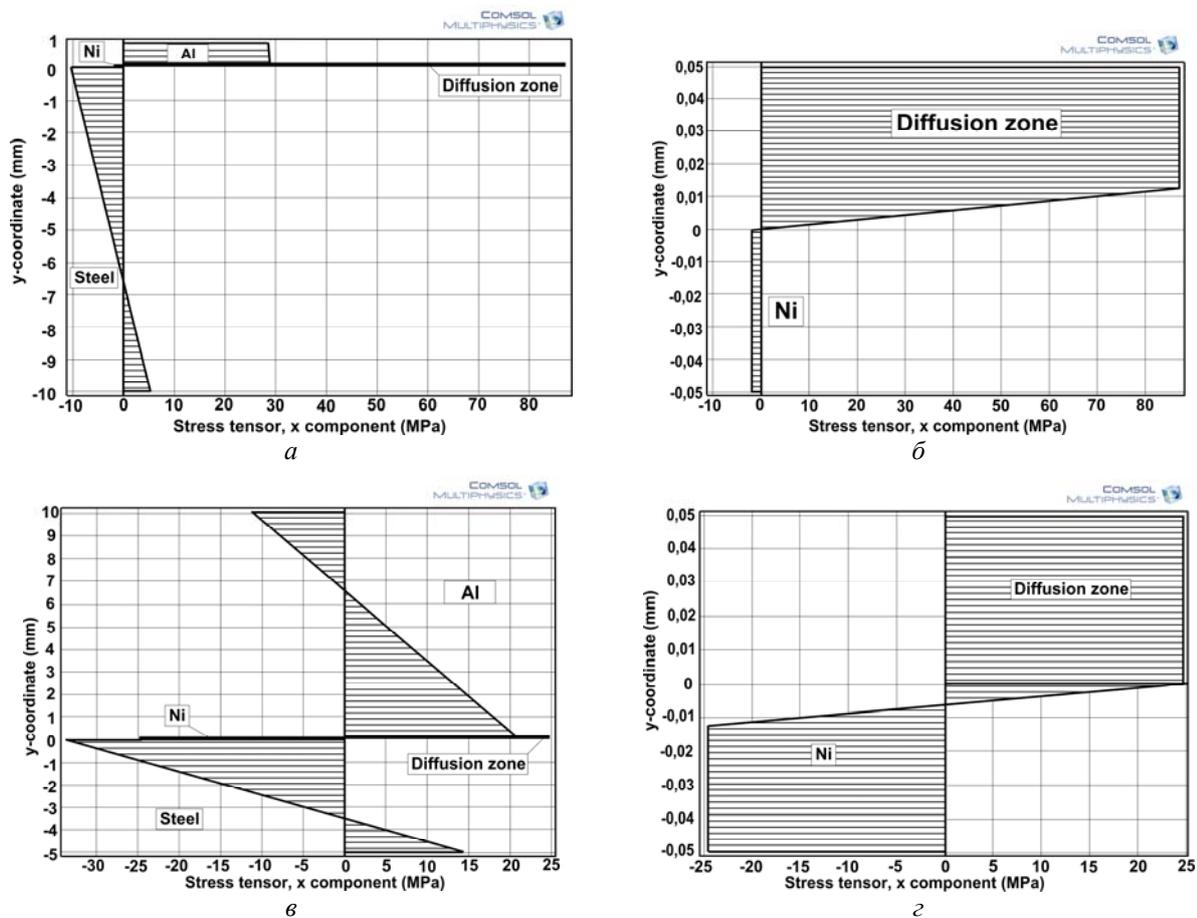


Рис. 2. Эпюры термических напряжений по всему сечению (а, в, д) и в тонких прослойках (б, з, е) после охлаждения с температуры 600 °С СКМ Ст3+НП2+ Ал1 при k равном 0,07 (а, б), 2 (в, з), 5 (д, е) (см. также на с. 20)

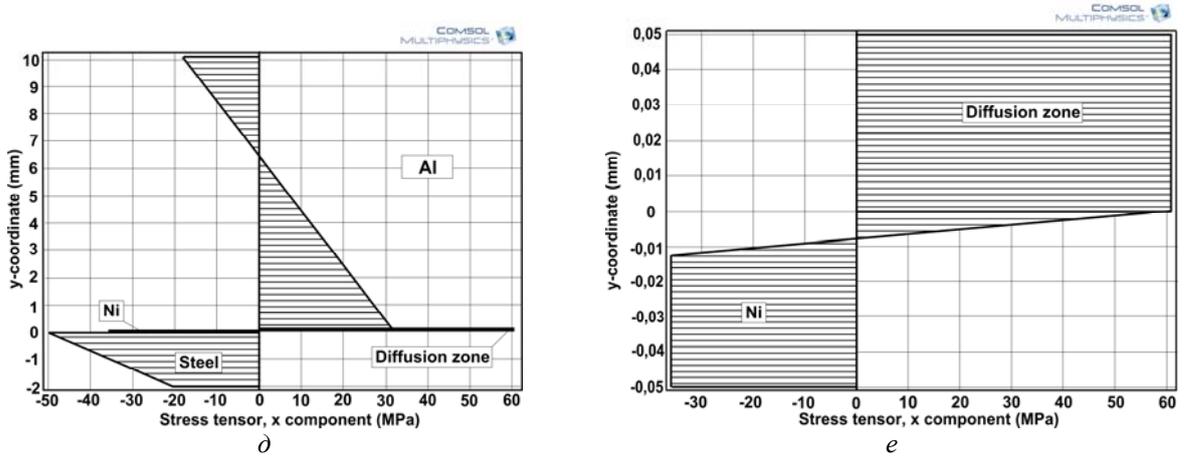


Рис. 2. Окончание

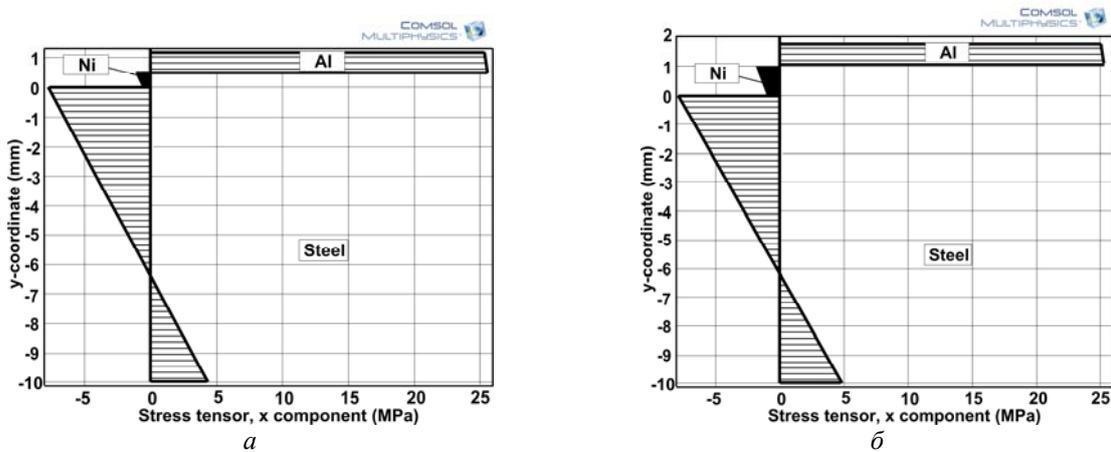


Рис. 3. Эпюры термических напряжений по сечению СКМ Ст3+НП2+АД1 после охлаждения с температуры 600 °С: а – при $\delta_{Ni} = 0,25$ мм; б – при $\delta_{Ni} = 1$ мм. $\delta_{Al} = 0,7$ мм, $\delta_{Ст3} = 10$ мм

При прочих равных условиях увеличение соотношения толщин слоев алюминия и стали k в составе композита приводит к росту сжимающих напряжений в подслое никеля (рис. 2), влияние же его толщины незначительно, хотя тенденция к росту и наблюдается (рис. 3).

В диффузионной зоне напряжения с ростом толщины алюминиевого слоя и значения k сначала понижаются, а затем растут. При прочих равных условиях увеличение толщины диффузионной зоны не оказывает существенного влияния на величину растягивающих напряжений (рис. 4).

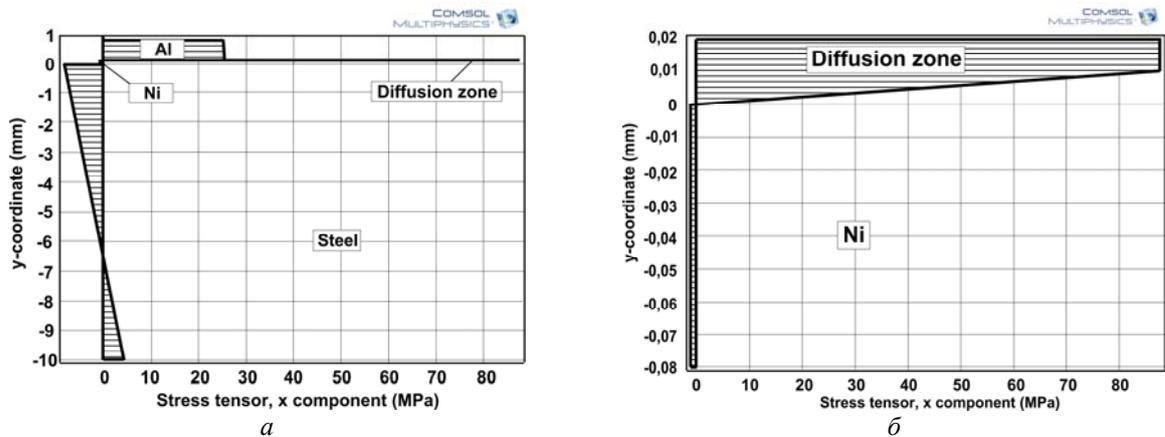


Рис. 4. Эпюры термических напряжений по всему сечению (а, в) и в диффузионной зоне (б, г) после охлаждения с температуры 600 °С СКМ Ст3+НП2+ АД1 при $\delta_{ДЗ} = 0,02$ мм ($\delta_{Ni} = 0,08$ мм) (а, б) и 0,08 мм ($\delta_{Ni} = 0,02$ мм) (в, г). $\delta_{Al} = 0,7$ мм, $\delta_{Ст3} = 10$ мм (см. также с. 21)

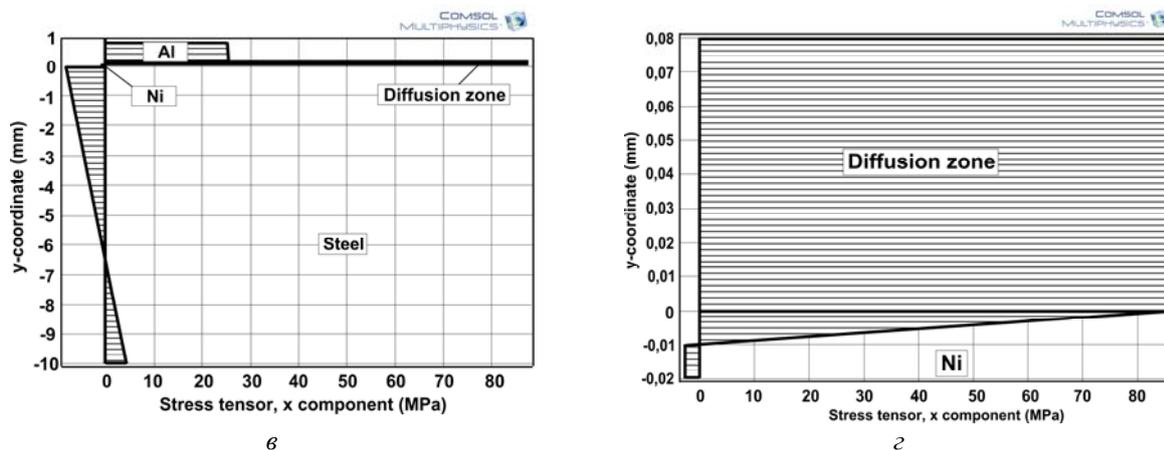


Рис. 4. Окончание

Сопоставление полученных данных с результатами эксперимента [1, 2] показало, что термические напряжения величиной 87 МПа достаточны для разрушения слоистого компо-

зита по слою интерметаллида $NiAl_3$ (рис. 5) и самопроизвольного отделения алюминиевого слоя. При меньшей величине напряжений разрушения не наблюдалось.

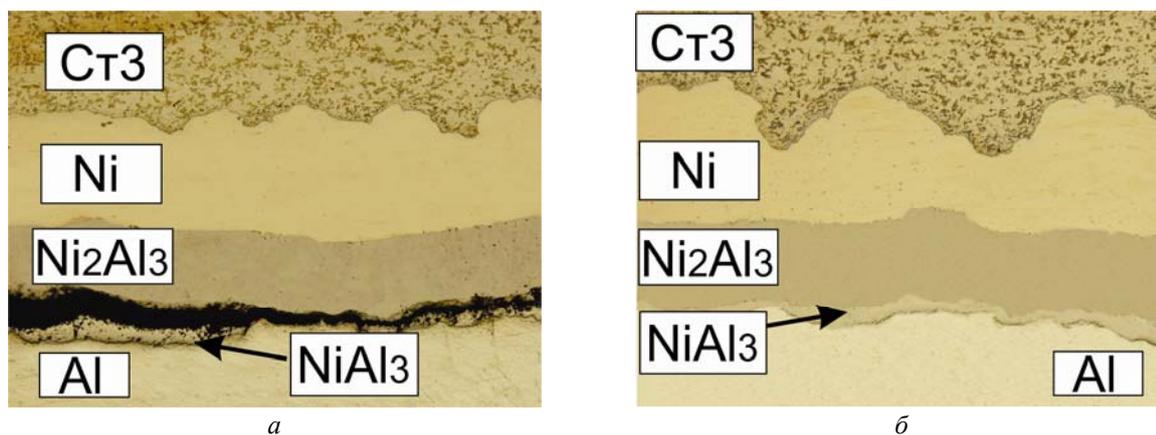


Рис. 5. Микроструктура слоистого композита после охлаждения с температуры 600 °С, обеспечивающего возникновение в диффузионной зоне термических напряжений. $\times 500$: а – 87 МПа; б – 24 МПа

В ы в о д

Охлаждение слоистого интерметаллидного (алюминий-диффузионная зона-никель-подложка) композита после отжига приводит к разрушению диффузионной зоны и самопроизвольному отделению алюминиевого слоя с формированием на подложке слоистого Ni/Ni_2Al_3 покрытия при соотношении толщин слоев алюминия и (никель + сталь) $4 < k < 0,1$ и величине растягивающих напряжений в диффузионной зоне более 87 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгул, В. Г. Структура и свойства покрытий из интерметаллидных Ni-Al соединений, полученных по

комплексной технологии / В. Г. Шморгул, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, В. Н. Арисова, Е. А. Семакова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(78) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). – С. 8–11.
 2. Шморгул, В. Г. Влияние высокотемпературной термообработки на трансформацию структуры гибридных покрытий Ni/Ni_2Al_3 / В. Г. Шморгул, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 50–54.
 3. Шморгул, В. Г. Оценка термических напряжений в СКМ Ст3+НП2+АД1 / В. Г. Шморгул, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, М. Д. Трунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 61–64.

УДК 621.791

В. Г. Шморгуин, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов

ОЦЕНКА СРОКА СЛУЖБЫ СЛОИСТОГО Ni/Ni₂Al₃ ПОКРЫТИЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Произведена оценка времени, затрачиваемого на фазовые переходы в слоистых Ni/Ni₂Al₃ покрытиях. Показано, что при толщине составляющих 50+50 мкм срок службы покрытия составляет около 320 ч при 1000 °С, 1800 ч при 900 °С, 13000 ч при 800 °С и 130000 ч при 700 °С.

Ключевые слова: алюминиды никеля, жаростойкое покрытие, срок службы.

Time of the phase transitions in layered Ni/Ni₂Al₃ coatings is estimated. It is shown that if the layers thickness is 50 +50 μm lifetime of the coating is about 320 hours at 1000 °C, 1800 hours at 900 °C, 13 000 hours at 800 °C and 130 000 hours at 700 °C.

Keywords: nickel aluminides, heat-resistant coating, lifetime.

Среди жаростойких покрытий, обеспечивающих защиту материалов в окислительных средах, весьма эффективными являются покрытия из алюминидов никеля, высокие защитные свойства которых основаны на способности их поверхностного слоя окисляться с образованием защитной пленки Al₂O₃. Наряду с широко используемыми методами получения покрытий из алюминидов никеля (СВС, напыление, механосинтез и др.) в последние годы все большую актуальность приобретают комбинированные, позволяющие получать слоистые покрытия «никель + алюминид никеля» [1–4]. Срок службы таких покрытий из-за наличия градиента концентраций на границе «никель–алюминид никеля Ni₂Al₃» должен определяться кинетикой диффузионных процессов, приводящих, согласно диаграмме состояния Al–Ni [5] (рис. 1), к последовательному образованию и росту интерметаллидных фаз NiAl и Ni₃Al.

В настоящей работе для оценки срока службы покрытий Ni/Ni₂Al₃, полученных по комплексной технологии, включающей сварку взрывом, обработку давлением и термообработку [6], в качестве исходных посылок были приняты следующие.

1. Последней фазой, которая будет трансформироваться и исчезать в результате диффузионных процессов, будет фаза Ni₃Al. После ее исчезновения содержание алюминия в покрытии уменьшится до критического уровня и покрытие больше не будет защитным.

2. Скорость роста новой фазы в широком диапазоне температур характеризуется пара-

метром K , совпадающим по размерности и пропорциональным коэффициенту диффузии [7]

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{E_p}{RT}\right), \quad (1)$$

где K_0 – предэкспоненциальный множитель, не зависящий от температуры и характеризующий скорость роста новой фазы при ее бесконечно большой величине; E_p – энергия активации роста новой фазы, значение которой определяется энергией, затрачиваемой на перемещение атомов вещества из одного положения равновесия в другое; R – газовая постоянная; T – абсолютная температура.

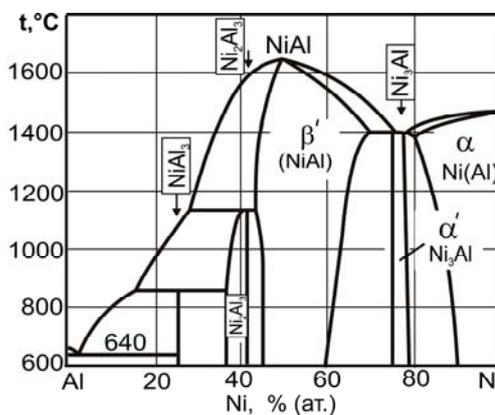


Рис. 1. Диаграмма состояния Al–Ni [5]

В работах [6, 8] экспериментально доказано, что фазовые превращения в слоистых Ni/Ni₂Al₃ покрытиях при высокотемпературных нагревах идут в следующей последовательности: Ni/Ni₂Al₃ → Ni/NiAl/Ni₂Al₃ → Ni/NiAl/Ni₃Al → Ni/Ni₃Al/Ni(Al) → Ni(Al), увеличение толщины каждого последующего слоя интерметаллида происходит, в основном, за счет изменения толщины слоя никеля, а интенсивность роста и исчезновения интерметаллидных

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066 а, а также Совета по грантам Президента РФ (грант № СП-5131.2013.1).

прослойка в составе покрытия определяется температурно-временными условиями нагрева.

Сравнительный анализ полученных экспериментальных данных позволил установить следующее. Снижение температуры с 1000 до

900 °С существенно замедляет кинетику фазовых превращений. Так, например, если при 1000 °С для фазового перехода $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$ достаточно 4 ч, $NiAl \rightarrow Ni_3Al$ – 30 ч, то при 900 °С – 15 и 150 ч соответственно.

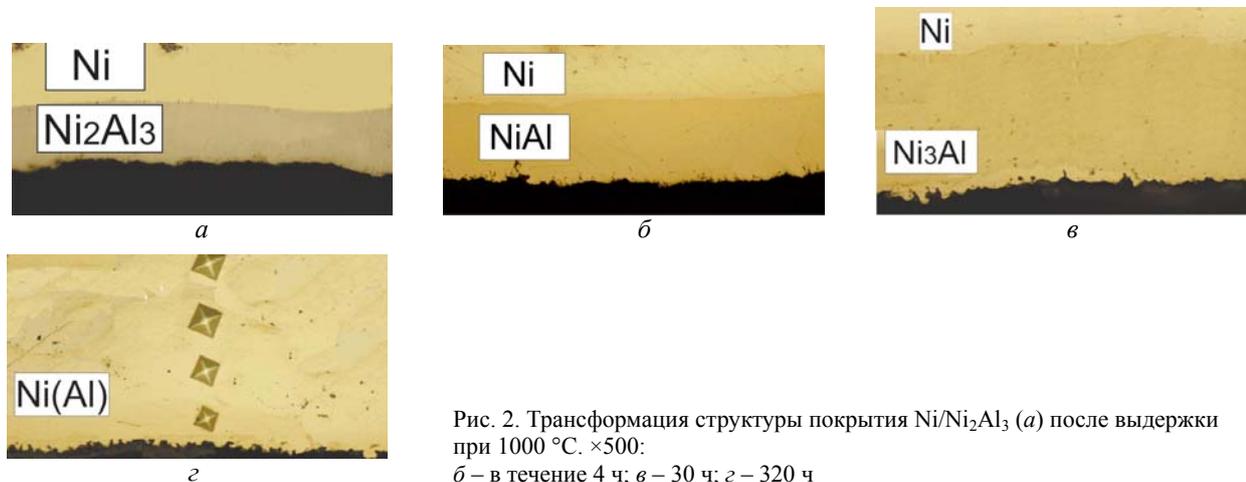


Рис. 2. Трансформация структуры покрытия Ni/Ni₂Al₃ (а) после выдержки при 1000 °С. ×500: б – в течение 4 ч; в – 30 ч; г – 320 ч

Зависимость продолжительности фазовых превращений от исходной толщины слоя Ni_2Al_3 сходна с соответствующей зависимостью от температуры. Так, увеличение толщины Ni_2Al_3 с 50 до 70 мкм позволило при 1000 °С увеличить продолжительность фазового перехода $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$ с 4 до 8 ч, $NiAl \rightarrow Ni_3Al$ с 30 до 58 ч, а $Ni_3Al \rightarrow Ni(Al)$ с 320 до 628 ч.

Полученные экспериментальные данные позволили представить кинетику фазовых превра-

щений (рис. 2) в покрытии при температурах 900–1000 °С в виде графиков, представленных на рис. 3.

Их анализ показывает, что срок службы покрытия (τ_c) складывается из времени, затраченного на фазовый переход $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$, $NiAl \rightarrow Ni_3Al$ и $Ni_3Al \rightarrow Ni(Al)$.

Расчетную оценку срока службы покрытий при температурах 700 и 800 °С осуществляли в следующей последовательности.

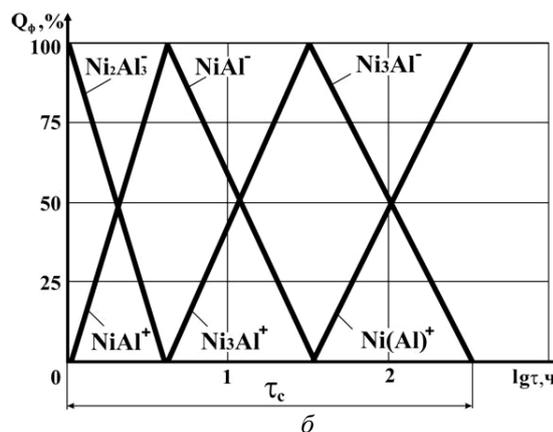
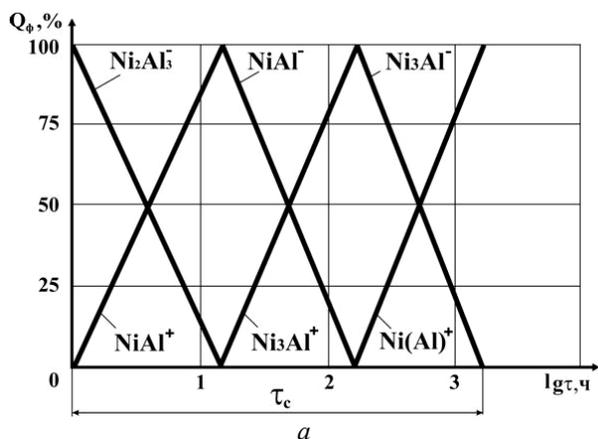


Рис. 3. Кинетика роста (+) и потребления (-) различных интерметаллидных фаз в покрытии при температуре : а – 900 °С; б – 1000 °С

На основе имеющегося массива экспериментальных данных по кинетике фазовых превращений при 900, 950 и 1000 °С определяли скорость роста новых фаз, полагая, что их рост подчиняется параболическому закону

$$K = \frac{h^2}{\tau} \tag{2}$$

Далее, представив экспериментальные данные в полулогарифмических координатах, вычисляли энергии активации роста новых фаз:

$$E_p = \frac{R [\ln(K_2) - \ln(K_1)]}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}} \tag{3}$$

где K_1 и K_2 – скорость роста новой фазы при

температурах T_1 (900 °C) и T_2 (1000 °C) соответственно, мкм²/с. Их расчетные значения составили: 160500 Дж/моль (NiAl), 211670 Дж/моль (Ni₃Al) и 202720 Дж/моль (Ni(Al)).

Если принять, что $K_1\tau_1 = K_2\tau_2$, где τ_1 и τ_2 – время, необходимое на фазовый переход Ni₂Al₃→NiAl при температурах 1000 и 800 °C, то с учетом выражения (1) получим время, необходимое для фазового перехода Ni₂Al₃→NiAl при температуре 800 °C:

$$\tau_2 = \left[\exp \frac{E_p (T_1 - T_2)}{RT_1 T_2} \right] \tau_1.$$

Аналогично определяли время, затрачиваемое на другие фазовые переходы.

В соответствии с выполненным прогнозом полученное в результате реализации предложенного авторами комплексного технологического процесса [6] слоистое покрытие Ni/Ni₂Al₃ при толщине составляющих 50+50 мкм может служить около 320 ч при 1000 °C, 1800 часов при 900 °C, 13000 ч при 800 °C и 130000 ч при 700 °C.

Вывод

Полученные цифровые значения энергии активации роста интерметаллидных фаз NiAl, Ni₃Al и твердого раствора на основе никеля могут быть использованы в практических целях для определения рабочего ресурса жаростойких слоистых Ni/Ni₂Al₃ покрытий.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, С. Н. Голубин ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УЧАСТКОВ ОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТЕ СИСТЕМЫ Ni-Al*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической и атомно-силовой микроскопии исследована структура, морфология и фазовый состав оплавленного металла в сваренном взрывом никель-алюминиевом композите. Установлено, что оплавленный металл представляет собой неравновесную мелкодисперсную смесь интерметаллидов NiAl₃ и Ni₂Al₃ в матрице из твердого раствора на основе алюминия. Диффузионные прослойки, формирующиеся при термообработке, на первом этапе повторяют контур оплава, а затем по мере увеличения времени выдержки «поглощают» его, выравнивая свой стехиометрический состав: со стороны никеля образуется алюминид Ni₂Al₃, а со стороны алюминия – NiAl₃.

Ключевые слова: слоистый композит, сварка взрывом, оплавленный металл, алюминиды никеля, термообработка, диффузионная зона, микромеханические свойства, фазовый состав, морфология.

The structure, morphology and phase composition of the melted metal in explosion welded nickel-aluminum composite are studied by X-ray diffraction, optical and atomic force microscopy. It is found that the melted metal represent a non-equilibrium mixture of finely dispersed intermetallic NiAl₃ and Ni₂Al₃ in a matrix of a solid solution based on aluminum. Diffusion layers, formed during the heat treatment, on the first stage repeat contour of melts, and then, with increasing time of endurance, «absorb» it, aligning its stoichiometric composition: from the direction of nickel - formed aluminide Ni₂Al₃, and from the aluminum – NiAl₃.

Keywords: layered composite, explosion welding, melted metal, aluminides nickel, heat treatment, diffusion zone, micromechanical properties, phase composition, morphology.

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066_а, а также Совета по грантам Президента РФ (грант № СП-5131.2013.1).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Susan, D. F. Reaction Synthesis of Ni-Al-Based Particle Composite Coatings / D. F. Susan, W. Z. Misiolek, A. R. Marder // Metallurgical and Materials Transactions A. – February 2001. – Volume 32A. – P. 379–390.
2. Susan, D. F. Ni-Al composite coatings: diffusion analysis and coating lifetime estimation / D. F. Susan, A. R. Marder // Acta Materialia. – 2001. – Volume 49. – P. 1153–1163.
3. A Phenomenological model for lifetime design of Ni₂Al₃/Ni hybrid coating formed on creep resistant ferritic steels / Z. D. Xiang [et al] // Journal of Materials Science. – 2011. – V. 47. – № 1. – P. 257–266.
4. Degradation kinetics at 650 °C and lifetime prediction of Ni₂Al₃/Ni hybrid coating for protection against high temperature oxidation of creep resistant ferritic steels / Z. D. Xiang [et al] // Corrosion Science. – 2011. – № 53. – P. 3426–3434.
5. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
6. Шморгун, В. Г. Структура и свойства покрытий из интерметаллидных Ni-Al соединений, полученных по комплексной технологии / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, В. Н. Арисова, Е. А. Семакова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(78) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). – С. 8–11.
7. Лариков, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – М.: Машиностроение, 1975. – 192 с.
8. Шморгун, В. Г. Влияние высокотемпературной термообработки на трансформацию структуры гибридных покрытий Ni/Ni₂Al₃ / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 50–54.

Получение биметаллических и многослойных соединений системы алюминий-никель с помощью комплексной технологии, включающей сварку взрывом, прокатку и термическую обработку, обуславливает необходимость изучения закономерностей формирования физической и химической микронеоднородности на всех ее этапах [1–3].

В настоящее время отсутствуют данные о влиянии участков оплавленного металла, формирующихся на межслойных границах никель-алюминиевых СКМ при завышении режимов сварки взрывом над оптимальными, на формирование структуры и свойств сплошных интерметаллидных слоев в составе слоистого интерметаллидного композита системы никель-алюминий, что и определило постановку настоящего исследования.

Материалы и методика эксперимента

Экспериментальная часть работы выполнена с применением оптической микроскопии (микроскоп Olympus VX61), атомно-силовой микроскопии (сканирующий зондовый микроскоп Solver Pro), фазового рентгеноструктурного анализа (рентгеновский дифрактометр ДРОН-3), измерения микротвердости (микротвердомер ПМТ-

3М). Обработка экспериментальных данных производилась с помощью специализированных пакетов прикладных программ.

Результаты и их обсуждение

Завышение режимов сварки алюминия с никелем над оптимальными приводит к локальному оплавлению на границе раздела металлов, которое вызывается теплом, выделяющимся при деформации на участках ее наиболее интенсивного действия. Ранее [2] нами установлено, что если граница соединения имеет слаборазвитый волновой профиль, то в завихрениях волн наблюдается локальное оплавление металла округлой формы преимущественно «светлого» цвета, структура которого травлением не выявляется (рис. 1, а). Микротвердость оплавленных участков при этом составляет 3,8–4,7 ГПа. Дальнейшая интенсификация режимов сварки приводит к образованию оплавов неравновесного состава, включающих помимо «светлых» включений, включения «серого цвета», микротвердость которых составляет 7,1–8,4 ГПа. Такие оплавы имеют сложную форму, в большинстве из них, ввиду быстротечности процесса кристаллизации, имеются дефекты кристаллизационного характера, такие как поры и трещины (рис. 1, б).

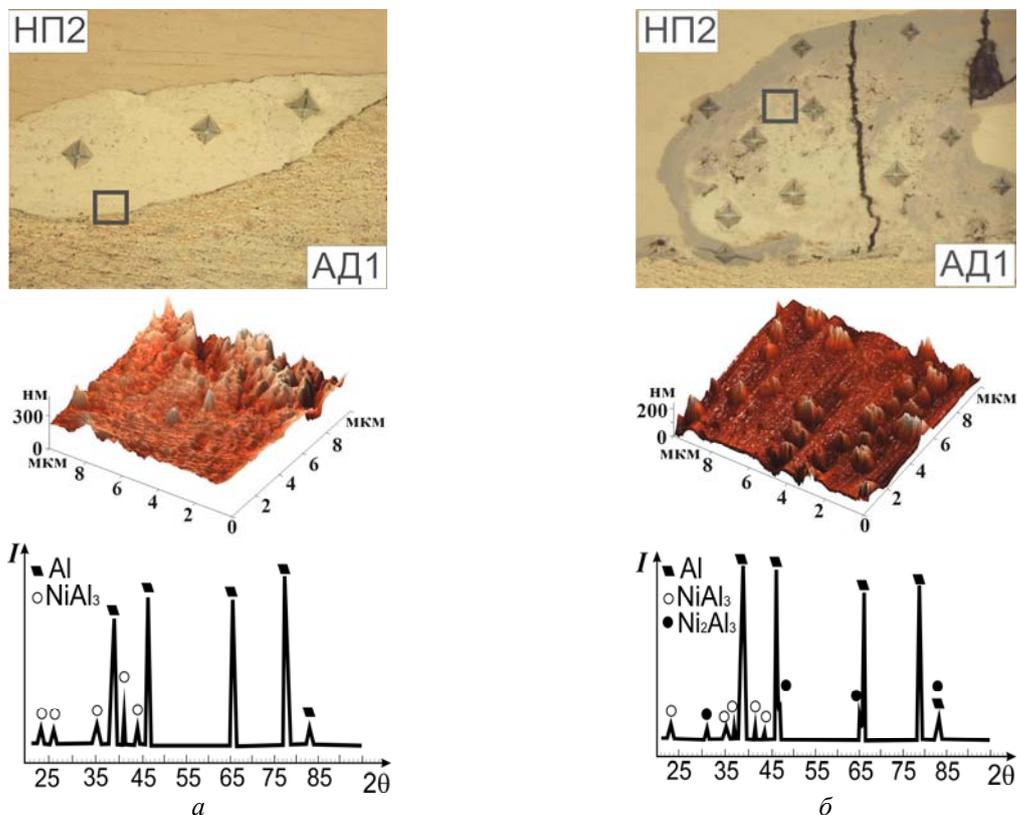


Рис. 1. Микроструктуры зоны соединения НП2-АД1 (×500), трехмерные АСМ-изображения и дифрактограммы участков оплавленного металла, характерные для близких к оптимальным (а) и завышенным (б) режимам сварки взрывом. Области сканирования обозначены квадратом

Для выявления фазового состава участков оплавленного металла проводили рентгенофазовый анализ околошовной зоны. Замер на полученных дифрактограммах углов и интенсивности линий, а также расчет межплоскостных расстояний и их расшифровка позволили установить наличие фаз NiAl_3 , Ni_2Al_3 (рис. 1), а также показать, что с интенсификацией режимов сварки в оплавленном металле растет содержание более твердой фазы Ni_2Al_3 .

Исследование морфологии участков оплавленного металла на атомно-силовом микроскопе показало, что между алюминием и оплавленным металлом существует четко различимая граница (рис. 1, а). Анализ следующего

АСМ-изображения (рис. 1, б), полученного сканированием поверхности оплавленного металла, позволил сделать вывод, что она геометрически неоднородна, на ней присутствуют достаточно крупные фрагменты рельефа, имеющие модуляции по высоте около 250 нм, которыми являются более твердые (по сравнению с NiAl_3) включения алюминида никеля Ni_2Al_3 .

Исследование структурной стабильности участков оплавленного металла при термической обработке композита (600 °С) показало, что формирующаяся со стороны никеля диффузионная прослойка на первом этапе повторяет контур оплава, а затем, по мере увеличения времени термообработки, «поглощает» его (рис. 2).

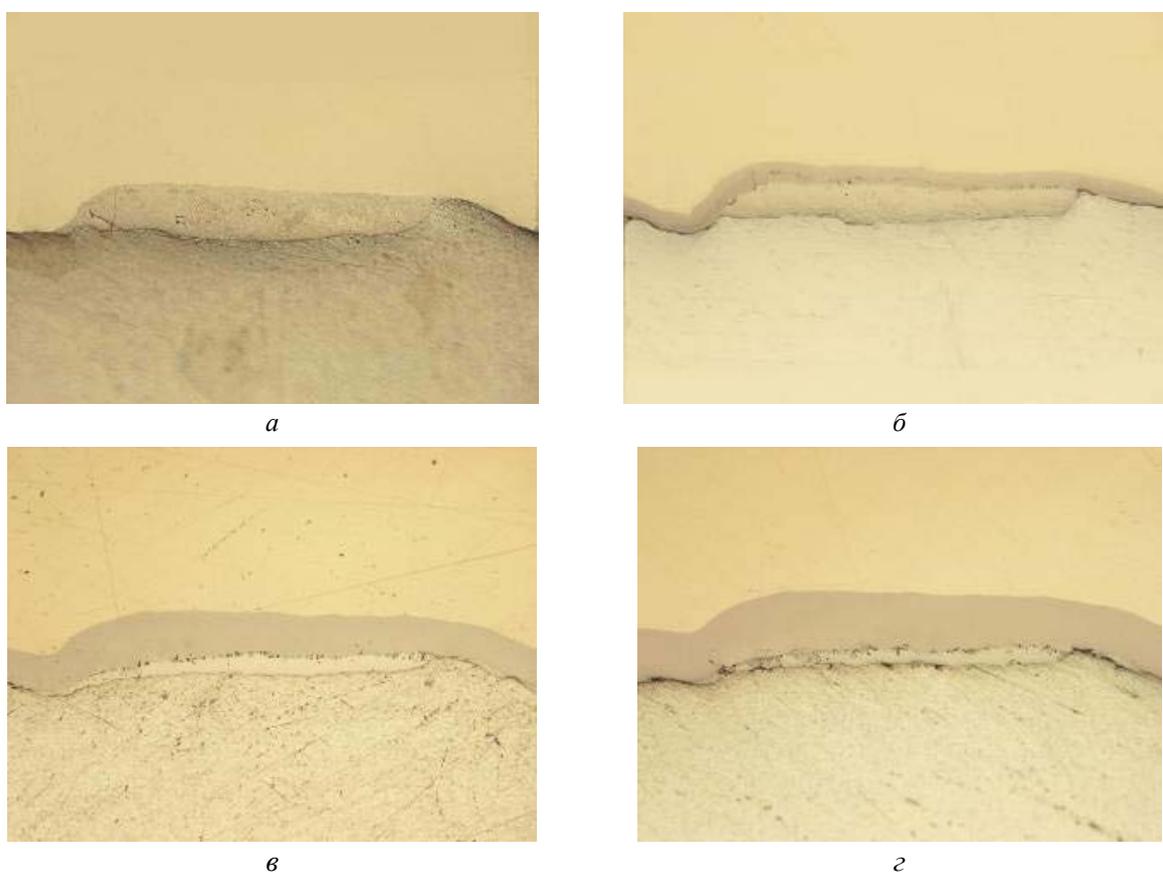


Рис. 2. Трансформация структуры зоны соединения АД1-НП2 (а) после нагрева при 600 °С (никель сверху. $\times 200$): б – в течение 0,5 ч; в – 5 ч; г – 10 ч

Установлено, что для «поглощения» диффузионной прослойкой оплавленного металла, полученного на режимах сварки большей интенсивности, требуется более длительная выдержка. При этом дефекты кристаллизационного характера сохраняются (рис. 3).

Формирование диффузионной зоны начинается с образования локальных участков как на границе никель-алюминий, так и на грани-

це никель-оплавленный металл, которые с повышением температуры и времени нагревов увеличиваются в размерах и срастаются в одну сплошную прослойку. Необходимо отметить, что длительность взаимодействия до появления локальных участков интерметаллидных фаз после сварки с различным энерголожением в зону соединения меняется незначительно.

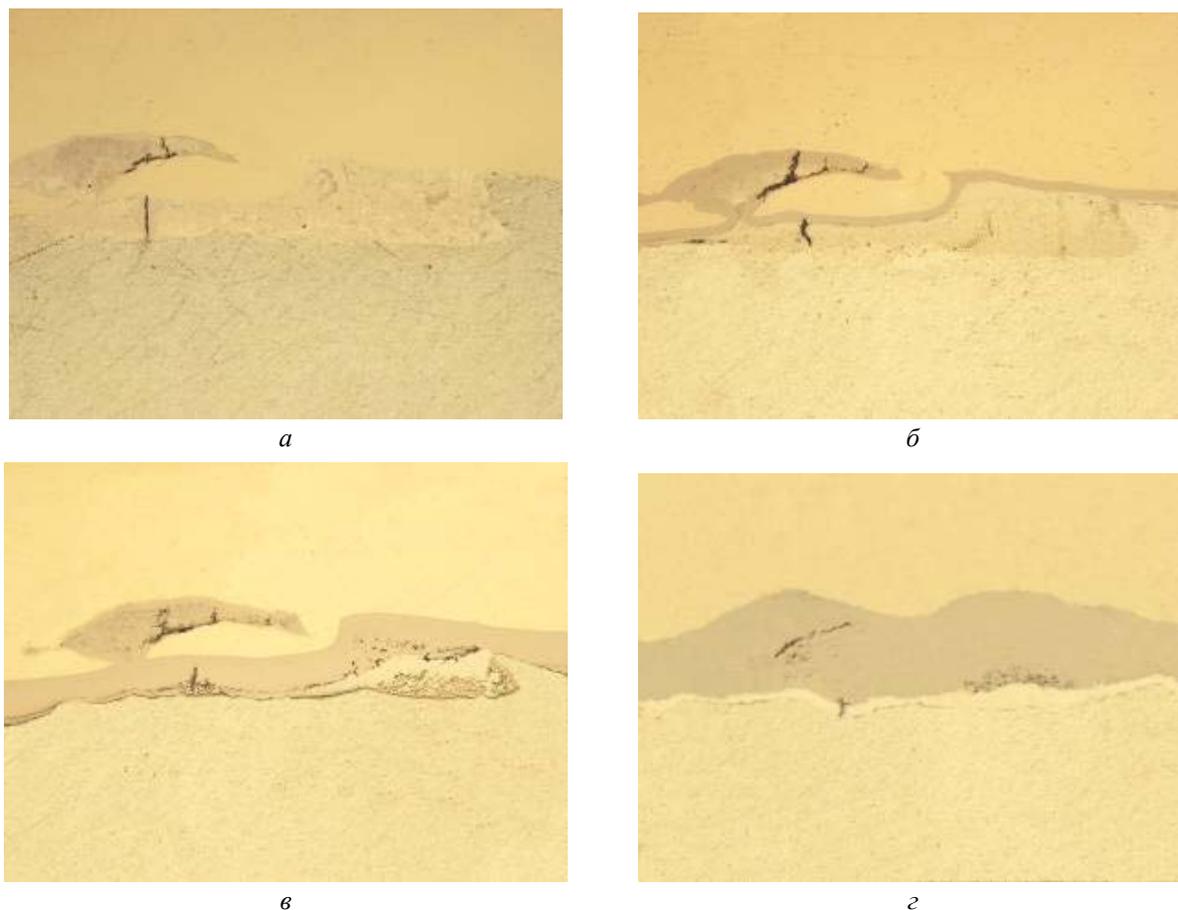


Рис. 3. Трансформация структуры зоны соединения АД1-НП2 с дефектами кристаллизационного характера (а) после нагрева при 600 °С (никель сверху. ×200):
 б – в течение 0,5 ч; в – 5 ч; г – 30 ч

Для определения фазового состава диффузионной зоны после трансформации структуры оплавленного металла никель-алюминиевый композит расслаивали и осуществляли рентге-

новскую съемку, как со стороны никеля, так и со стороны алюминия. Полученные дифрактограммы приведены на рис. 4.

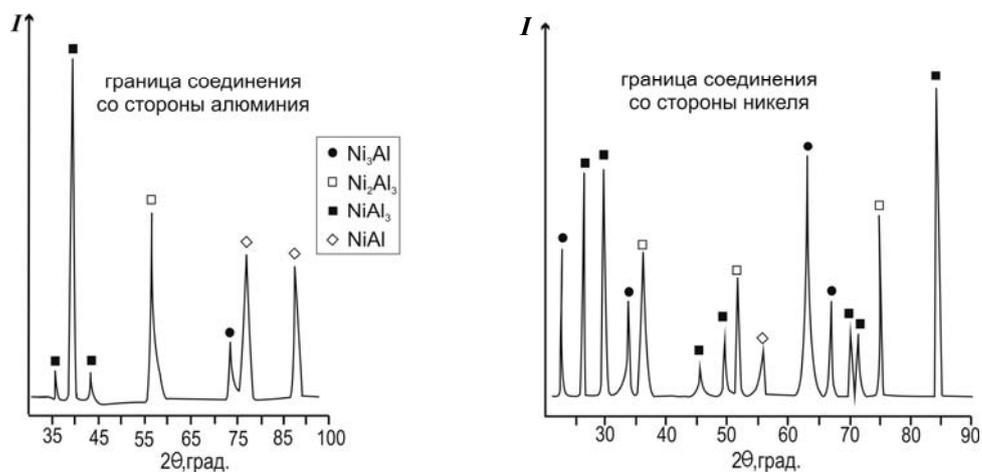


Рис. 4. Фазовый состав диффузионной зоны в СКМ никель-алюминий после отжига при температуре 600 °С в течение 30 ч

Сравнение расчетных значений межплоскостных расстояний с данными базы Powder Dif-

fraction File-2 позволило зафиксировать следующие интерметаллидные фазы: NiAl₃, Ni₂Al₃, Ni₃Al,

NiAl. Известно, что для идентификации какой-либо фазы достаточно обнаружить три сильные линии, принадлежащие ей. Линии NiAl и Ni₃Al достаточно слабые и могут накладываться на сильные линии найденных интерметаллидов. Таким образом, в составе диффузионной зоны надежно идентифицированы интерметаллиды Ni₂Al₃ и

NiAl₃. При сопоставлении литературных данных о величине микротвердости алюминидов никеля [4–5] с экспериментальными данными по твердости прослоек, входящих в состав диффузионной зоны, можно заключить, что прослойка со стороны никеля – это фаза Ni₂Al₃, а со стороны алюминия – NiAl₃ (рис. 5).

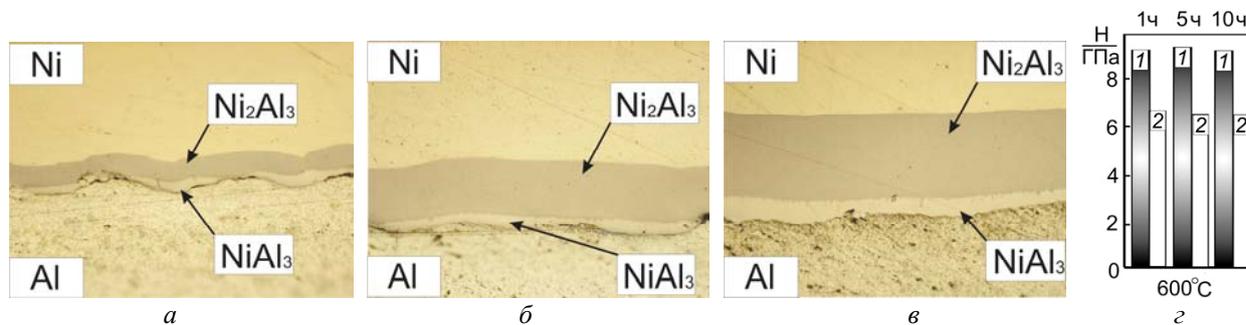


Рис. 5. Микроструктура зоны соединения (а–в) и микротвердость диффузионной зоны (z) после отжига при 600 °С: а – 1 ч; б – 5 ч; в – 10 ч. × 500

В ы в о д ы

1. Структура сформировавшихся при сварке взрывом участков оплавленного металла на межслойных границах Ni–Al СКМ представляет собой дисперсные интерметаллидные включения NiAl₃ и Ni₂Al₃ в матрице из твердого раствора на основе алюминия.

2. Диффузионные прослойки, формирующиеся при термообработке, на первом этапе повторяют контур оплава, а затем по мере увеличения времени выдержки «поглощают» его, выравнивая свой стехиометрический состав: со стороны никеля образуется алюминид Ni₂Al₃, а со стороны алюминия – NiAl₃.

3. Микротвердость прослоек практически не зависит от температурно-временных режимов термообработки и составляет в среднем: 9,4 ГПа у Ni₂Al₃ и 6,5 ГПа – у NiAl₃.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Кинетика диффузионных процессов в никель-алюминиевой композиции / В. Г. Шморгун, Ю. П. Тры-

ков, О. В. Слаутин, В. В. Метелкин, А. И. Богданов // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2008. – № 4. – С. 24–28.

2. Трыков, Ю. П. Закономерности формирования структурно-механической неоднородности при сварке взрывом алюминия с никелем / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, А. Н. Зинченко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 11–15.

3. Шморгун, В. Г. Влияние термического и силового воздействия на кинетику роста диффузионной прослойки в никель-алюминиевом композите / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, А. И. Богданов, А. Е. Битюцких // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 15–19.

4. Иванько, А. А. Твердость: справочник / А. А. Иванько; под ред. Г. В. Самсонова; Ин-т проблем материаловедения. – Киев: Наукова думка, 1968. – 127 с.

5. Синельникова, В. С. Алюминиды / В. С. Синельникова, В. А. Подергин, В. Н. Речкин. – Киев: Наукова думка, 1965. – 243 с.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, А. И. Богданов

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРАВЛЕНИЯ РОСТА ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ НА МЕЖСЛОЙНЫХ ГРАНИЦАХ НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВЫХ СКМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Смоделировано поведение многослойных никель-алюминиевых СКМ при прокатке. Определено направление роста диффузионной зоны на их межслойных границах.

Ключевые слова: алюминий, никель, слоистый композит, прокатка, моделирование, диффузионная зона.

The behavior of multilayer nickel-aluminum LCM at rolling is modeled. The direction of the growth of the diffusion zone on their interlayer boundaries is determined.

Keywords: aluminum, nickel, layered composite, rolling, modeling, diffusion zone.

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066_а, а также Совета по грантам Президента РФ (грант № СП-5131.2013.1).

В работе [1] показано, что высокотемпературный нагрев сваренных взрывом никель-алюминиевых композитов приводит к формированию на межслойной границе диффузионной зоны, состоящей из двух интерметаллидных прослоек (NiAl_3 и Ni_2Al_3), интенсивность роста которых определяется температурно-временными условиями нагрева. При проектировании конструкции слоистых интерметаллидных композитов необходимо уделить особое внимание вопросу о направлении ее преимущественного роста. Решению этой задачи и посвящено настоящее исследование.

Материалы и методика эксперимента

Объектом исследования являлся сваренный взрывом на оптимальном режиме пятислойный композит (СКМ) АД1+НП2+АД1+НП2+АД1 с толщиной слоев алюминия и никеля 2 и 0,5 мм соответственно и минимальным уровнем структурной и химической микронеоднородности на межслойных границах.

Его прокатку осуществляли на двухвалковом стане «ДУО» с одинаковыми скоростями вращения валков диаметром 130 мм без натяжения и правки. Для предварительной оценки предельной деформационной способности никелевых слоев моделировали процесс прокатки СКМ в несколько проходов с использованием программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* компании *Abaqus, Inc. (USA)*, предназначенного для прочностных расчетов и содержащего модуль *Abaqus/Explicit*, использующий явную схему интегрирования методом конечных элементов для сильнонелинейных переходных быстротекущих динамических

процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы слоев задавались изотропными, их пределы текучести повышались по известным зависимостям при росте локальной пластической деформации. В двухмерной модели валки, вращающиеся с заданной угловой скоростью, принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми и определяло обжатие композита. Коэффициент трения между валками и поверхностями полосы СКМ в соответствии с [2] принимали равным 0,2.

Металлографический анализ проводили на модульном моторизованном оптическом микроскопе «*Olympus BX61*» при увеличениях $\times 50$ – 500 с обработкой цифровых изображений пакетом программ «*AnalySIS*» (*Soft Imaging System GmbH*).

Отжиг образцов проводили в воздушной атмосфере печи SNOL 8,2/1100 при температуре 630°C в течение 1–100 ч.

Результаты и их обсуждение

Анализ результатов моделирования показал, что увеличение степени общего высотного обжатия приводит к росту напряжений Мизеса в слоях никеля. Так, например, при общем высотном обжатии СКМ 35 % напряжения составляют ~ 380 МПа, а при 70 % ~ 604 МПа. В алюминиевых слоях напряжения не зависят от степени общего высотного обжатия и находятся на уровне 120–125 МПа. Визуализация напряжений Мизеса в очагах деформации при прокатке представлена на рис. 1, более темные участки которого соответствуют большим значениям рассчитываемой величины.

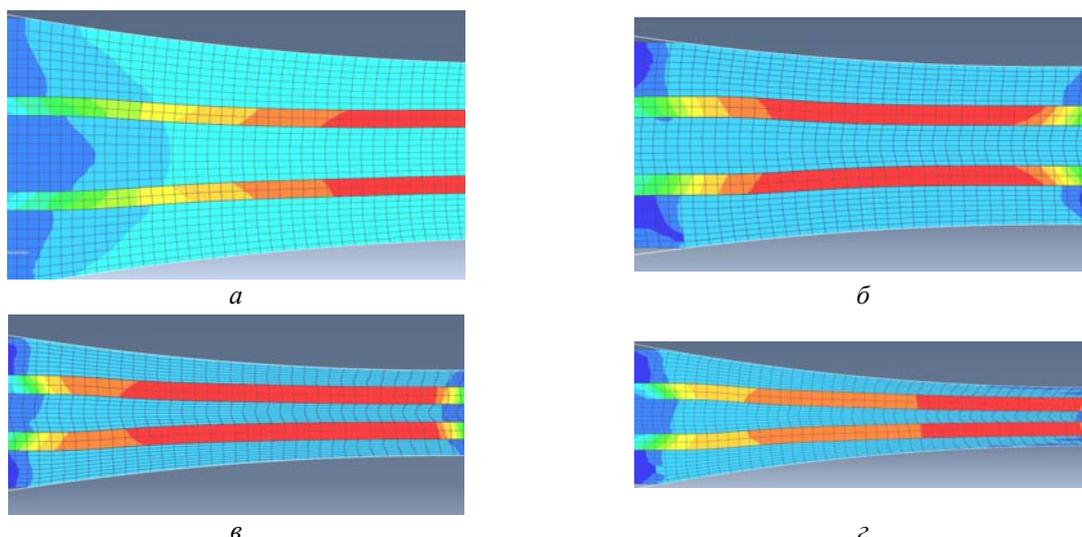


Рис. 1. Визуализация напряжений Мизеса в очагах деформации при прокатке композита АД1+НП2+АД1+НП2+АД1 с общим высотным обжатием:
а – 35 %; б – 50 %; в – 70 %; з – 77 %

При общем высотном обжатии более 50 % происходит сближение величин напряжений Мизеса и предела прочности, что, в соответствии с принятым нами критерием деформационной способности,

$$k = \sigma_M^{Ni} / \sigma_B^{Ni} < 0,9,$$

где σ_M^{Ni} , σ_B^{Ni} – расчетные значения напряжений Мизеса и предел прочности никеля при соответствующей степени деформации, МПа (рис. 2, а),

может привести к исчерпанию запаса пластичности никелевых слоев и их разрушению.

Экспериментальная проверка результатов моделирования показала, что значительная разница в исходных прочностных характеристиках составляющих СКМ привела к неравномерной послойной деформации (рис. 2, б). Так, например, при общем высотном обжатии СКМ 50 % деформация алюминиевых слоев составила 57, а никелевых – 10 %.

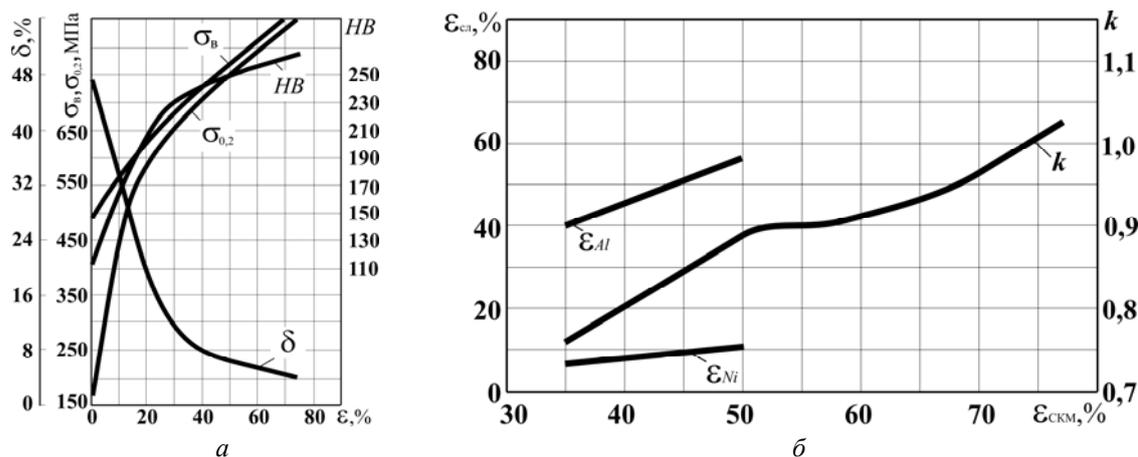


Рис. 2. Характер изменения механических свойств никеля (а) [3], послойной деформации и критерия деформационной способности (б) от степени деформации

Произведенный отбор образцов после прокатки с общим высотным обжатием более 50 % показал, что произошло разрушение никелевых слоев без нарушения сплошности СКМ. Дальнейшее увеличение степени обжатия привело к уменьшению геометрических размеров отдель-

ных фрагментов никеля (рис. 3). Так, если после прокатки с общим высотным обжатием 50 % длина фрагментов l в среднем составила 1694 мкм, толщина δ – 306 мкм, а расстояние между ними (L) – 482 мкм, то после обжатия 70 % – $l = 1289$ мкм, $\delta = 295$ мкм, $L = 1234$ мкм.

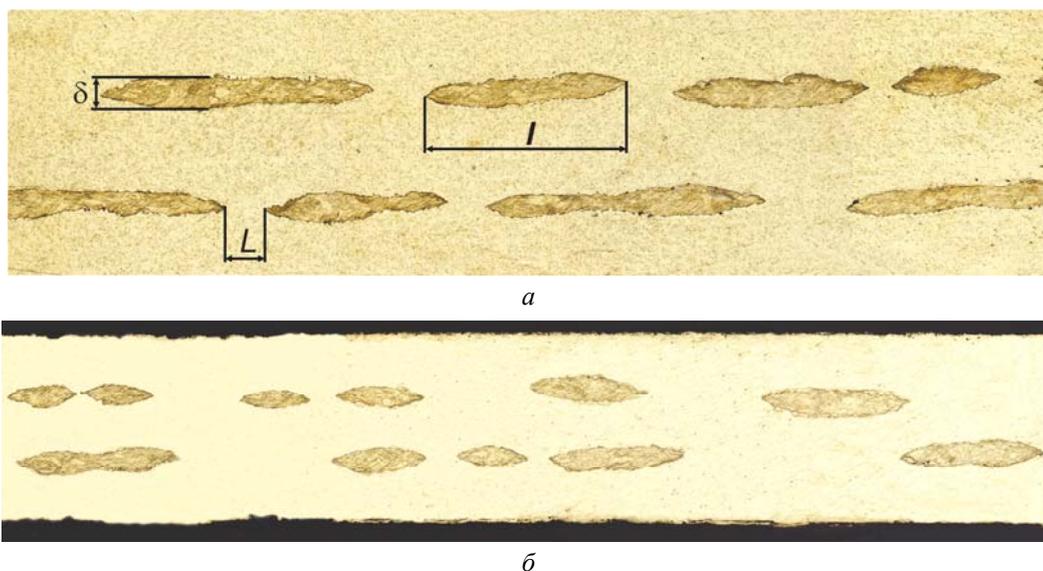


Рис. 3. Структура композитов АД1+НП2+АД1+НП2+АД1 после сварки взрывом и прокатки с общим высотным обжатием. $\times 50$:
а – 50 %; б – 70 %

Толщина фрагментированных никелевых слоев оказалась соизмерима с размером полученной нами в работе [1] диффузионной зоны, что позволило по изменению их геометрических размеров после термообработки оценить направление роста диффузионной зоны в целом.

Установлено, что после термообработки геометрические размеры фрагментов никелевого

слоя уменьшились вследствие появления диффузионной зоны при одновременном увеличении расстояния между соседними фрагментами. Например, если после 5-часовой выдержки величины l , δ и L составили соответственно 1532, 139, 647 мкм (обжатие 50 %) и 1108, 133, 1465 мкм (обжатие 70 %), то после 50-часовой выдержки – 1168, 93, 1119 и 815, 81, 1705 мкм соответственно (рис. 4).

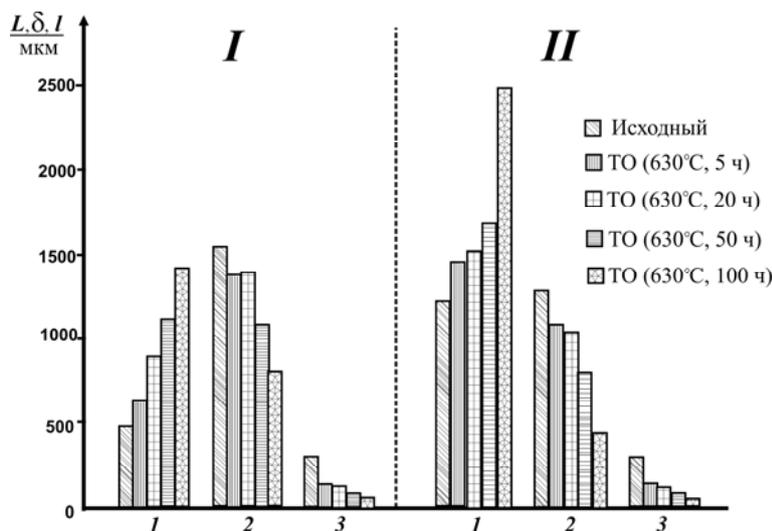


Рис. 4. Влияние продолжительности термообработки при температуре 630 °С на расстояние между фрагментами никелевого слоя (L), их длину (δ) и толщину (l) после прокатки с обжатием 50 (I) и 70 % (II)

Трансформация структуры отдельного никелевого фрагмента приведена на рис. 5. Ее анализ позволил сделать вывод о том, что

рост диффузионной зоны в паре «никель-алюминий» происходит, в основном, за счет изменения толщины слоя никеля.

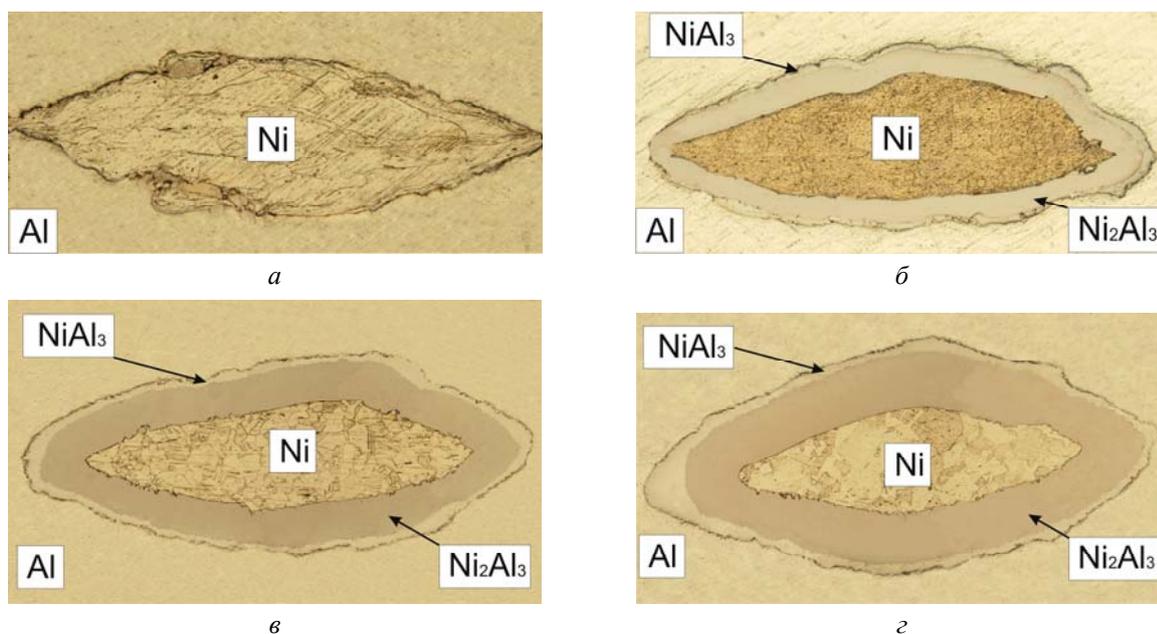


Рис. 5. Микроструктура фрагмента никелевого слоя ($\times 200$) в состоянии после сварки взрывом и прокатки (a) и после термо-обработки при температуре 630 °С в течение (см. также с. 32): б – 1 ч; в – 5 ч; г – 10 ч; д – 20 ч; е – 30 ч; ж – 50 ч; з – 100 ч

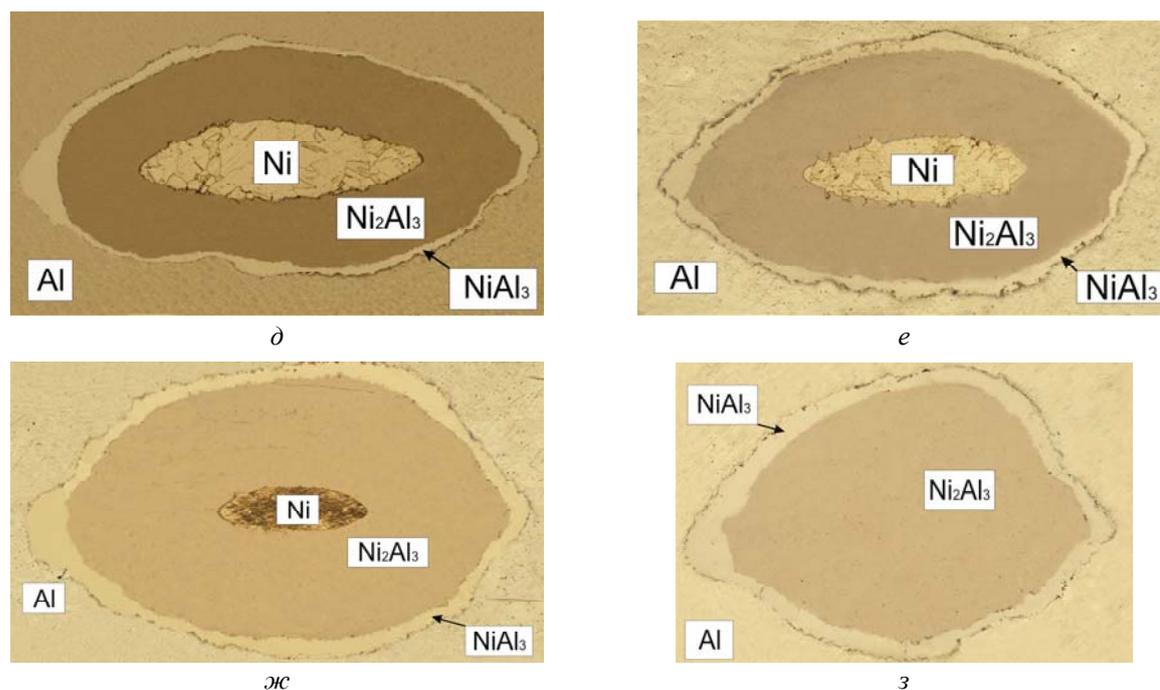


Рис. 5. Окончание

Выводы

1. Прокатка никель-алюминиевых СКМ приводит к разрушению никелевых слоев, если соотношение расчетных значений напряжений Мизеса и предела прочности $k > 0,9$.

2. Рост формирующейся в твердой фазе на межслойных границах никель-алюминиевого композита диффузионной зоны, состоящей из двух интерметаллидных прослоек (со стороны никеля образуется алюминид Ni_2Al_3 , а со стороны алюминия – $NiAl_3$), происходит,

в основном, за счет изменения толщины слоя никеля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Кинетика диффузионных процессов в никель-алюминиевой композиции / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, В. В. Метелкин, А. И. Богданов // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2008. – № 4. – С. 24–28.
2. Грудев, А. П. Теория прокатки / А. П. Грудев. – М.: Металлургия, 1988. – 240 с.
3. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ В КОМПЗИТЕ СИСТЕМЫ МЕДЬ-ТИТАН*

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: mv@vstu.ru

В работе исследовано влияние длительных высокотемпературных нагревов на изменение фазового состава диффузионной зоны в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом с последующей прокаткой.

Ключевые слова: слоистые композиты, диффузия, сварка взрывом, интерметаллиды.

In work influence of duration of high-temperature heating on change of phase structure of a diffusive zone in a copper-titanium composite by the explosion received by welding with the subsequent rolling is investigated.

Keywords: layered composites, diffusion, explosion welding, intermetallic.

Заключительной операцией комплексного технологического процесса получения слоистых

интерметаллидных композитов является высокотемпературная термообработка для получения на всех межслойных границах сплошных интерметаллидных прослоек заданной толщины и твердости. В работах [1–3] показано, что на кинетику их роста, а также химический

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066_а.

и фазовый состав существенное влияние оказывает деформационная «наследственность» предшествующих термообработке (ТО) операций технологического процесса (сварки взрывом, прокатки, штамповки, вальцовки и т. п.).

В работах [4, 5] установлено, что при нагреве сваренного взрывом медно-титанового композита до температуры 850 °С на межслойной границе образуется диффузионная зона, состоящая из твердых растворов на основе меди и титана и интерметаллидов Ti_2Cu и $TiCu$, увеличивающаяся с ростом времени выдержки. Литературные данные о влиянии степени деформации при прокатке медно-титановых слоистых композитов (СКМ) на кинетику ее роста и фазовый состав в настоящее время отсутствуют, что не позволяет обоснованно назначать температурно-временные режимы термообработки при создании слоистых интерметаллидных композитов. В связи с изложенным в настоящей работе исследовано влияние высокотемпературного нагрева на фазовый состав диффузионной зоны в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом (СВ) с последующей прокаткой.

Материалы и методика эксперимента

Листы меди (М1) и титана (ВТ1-0) толщиной 1 мм сваривали взрывом по одновременной схеме. Скорость соударения на межслойных границах составляла 580 м/с и 480 м/с, скорость точки контакта – 1900 м/с.

Прокатку предварительно нагретых до температуры 550 °С заготовок осуществляли за 12 проходов на стане «ДУО» (диаметр валков 130 мм) без натяжения и правки с общим высотным обжатием 50 %.

Отжиг образцов проводили в воздушной атмосфере печи *SNOL* 8,2/1100 при температуре 850 °С в течение 10 ч.

Изучение микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа *Olympus BX-61* с увеличением от 50–500. Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 0,2 Н.

Для изучения фазового состава диффузионной зоны использовался рентгеноструктурный анализ. Рентгено съемки производили на дифрактометре ДРОН-3 в излучении медного анода в интервале углов $2\Theta = 20-100^\circ$. С целью изучения распределения фаз в диффузионной зоне осуществляли послойную рентгеновскую съемку образцов на расстоянии 130 и 60 мкм от межслойной границы. Идентифицировали фазы с помощью программы «*Crystallographica*» на базе данных *Powder Diffraction File-2* (*The International Center for Diffraction Data*).

Результаты исследований и их обсуждение

После сварки граница соединения титана с медью не содержала участков оплавленного металла и имела безволновой профиль (рис. 1). По сравнению со значениями для исходных металлов (0,8 ГПа медь и 1,5 ГПа титан) микротвердость меди и титана у границ соединения значительно увеличилась и составила соответственно 1,4–1,5 и 3,3–3,4 ГПа (рис. 2). После отжига при 550 °С твердость медных слоев понизилась до 0,9–1 ГПа, что соответствует уровню отожженной меди. У титана твердость снизилась до 2,6–2,7 ГПа.

Общее высотное обжатие при прокатке СКМ состава (М1+ВТ1-0+М1) реализовалось за счет изменения толщины меди и титана. Микротвердость слоев меди после прокатки (рис. 3) повысилась до 1,0–1,1 ГПа, а слоя титана – до 2,9–3,0 ГПа, что объясняется частичным наклепом в результате пластической деформации.

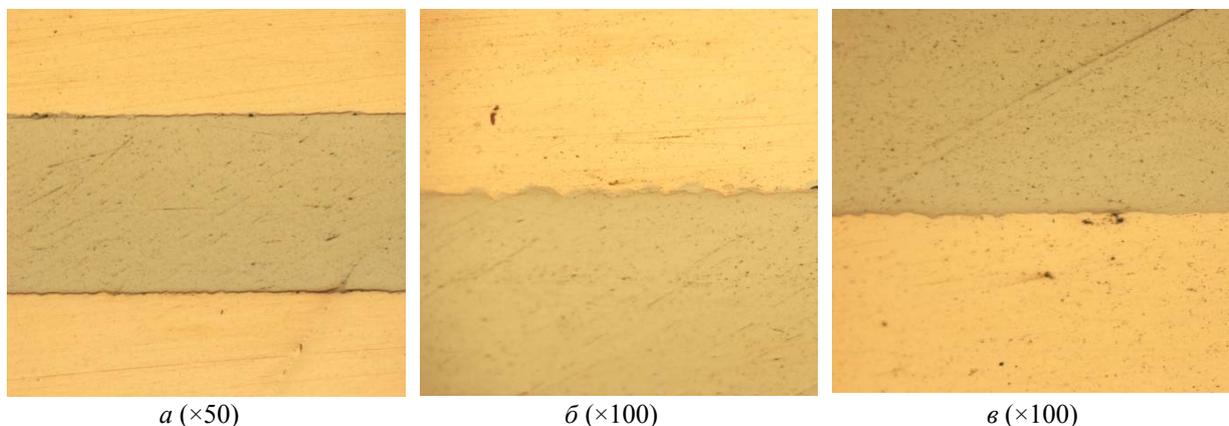


Рис. 1. Микроструктура СКМ (а) и его межслойных границ после СВ. Скорость соударения: б – 580 м/с; в – 480 м/с

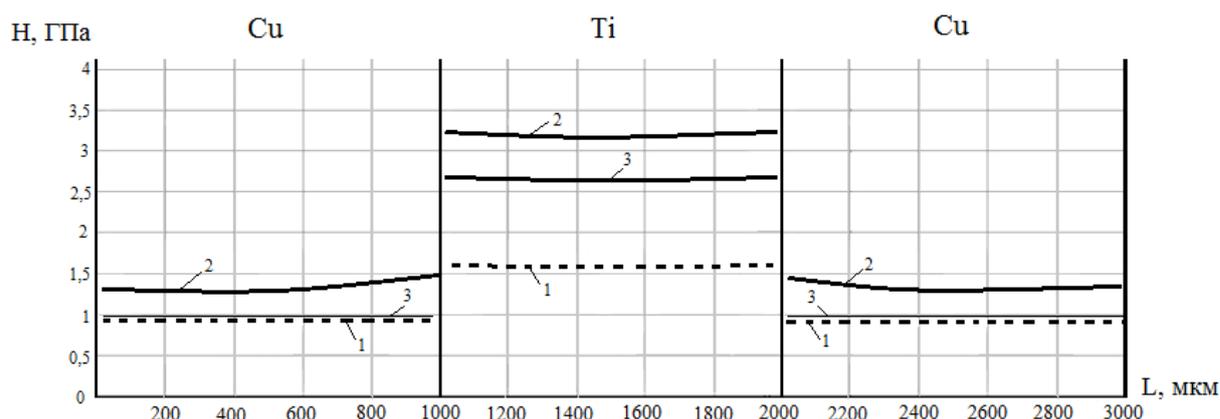


Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном сечении сваренных взрывом образцов :
1 – до СВ; 2 – после СВ; 3 – после ТО (отжиг 550 °С)

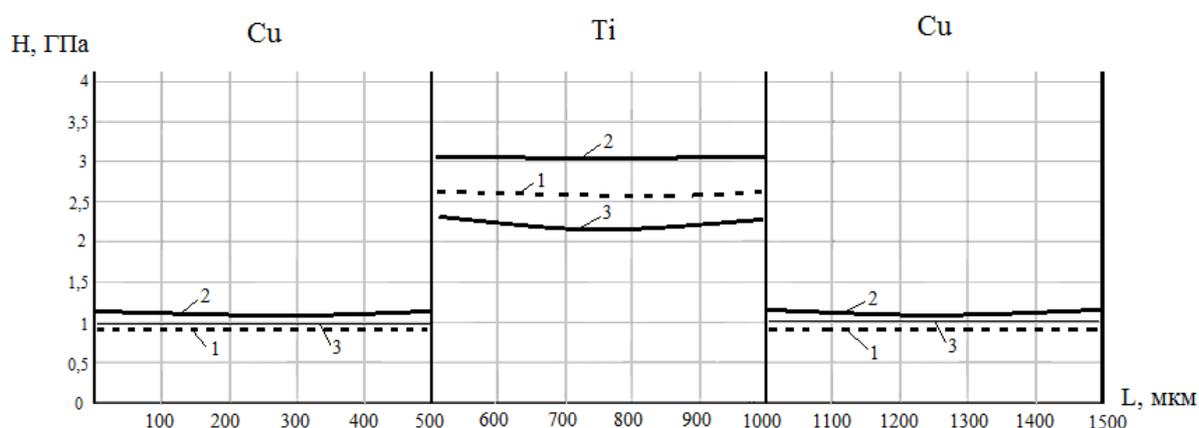


Рис. 3. Распределение микротвердости в поперечном сечении прокатанных образцов:
1 – до прокатки; 2 – после прокатки; 3 – после ТО (отжиг 850 °С)

Отжиг при 850 °С прокатанных образцов привел к образованию на межслойных границах интерметаллидных прослоек и уменьшению твердости: в медном слое до 0,9–1,0 ГПа, а в титановом – до 2,3–2,4 ГПа за счет снятия внутренних напряжений и формирования более равновесной структуры. Количество прослоек, в сравнении со сваренным взрывом СКМ, уве-

личилось до четырех (рис. 4) с твердостью 5,4 ГПа со стороны титана и 3,3; 2,8 и 1,9 ГПа со стороны меди, что свидетельствует об изменении фазового состава диффузионной зоны (в сваренном взрывом композите после десятичасовой выдержки при 850 °С образовались две прослойки: с твердостью 2 ГПа со стороны меди и 3,5 ГПа со стороны титана).



a



б

Рис. 4. Микроструктура диффузионной зоны в сваренном взрывом (*a*) и прокатанном (*б*) композите после отжига при 850 °С. $\times 200$

На рис. 5 представлены дифрактограммы, полученные после рентгеновской съемки в диффузионной зоне на расстоянии 60 и 130 мкм от межслойной границы со стороны титана. Их анализ позволил установить, что ТО сва-

ренного взрывом и прокатанного медно-титанового композита по режиму (850 °С, 10 ч) приводит к образованию диффузионной зоны с фазовым составом: Cu₄Ti, Cu₃Ti₂, CuTi₂, CuTi (см. таблицу).

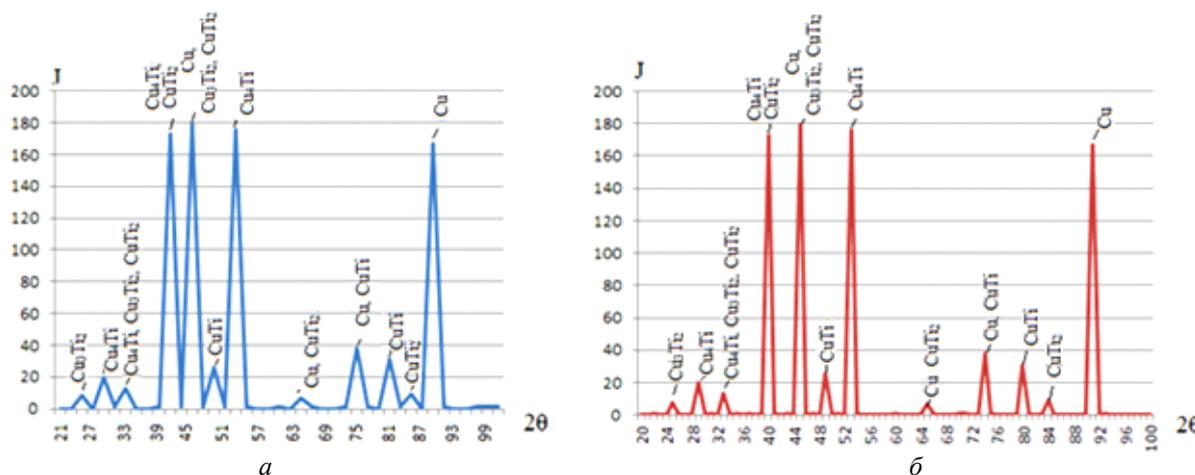


Рис. 5. Дифрактограммы, полученные при съемке диффузионной прослойки со стороны титана. Расстояние от межслойной границы: а – 130 мкм; б – 60 мкм

Фазовый состав диффузионной зоны

2θ	θ	sinθ	d _{пл.} , табл	Cu	Cu ₄ Ti	Cu ₃ Ti ₂	CuTi ₂	CuTi
25,2	12,6	0,218	3,48	–	–	3,48	–	–
29,8	14,9	0,257	3,06	–	3,05	–	–	–
30,9	15,45	0,266	2,8399	–	2,819	2,846	2,8399	–
39,5	19,75	0,338	2,2777	–	2,265	–	2,2777	–
43,4	21,7	0,369	2,088	2,088	–	2,08	2,0816	–
44,6	22,3	0,379	2,054	–	–	–	–	2,054
45,6	22,8	0,387	1,994	–	1,996	–	–	–
50,8	25,4	0,429	1,7977	1,808	–	–	1,7977	–
74,5	37,25	0,605	1,278	1,278	–	–	–	1,257
79,8	39,9	0,641	1,223	–	–	–	–	1,223
83,9	41,95	0,668	1,1707	–	–	–	1,1589	–
90,2	45,1	0,708	1,087	1,09	–	–	–	–

Вывод

Фазовый состав диффузионной зоны в композите титан ВТ1-0 + медь М1 наряду с температурно-временными условиями нагрева определяется деформационной «наследственностью» полугорячей прокатки, приводящей к интенсификации диффузионных процессов при последующей термообработке за счет фрагментации и развития блочной структуры и к появлению наряду с ранее известными (Ti₂Cu и TiCu) двух новых фаз (Cu₄Ti и Cu₃Ti₂) в ее составе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул ; ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.
2. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул, Л. М. Гуревич ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.
3. Трыков, Ю. П. Кинетика роста диффузионных прослоек в биметалле медь-алюминий, полученном по комплексной технологии / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин // Перспективные материалы. – 2003. – № 3. – С. 83–88.
4. Оликер, В. Е. Структура и фазовый состав диффузионной зоны Cu-Ti / В. Е. Оликер, А. А. Мамонова, Т. И. Шапошникова // Порошковая металлургия. – 1996. – № 3/4. – С. 67–70.
5. Крашенинников, С. В. Исследование особенностей формирования и свойств интерметаллидных покрытий системы Ti-Cu и Ti-Ni на поверхности стальных деталей : дис. ... канд. техн. наук (05.02.01) / Крашенинников Сергей Валерьевич ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006.

УДК 621.778.08:669-408.3

В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, С. А. Булаева

**О МЕХАНИЗМЕ СОВМЕСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ БИМЕТАЛЛА
УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ+КОРРОЗИОННОСТОЙКАЯ СТАЛЬ***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: omd@vstu.ru

Механизм деформации микрообъемов основных слоев биметалла сталь 45+12Х18Н10Т характеризуется высокой стабильностью деформированного состояния, выражающейся в закреплении деформации по микрообъемам. Деформация микрообъемов сопровождается параллельно развивающимися процессами упрочнения и накопления поврежденности в них.

Ключевые слова: биметалл, углеродистая сталь, коррозионностойкая сталь, деформация, микрообъем, деформационная стабильность, механизм деформации, переходная зона.

The mechanism of deformation of microvolumes main layers of bimetals steel 45+12Cr18Ni10Ti is characterized by high stability strain state, expressed in the consolidation of deformation on microvolumes. Deformation of microvolumes is accompanied by a parallel to the developing processes of hardening and accumulation of damage to them.

Keywords: bimetals, carbon steel, corrosion-resistant steel, deformation, microvolume, deformation stability, deformation mechanism, interface region.

Производство изделий из биметалла типа углеродистая сталь+коррозионностойкая сталь часто включает операцию горячего совместного пластического деформирования слоев, которая не должна приводить к появлению очагов разрушения критического размера.

Целью работы являлось установление механизмов упрочнения и накопления поврежденности на основе изучения закономерностей высокотемпературной деформации и условий взаимодействия микрообъемов основных слоев и переходных зон биметалла.

Материалы и методы исследования

Испытывали провололочные биметаллические образцы сталь 45 (сердечник)+12Х18Н10Т (плакирующий слой) диаметром 4 мм [1], патентованные по температурному режиму, приведенному в работе [2] и обеспечивающему получение сорбитной структуры стального сердечника. Заготовкой для образцов служила биметаллическая катанка, изготовленная методом совместной горячей прокатки [1].

Исследование механизма пластической деформации и разрушения микрообъемов основных слоев и переходных зон биметалла в условиях ползучести при температуре 700 °С проводили на установке ИМАШ-9-66, используя нанесенные на микротвердомере ПМТ-3 ряды реперных отпечатков (размер микроучастков

между отпечатками 20 мкм, число микроучастков в ряду $n = 100$) [12]. Образец растягивали последовательными ступенями на 4; 8; 12 и 20 % деформации при постоянной нагрузке. Скорость ползучести на установившейся стадии составляла $\sim 2,0 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$.

Для количественной оценки локальной неоднородности деформации использовали следующие параметры:

относительная деформация i -го микроучастка $\varepsilon_{i,k} = (l_{i,k} - l_{i,k-1}) / l_{i,k-1}$, где $l_{i,k-1}$ и $l_{i,k}$ – длина i -го участка до и после k -й ступени растяжения соответственно;

локальный коэффициент концентрации деформации (интенсивность деформации)

$\alpha_{i,k} = \varepsilon_{i,k} / \bar{\varepsilon}_k$, где $\bar{\varepsilon}_k = \sum_{i=1}^n (\varepsilon_{i,k} / n)$ – средняя де-

формация по длине реперной линии на k -й ступени растяжения;

среднеквадратическое отклонение $S_{\varepsilon,k} =$

$= \sqrt{\sum_{i=1}^n (\varepsilon_{i,k} - \bar{\varepsilon}_k)^2 / (n-1)}$ и коэффициент вариации

$K_{\varepsilon,k} = S_{\varepsilon,k} / \bar{\varepsilon}_k$ микродеформаций, численно равный среднеквадратическому отклонению интенсивностей деформации $S_{\alpha,k}$.

Для оценки деформационной стабильности структуры, характеризующейся сохранением устойчивости в накоплении деформации по микрообъемам, использовали параметр деформационной стабильности $P_c = (n - n^*) / n$, где n – число принятых к рассмотрению микроучастков;

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066_а.

n^* – число микроучастков, в которых на выбранной ступени растяжения произошло изменение интенсивности деформации с повышенной ($\alpha_i > 1$) на пониженную ($\alpha_i < 1$), или наоборот, по сравнению с предшествующей ступенью растяжения (при оценке n^* изменения α_i в диапазоне $\pm 0,25$ во внимание не принимались, так как находились в пределах возможных инструментальных погрешностей).

Анализ значений ошибок вычисления ε_i показал [3], что при средней деформации $\bar{\varepsilon} \geq 3\%$ необходимая точность обеспечивается трехкратным повторением измерений.

Результаты и их обсуждение

Начальные участки кривых ползучести хорошо описываются законом упрочнения $\dot{\varepsilon} = \varepsilon^{-\lambda} f(\sigma)$, процесс накопления деформации ползучести при этом должен следовать кривой 1 на рис. 1. Однако протекание наряду с наклепом материала его разупрочнения вследствие накопления повреждений (в основном, образования и развития микротрещин) изменяет характер действительной кривой ползучести для процесса, заканчивающегося разрушением.

Возможные отличия процесса ползучести биметалла от процесса ползучести его компонентов при раздельном деформировании могут быть связаны с усложнением напряженного состояния в композите из-за наличия поверхности раздела и неблагоприятного сочетания механических свойств микрообъемов переходных зон. Проведенные исследования показали стабильность накапливания деформации в микроучастках основных слоев биметаллического образца на последовательных ступенях растяжения, выражающуюся в закреплении микроучастков с локально уменьшенной или повышенной деформацией (параметр $P_c > 0,95$), наблюдающуюся и при раздельном деформировании сплавов аналогичного состава. При этом интенсивность деформации микроучастков невысока ($\alpha_i < 2$), что характерно для квазиизотропной структуры основных слоев: сорбита в стали 45 [3] и мелкозернистого аустенита без следов полосчатости в стали 12Х18Н10Т. Закон распределения микродеформаций относительно среднего значения близок к гауссовой кривой для обоих слоев композита вплоть до $\bar{\varepsilon} = 20\%$. Однако если после первой ступени растяжения доля микрообъемов с медианными значениями деформации для стали 45 составляла 31–32 %,

а для стали 12Х18Н10Т – 37–39 %, то с увеличением степени макродеформации наблюдалось некоторое уменьшение этой доли (до 28–29 % для стали 45 и 32–33 % для стали 12Х18Н10Т при $\bar{\varepsilon} = 20\%$).

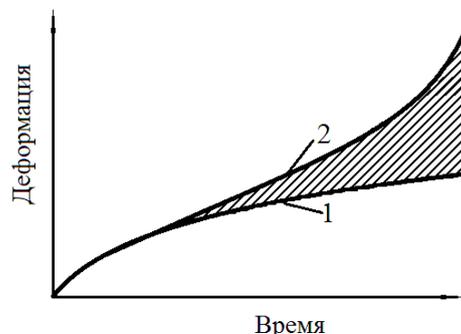


Рис. 1. Влияние накопленной поврежденности на деформацию металла:

1 – кривая ползучести, соответствующая закону упрочнения;
2 – действительная кривая ползучести

Исходя из вида кривых ползучести исследованных материалов [4], строгого порядка закрепления деформации микрообъемов следует ожидать на всем протяжении этого процесса вплоть до момента потери устойчивости пластической деформации. Длительное накопление повреждений в микрообъемах (преимущественно в «слабых», где $\alpha_i > 1$) должно с увеличением $\bar{\varepsilon}$ соответствующим образом отразиться на закономерностях распределения микронеоднородной деформации. Для более полного представления о закономерностях деформации ε_i микроучастков, ответственных за накопление интегральной деформации ползучести, исследовалась сила связи между интенсивностями деформации α_i на последовательных ступенях растяжения с помощью выборочного коэффициента корреляции $r_{k,k+1}$. Корреляционный анализ показал, что для стали 45 сила связи между величинами α_i до $\bar{\varepsilon} = 20\%$ сохраняется тесной ($r_{k,k+1} > 0,7$), для стали 12Х18Н10Т – меняется от тесной до умеренной ($0,30 < r_{k,k+1} < 0,49$) (данные представлены в таблице). При этом среднестатистический уровень неоднородности деформации микрообъемов слоев биметалла, оцениваемый для последовательных ступеней растяжения с помощью коэффициента вариации K_ε , мало меняется с ростом деформации (для стали 45 $K_\varepsilon = 0,34; 0,35; 0,35; 0,35$; для стали 12Х18Н10Т $K_\varepsilon = 0,23; 0,25; 0,26; 0,29$ соответственно).

Значения параметров оценки результатов наблюдений α_i основных слоев биметалла на последовательных ступенях растяжения

Материал	Коэффициент корреляции			Коэффициент регрессии			Коэффициент детерминации		
	$r_{1,2}$	$r_{2,3}$	$r_{3,4}$	$b_{1,2}$	$b_{2,3}$	$b_{3,4}$	$r_{1,2}^2$	$r_{2,3}^2$	$r_{3,4}^2$
Сталь 45	0,87	0,83	0,77	0,895	0,830	0,760	0,76	0,69	0,59
Сталь 12X18H10T	0,79	0,63	0,39	0,860	0,655	0,435	0,62	0,40	0,15

Зависимость между значениями α_i на k -й ступени растяжения по сравнению с предыдущей $k-1$ ступенью может быть описана уравнением линейной регрессии

$$\alpha_{i,k} = a_0 + b\alpha_{i,k-1}. \quad (1)$$

Для случая идеальной стабильности деформированного состояния значения параметров

уравнения (1) составляют $a_0 = 0$ и $b = 1$, что графически представляется прямой с углом наклона 45° в координатах $\alpha_{i,k} - \alpha_{i,k-1}$ (рис. 2). При известном коэффициенте корреляции r коэффициент регрессии может быть определен по формуле

$$b = rS_{\alpha,k} / S_{\alpha,k-1}. \quad (2)$$

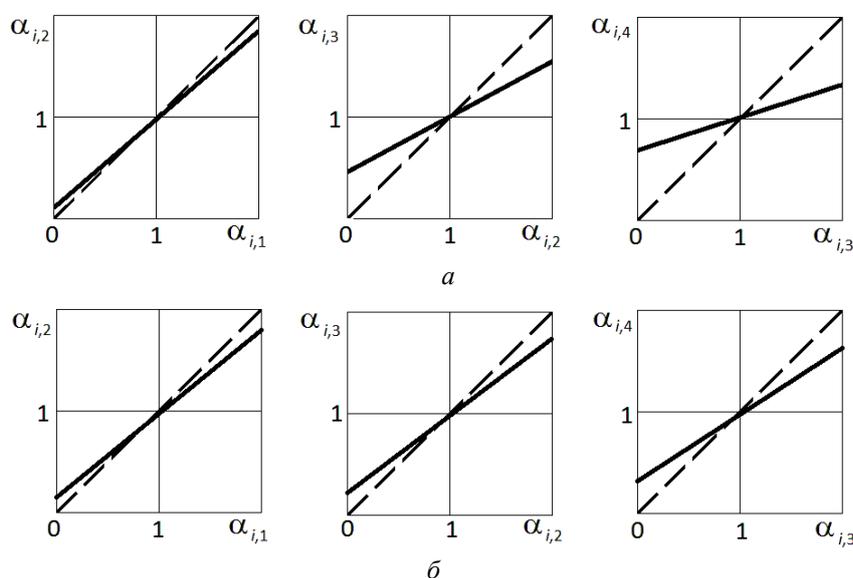


Рис. 2. Изменение коэффициентов регрессии интенсивности деформации микрообъемов стали 12X18H10T и стали 45 на последовательных ступенях растяжения (пунктир – случай идеальной стабильности деформированного состояния; сплошная – линия регрессии): а – сталь 12X18H10T; б – сталь 45

Расчет по уравнению (2) показал уменьшение значений коэффициентов регрессии b с ростом степени деформации для основных слоев биметаллического образца (см. таблицу). Полученные значения b позволяют построить линии регрессии (рис. 2), изменение угла наклона которых говорит об увеличении отклонения деформированного состояния от «идеально» стабильного с ростом $\bar{\epsilon}$. Доля результатов наблюдений, соответствующих идеальной стабильности деформированного состояния, оцениваемая с помощью коэффициента детерминации $r_{k,k+1}^2$, на последовательных ступенях растяжения составляет, как следует из таблицы,

76; 69 и 59 % для стали 45 и 62; 40 и 15 % для стали 12X18H10T, соответственно. Анализ значений $r_{k,k+1}^2$ указывает на наличие неучтенных в принятой модели факторов. Если считать, что при $b < 1$ преобладающим процессом в механизме микронеоднородной деформации является упрочнение по «слабым» микрообъемам, то степень упрочнения слоев биметалла с ростом $\bar{\epsilon}$ можно качественно охарактеризовать параметром $\chi = 1 - r_{k,k+1}^2$. Изменения χ для основных слоев биметалла показаны на рис. 3 сплошными линиями. Для стали 12X18H10T интенсивность упрочнения выше, чем для ста-

ли 45. На большую крутизну кривой упрочнения стали 12X18H10T по сравнению со сталью 45 в случае раздельного их деформирования указывают и данные работы [1].

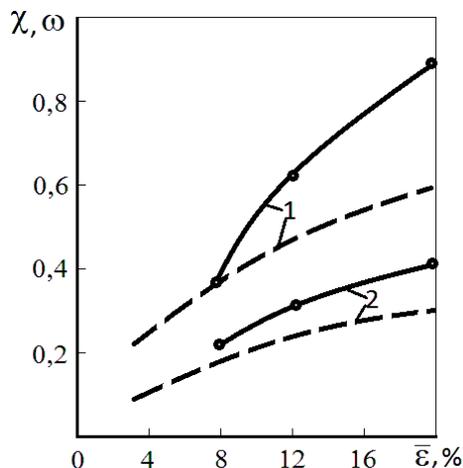


Рис. 3. Зависимость параметров упрочнения χ (сплошная линия) и поврежденности ω (пунктир) от макродеформации $\bar{\epsilon}$: 1 – 12X18H10T, 2 – сталь 45

Снижение силы связи интенсивностей деформации микрообъемов основных слоев биметалла на последовательных ступенях растяжения объясняется частичным перераспределением микродеформаций в процессе ползучести (без смены интенсивности деформации с локально повышенной на локально пониженную и наоборот), ответственным за которое может быть механизм возникновения зародышевых микротрещин [5].

Появление микротрещин при деформировании металла является естественным результатом действия механизма пластической деформации, остальные факторы могут лишь усиливать или ослаблять эффект трещинообразования. При пластической деформации в металле наряду с зернами с благоприятной для передачи скольжения ориентацией встречаются зерна с ограниченными для этих целей возможностями. Для совместной деформации таких «неудобных» соседних зерен без нарушения сплошности металла необходимо, согласно правилу Мизеса, осуществление скольжения одновременно по пяти или более независимым системам [6]. Однако на практике множественное скольжение по Мизесу не всегда осуществимо, поэтому часто невозможна релаксация возникающих вследствие неоднородной пластической деформации микрообъемов локальных напряжений за счет передачи скольжения от заблокированной плоскости в соседнее зерно. Необходимым ус-

ловием для осуществления пластической деформации во втором зерне является образование микротрещины во вторичной плоскости скольжения [5], которая является хорошим стоком скользящим дислокациям и позволяет работать второму источнику дислокаций одновременно с первым, попутно создавая на другом конце линии скольжения новое скопление дислокаций, способное активизировать скольжение в третьем зерне, и т. д. Для зарождения трещин по такому механизму достаточно небольших скоплений дислокаций.

Более интенсивное снижение значения коэффициента корреляции для стали 12X18H10T объясняется ее большей склонностью к трещинообразованию. Это подтверждается данными [4], согласно которым при одинаковых степенях деформации раздельного деформирования компонентов биметалла величина накопленной поврежденности стали 12X18H10T выше, чем стали 45. Сообщения о различной интенсивности накопления повреждений в углеродистых и нержавеющей сталях содержатся также в работах [7, 8]. Наблюдаемое можно объяснить существенной зависимостью характеристик ползучести от кристаллического строения металла: известно, что скорость ползучести металлов с ОЦК-решеткой выше, чем с ГЦК-решеткой [9], в них быстрее происходит перераспределение дислокаций, больше скорость роста центров рекристаллизации, что снижает склонность к трещинообразованию. Экспериментально установлено [10], что критический размер субмикротрещин, не способных к залечиванию, для аустенитной стали 12X18H9T значительно меньше, чем для армко-железа. Отмеченные особенности накопления повреждений сохраняются и при совместной деформации металлов. Трещины и поры в биметалле Ст3+12X18H10T при растяжении первоначально возникают в стали 12X18H10T [11], но образовавшиеся в основных слоях очаги разрушения не получают значительного развития вследствие упрочнения, и появляются новые очаги.

Кривые зависимости величины накопленной поврежденности ω от степени деформации $\bar{\epsilon}$ для основных слоев биметалла сталь 45+12X18H10T, построенные по полученным ранее данным [4], показаны на рис. 3 пунктиром. Одинаковая тенденция изменения показателей ω и χ с ростом деформации подтверждает вывод о параллельном протекании процессов упрочнения «слабых» микрообъемов и разви-

тия разрушения в них. Одним из путей устранения упрочнения и развития микроразрушений и, следовательно, повышения ресурса деформационной способности, является выбор температурно-силовых условий обработки давлением, приводящих к нарушению деформационной стабильности структуры слоев биметалла, что достигается, например, при деформации в интервале температур фазовых превращений стали 45.

Выявлено некоторое снижение устойчивости закрепления деформации микроучастков переходной зоны биметалла сталь 45+12X18H10T по сравнению с основными слоями. Частичный перебор микродоформаций может быть объяснен стеснением деформации из-за возникновения у поверхности раздела слоев плоского напряженного состояния, однако стабильность деформированного состояния переходной зоны остается достаточно высокой ($P_c = 0,83-0,86$). Перебросы микродоформаций в непосредственной близости от поверхности раздела биметалла аналогичного состава наблюдали и в условиях деформирования при комнатной температуре [13].

Различные условия межзеренного проскальзывания микрообъемов переходной зоны биметалла ведут к повышению интенсивности их деформации по сравнению с основными слоями, достигающей в ряде случаев значений $\alpha_i > 2$. Доля микроучастков с медианными значениями деформации составляет для стали 45 после 1-й ступени растяжения 23–25 %, а для 12X18H10T ~ 22 %, что ниже, чем у основных слоев.

Уровень неоднородности деформации микрообъемов переходной зоны уже после 1-й ступени растяжения выше, чем основных слоев [12]. С ростом $\bar{\epsilon}$ отмечается дополнительное повышение значений K_ϵ в переходной зоне, более значительное со стороны стали 12X18H10T, что увеличивает вероятность зарождения микротрещин. Повышенный уровень неоднородности деформации микрообъемов науглероженной зоны стали 12X18H10T обусловлен усилением концентрации деформации в «слабых» микрообъемах из-за охрупчивания границ зерен выделяющимися карбидами. Опасность чрезмерного накопления повреждений в переходной зоне биметалла в связи с ростом K_ϵ отчасти устраняется снижением стабильности накопления деформации по микрообъемам (снижением параметра P_c). Корреляционная связь между

интенсивностями деформации сохраняется и для переходной зоны биметалла.

Изменение уровня неоднородности деформации в переходной зоне с ростом $\bar{\epsilon}$ необходимо рассматривать совместно с данными по изменению в ней микротвердости, косвенно характеризующей прочностные свойства. После патентирования микротвердость со стороны стали 12X18H10T в непосредственной близости от поверхности раздела слоев составляла 3,5 ГПа, а со стороны стали 45–1,75 ГПа [1]. Растяжение при 700 °С приводило к перераспределению углерода в переходной зоне: при деформации $\bar{\epsilon} = 8$ % микротвердость со стороны стали 12X18H10T повышалась до 5,0 ГПа, а со стороны стали 45 снижалась до 1,0 ГПа. Установлена корреляция значений K_ϵ по ширине переходной зоны с величинами микротвердости.

Повышенный по сравнению с основными слоями уровень неоднородности деформации микрообъемов переходной зоны приводит к концентрации упругих микронапряжений, релаксация которых произойдет лишь частично из-за затрудненности сдвига по поверхности раздела или в зернах приграничной зоны в связи с градиентом прочностных свойств слоев, возрастающим в процессе высокотемпературной деформации. Концентрация напряжений в местах выхода полос скольжения на границах зерен может быть достаточной для образования трещин по модели Зинера-Стро [10], их развития и продвижения. Развитие образовавшихся трещин тормозится, с одной стороны, поверхностью раздела между основой и плакирующим слоем, а с другой стороны, – основными слоями, где уровень неоднородности деформации ниже.

Выводы

Механизм деформации микрообъемов основных слоев биметалла сталь 45+12X18H10T при совместном растяжении идентичен механизму деформации при их отдельном растяжении и характеризуется высокой стабильностью деформированного состояния. Деформация микрообъемов сопровождается параллельно развивающимися процессами упрочнения и накопления поврежденности в них. Одним из путей устранения упрочнения и развития микроразрушений является нарушение деформационной стабильности структуры компонентов биметалла в процессе деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Прогнозирование прочностных характеристик биметаллической коррозионностойкой проволоки / Ю. П. Трыков, В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, А. С. Сергиенко // Производство проката. – 2009. – № 9. – С. 29–33.
2. Даненко, В. Ф. Влияние волочения на свойства биметаллической проволоки углеродистая сталь–12Х18Н10Т / В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, С. А. Булаева // Сталь. – 2011. – № 5. – С. 53–57.
3. Кукса, Л. В. Микродеформации и механические свойства поликристаллических сплавов при статических, динамических и высокотемпературных испытаниях / Л. В. Кукса // Физика металлов и металловедение. – 1997. – Т. 84, № 1. – С. 96–105.
4. Гохберг, Я. А. Ползучесть композиционного материала в связи со свойствами его компонентов / Я. А. Гохберг, В. Ф. Даненко // Проблемы прочности. – 1981. – № 6. – С. 64–68.
5. Мешков, Ю. А. Связь предела текучести с образованием трещин при пластической деформации стали / Ю. А. Мешков // Физическая природа пластической деформации и разрушения металлов: респ. межв. сборник. – Киев: Наукова думка, 1969. – С. 16–23.
6. Иденбом, В. Л. Физическая теория пластичности и прочности / В. Л. Иденбом, А. Н. Орлов // Успехи физических наук. – 1962. – Т. 76, № 3. – С. 557–561.
7. Авербух, И. И. Зависимость акустической эмиссии от деформации в различных материалах / И. И. Авербух, В. Е. Вайнберг // Дефектоскопия. – 1973. – № 4. – С. 25–32.
8. Корчевский, В. В. Влияние пластической деформации на кристаллическую структуру стали 12Х18Н10Т / В. В. Корчевский, Л. П. Метлицкая // ФММ. – 1984. – Т. 58, вып. 5. – С. 386–390.
9. Розенберг, В. М. Ползучесть металлов / В. М. Розенберг. – М.: Металлургия, 1967. – 276 с.
10. Иванова, В. С. Разрушение металлов / В. С. Иванова. – М.: Металлургия, 1979. – 167 с.
11. Криштал, М. А. Особенности деформации и разрушения слоистых биметаллов / М. А. Криштал, Л. Е. Эпштейн, Я. А. Гохберг [и др.] // Проблемы прочности. – 1984. – № 4. – С. 32–37.
12. Даненко, В. Ф. О влиянии переходной зоны на процесс высокотемпературной ползучести биметалла углеродистая сталь+сталь 12Х18Н10Т / В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Г. В. Понкратова // Производство проката. – 2012. – № 11. – С. 23–28.
13. Гохберг, Я. А. К вопросу о механизме совместной микронеоднородной деформации разнородных материалов / Я. А. Гохберг, А. В. Гурьев, В. Н. Поляков // Металловедение и прочность материалов: тр. Волгоград. политехн. ин-та. – Волгоград, 1968. – С. 45–55.

УДК 621.791:621.771

В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, И. А. Пономарева, Д. А. Воронков, Е. В. Мирошникова

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ В МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследованы особенности разрушения в магниево-алюминиевом композите при сварке взрывом, изучен характер и распространение трещин в составляющих композита.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционный материал, разрушение, трещины, микротвердость.

The features of fracture in magnesium-aluminum composite welding explosion, studied the nature and propagation of cracks in the components of the composite.

Keywords: explosion welding, composite material, fracture, crack, microhardness.

Изучение причин и путей предотвращения разрушения магниевых сплавов при сварке взрывом (СВ) является одной из сложных задач. В [1, 2] показано, что в диапазоне параметров СВ скорости точки контакта $V_k = 1700\text{--}3500$ м/с, скорости соударения $V_c = 400\text{--}900$ м/с, высоты заряда взрывчатого вещества $H = 15\text{--}90$ мм в сплавах МА2-1 и МА8 возникали сдвиговые, преимущественно транскристаллитные трещины, зарождающиеся у границы соединения и распространяющиеся под углом 45° вглубь металла, и откольные разрушения.

Откольные разрушения достаточно изучены, они возникают вследствие интерференции меж-

ду падающей волной сжатия и отраженной волной растяжения и предотвращаются при импульсной обработке металлов выбором технологических устройств, исключающих образование опасных растягивающих напряжений [3].

Данная работа является продолжением исследований по изучению разрушения магния, являющегося составляющим компонентом композиционного материала (КМ) МА2-0-АД1, предназначенного, в основном, для использования в качестве переходных элементов сварных конструкций [4–6].

Материалы и методика исследования

Для проведения исследований в качестве исходных материалов магниево-алюминиевых КМ использовали листы алюминия марки АД1

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066_а.

и магниевый сплав МА2-0 в состоянии поставки. СВ алюминия АД1 и магния МА2-0 осуществляли по угловой схеме, обеспечивающей широкий диапазон энергии пластической деформации W_2 .

В качестве объектов исследования выбраны образцы, вырезанные из сваренного взрывом КМ и имеющие трещины в композите околошовной зоны.

Изучение микроструктуры проводилось с помощью оптического микроскопа *Olympus BX-61* с увеличением от 50 до 500. Микротвердость составляющих определяли на приборе ПМТ-3М по методу восстановленного отпечатка вдавливанием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине 136° (ГОСТ 9450-76) под нагрузкой 10–20 г.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 приведена макроструктура полученной сваркой взрывом на завышенных параметрах нагружения КМ МА2-1–АД1 с поверхности магния, в котором наблюдается горизонтальная макротрещина большой протяженности, переходящая в вертикальную.



Рис. 1. Макроструктура сваренного взрывом КМ МА2-0–АД1 с поверхности магния

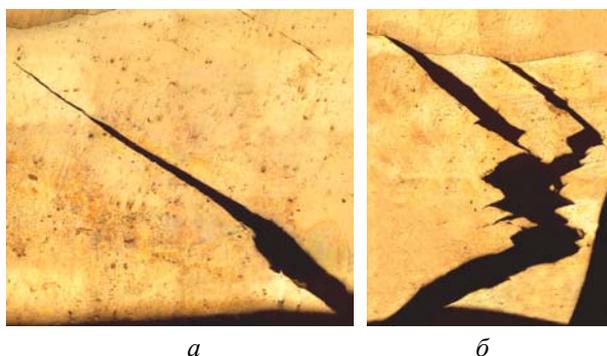


Рис. 2. Вид линейных трещин, образующихся в МА2-0. $\times 100$

На рис. 2 показаны линейные трещины, образующиеся в магнии вследствие сдвиговых деформаций и связанные с траекториями мак-

симальных касательных напряжений. Некоторые из них распространяются от края слоя МА2-0 (рис. 2, а), но не доходят до зоны соединения с алюминием, длина трещины составляет 4962 мкм, другие (рис. 2, б) выходят от границы сварного соединения и, затем, сливаясь в одну, распространяются до края образца. Микромеханические испытания выявили прирост твердости вдоль трещин: средняя твердость по слою – 130 МПа, твердость вдоль трещин – 240 МПа.

На рис. 3 представлена микроструктура околошовной зоны (ОШЗ) КМ, на которой выявляются микротрещины разветвленной древовидной формы в МА2-0 средней протяженностью 470×390 мкм, находящиеся на расстоянии 600 мкм друг от друга.

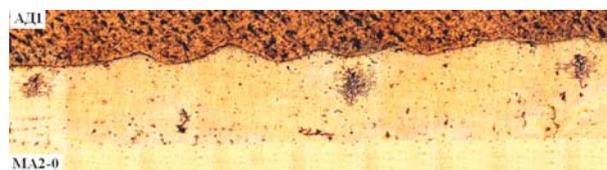


Рис. 3. Микроструктура ОШЗ КМ МА2-0–АД1. $\times 50$

На рис. 4 показана микроструктура с разветвленной в МА2-0 трещиной при увеличении 200.



Рис. 4. Вид разветвленной древовидной трещины в МА2-0 с нанесенными отпечатками от алмазного индентора при измерении твердости. $\times 200$

Испытания микротвердости показали, что в местах, не подвергшихся разрушению, значения твердости в слое магния – 190 МПа. Твердость же внутри разветвленной трещины в не-

сколько раз выше и составляет 480 МПа. Вероятно, такой вид трещин можно устранить, используя термообработку под давлением.

Выводы

1. Установлено, что при сварке взрывом магниевых-алюминиевых КМ в магнии могут образовываться трещины различной конфигурации: кроме обычных сдвиговых, преимущественно транскристаллитных трещин, зарождающихся у границы соединения и распространяющихся под углом 45° вглубь металла, имеют место разветвленные древовидные трещины.

2. Микромеханические испытания показали увеличение твердости около линейных трещин – на 100 МПа и более чем в два раза – до 480 МПа – внутри разветвленных трещин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Ерохин, А. В.* Свойства сварных соединений магниевого сплава МА2-1 с алюминием АД1 и сплавом АМг5М / А. В. Ерохин [и др.] // *Технология машиностроения: труды ВПИ.* – Волгоград, 1970. – С. 113–117.
2. *Седых, В. С.* Влияние структурной и механической неоднородности магниевых сплавов на свойства соединений, свариваемых взрывом / В. С. Седых, Ю. П. Трыков, А. В. Ерохин // *Технология машиностроения: труды ВПИ / ВолгПИ.* – Волгоград, 1971. – С. 27–32.
3. *Трыков, Ю. П.* Диффузия в слоистых композитах: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2006. – 403 с.
4. *Трыков, Ю. П.* Технология сварки взрывом магниевых-алюминиевых композиционных соединений / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгунов, В. Д. Рогозин, Ю. Г. Долгий // *Сварочное производство.* – 2003. – № 3. – С. 38–41.
5. *Трыков, Ю. П.* Композиционные переходники: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – 328 с.
6. *Трыков, Ю. П.* Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгунов, Л. М. Гуревич. – М.: Металлургия, 2004. – 230 с.

ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762

В. Д. Rogozin, А. Ф. Трудов, С. П. Писарев

УДАРНОЕ ПРЕССОВАНИЕ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:mv@vstu.ru

В работе приведены результаты измерения электрофизических свойств пьезоэлементов, спрессованных взрывом из порошков системы ЦТС, и их сопоставление с известными результатами.

Ключевые слова: ударное сжатие, пьезокерамика, электрофизические свойства.

Electrical properties of shock compacted PZT powder piezoelements were evaluated, and a comparative analysis with available results is presented.

Keywords: shock compaction, piezoceramics, electrical properties.

Известно, что ударное сжатие порошковых материалов приводит к уплотнению и сопровождается целым рядом физико-химических процессов [1, 2], таких как плавление, химические реакции, фазовые превращения в обрабатываемом материале. Эти особенности оказывают влияние на кинетику последующих технологических процессов, например, при синтезе химических соединений или спекании, и существенно влияют на формирование конечных свойств получаемых материалов, в частности, таких как пьезокерамика [3, 4]. В связи с этим целью настоящей работы явилось изучение влияния ударного прессования пьезокерамических порошков на конечные свойства материала в пьезоэлектрических изделиях.

Для исследования были выбраны пьезокерамические порошки составов ЦТС-19, ЦТС-83Г и ТВ-2. Взрывное прессование осуществлялось с использованием схемы обжатия цилиндрической ампулы с плоскими вкладышами [5]. По расчетной оценке, давление прессования порошков составляло 1,7–2,1 ГПа. Получаемые прессовки имели вид плоских пластин с размерами около 60×40×4 мм, плотность материала указана в табл. 1.

Таблица 1

Плотность заготовок после взрывного прессования

Материал	ЦТС-19	ЦТС-83Г	ТВ-2
Плотность, кг/м ³	6500±100	6000±100	6150±100

После прессования заготовки разрезались на образцы размерами 15×15×3 мм, которые подвергались спеканию. Значения плотности образцов после спекания приведены в табл. 2.

Таблица 2

Плотность образцов после спекания

Материал	Температура спекания, °С	Плотность, кг/м ³
ЦТС-19	1240	7550
	1200	7680
	1150	7590
	1100	7670
	1050	7320
ЦТС-83Г	1100	7590
	1080	7670
	1050	7620
	1000	7600
ТВ-2	1150	7580
	1120	7650
	1100	7650
	1050	7430

Полученные результаты показывают, что благодаря высокой плотности прессовок и активации порошка в процессе ударного сжатия при последующем спекании высокая плотность материала достигается даже при значительном понижении температуры спекания. Более того, максимальная плотность достигается именно при пониженных температурах спекания, что согласуется с отмеченной в [3, 6] более интен-

сивной релаксацией остаточных напряжений и большей скоростью процесса спекания материала после взрывного прессования.

После спекания из полученных образцов

изготавливались пьезоэлементы $\varnothing 12 \times 1$ мм, осуществлялась поляризация и измерение электрофизических характеристик, основные из которых приведены в табл. 3.

Таблица 3

Электрофизические характеристики спрессованной взрывом пьезокерамики

№ обр.	$\text{tg}\beta$	d_{33}	ϵ	$\text{tg}\beta^*$	d_{33}^*	ϵ^*	Примечание
–	–	пКл/Н	–	–	пКл/Н	–	–
ЦТС–19							
1	0,017	283	1957	0,016	336	2049	* – повторная поляризация при $E=4,5$ кВ/мм $K_p=0,53-0,54$
2	0,017	274	1948	0,016	297	1970	
3	0,017	264	1941	0,017	–	1870	
4	0,017	274	1962	–	–	–	
5	0,017	277	1948	0,016	330	1991	
6	0,017	270	1895	0,016	–	1990	
7	0,018	290	2008	0,017	346	2030	
8	0,018	296	1944	0,016	323	1955	
9	0,017	293	2005	–	–	–	
10	0,017	277	1962	0,016	323	2057	
ЦТС–83Г							
1	0,015	184	1268	–	224	–	* – повторная поляризация при $E=4,7$ кВ/мм $K_p=0,38-0,41$
2	0,015	178	1265	0,014	224	1299	
3	0,015	172	1353	0,014	212	1422	
4	0,015	168	1247	0,014	–	1266	
5	0,017	174	1267	0,014	238	1316	
6	0,016	194	1274	0,016	238	1367	
7	0,017	201	1309	0,015	264	1341	
8	0,016	201	1282	0,016	250	1292	
9	0,015	178	1211	0,014	231	1258	
10	0,016	191	1321	0,016	237	1346	
ТВ–2							
1	0,012	14,2	157	–	–	–	* – повторная поляризация при $E=6$ кВ/мм
2	0,012	14,2	156	0,011	14,5	155	
3	0,011	14,8	154	0,011	14,2	155	
4	0,012	14,2	154	0,012	14,5	154	
5	0,012	14,8	154	–	–	–	
6	0,012	14,5	157	0,012	13,8	157	
7	0,012	14,2	156	0,011	14,5	156	
8	0,012	14,8	159	0,012	14,2	159	

Обозначения: $\text{tg}\beta$ – диэлектрические потери; d_{33} – пьезомодуль; ϵ – относительная диэлектрическая проницаемость; E – напряженность электрического поля при поляризации; K_p – коэффициент электромеханической связи.

Из приведенных данных видно, что взрывное прессование обеспечивает высокую воспроизводимость электрофизических характеристик пьезоэлементов. Кроме того, оказывается возможным значительное повышение напряженности электрического поля при поляризации, то есть возрастает электрическая прочность пьезоэлементов, пьезомодуль при этом несколько повышается, а диэлектрическая проницаемость остается прежней.

Сопоставление полученных результатов с результатами работ [3, 6] свидетельствует о том, что прессование пьезокерамики с использованием энергии взрыва приводит к активации процессов при спекании, получению более высокой плотности, некоторому повышению электрофизических характеристик и обеспечивает высокую воспроизводимость получаемых свойств пьезокерамических материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Pruemmer, R. A. Explosive Compaction of Powders and Composites / R. A. Pruemmer, T. Balacrishna Bhat, K. Siva Kumar, K. Hokamoto // Science publishers, Post Office Box 699, Enfield, New Hampshire 03748, USA. – 2006. – 194 p.
2. Атрощенко, Э. С. Разработка научных основ формирования структуры и свойств композиционных материалов с улучшенными свойствами, полученных взрывным прессованием // Э. С. Атрощенко, А. Е. Розен, Н. В. Голованова // Материаловедение. – 1998. – С. 26–30.
3. Атрощенко, Э. С. О свойствах пьезокерамики, полученной взрывным прессованием / Э. С. Атрощенко,

Е. И. Жарин, И. Д. Евтушенко // Физика и химия обработки материалов. – 1982. – № 5. – С. 53–57.

4. Рогозин, В. Д. Синтез спрессованной взрывом шихты пьезокерамики ЦТС / В. Д. Рогозин, А. Ф. Трудов // Материаловедение. – 2000. – № 6. – С. 48–50.

5. А. с. 597153 (СССР). Способ изготовления плоских изделий прессованием порошков / Б. Г. Адаменко, В. М. Волчков, А. Ф. Трудов; Волгоградский политехнический институт. – № 2413102/22-02; заявл. 18.10.1976.

6. Рогозин, В. Д. Ударное прессование и спекание пьезокерамики ЦТС-19 / В. Д. Рогозин, С. П. Писарев, В. Ф. Казак // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 2. – С. 70–73.

УДК 621.762

С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, А. В. Шевцов

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ИЗ БОРИДА ВОЛЬФРАМА И НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ПРЕССОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:mv@vstu.ru

Исследовано влияние термической обработки на тонкую структуру, электрическое сопротивление и термоэлектрические свойства прессовок из смеси порошков борид вольфрама и никеля, полученных высокоскоростным прессованием без спекания. Установлено, что термическая обработка приводит к существенным изменениям их тонкой структуры и электрических свойств.

Ключевые слова: высокоскоростное прессование, борид вольфрама, никель, термическая обработка, тонкая структура, электрическое сопротивление, термоэлектрические свойства.

The effect of heat treatment on the fine structure, electrical resistivity and thermoelectric properties of compacts from tungsten boride and nickel powder mixture obtained by high-speed compaction without sintering was investigated. It is shown that thermal treatment leads to changes in their fine structure and electrical properties.

Keywords: high-speed compaction, tungsten boride, nickel, heat treatment, the fine structure, electrical resistivity, thermoelectric properties.

Металлокерамические материалы из порошков боридов, карбидов и других тугоплавких соединений с никелевой фазой, выполняющей функции металлического цемента, отличаются высокой жаростойкостью, износостойкостью, твердостью и прочностью. Для их получения наряду с традиционными методами порошковой металлургии используют методы высокоскоростного прессования, например как в [1–5], позволяющие в ряде случаев получать материалы и изделия с ранее неизвестными служебными свойствами, однако в настоящее время пока еще мало изучены изменения в тонкой структуре частиц борид вольфрама и никеля при их совместном высокоскоростном деформировании, а также изменения электрических свойств прессовок при последующих термических воздействиях. В связи с этим в данной работе рассматриваются результаты исследований влияния давления высокоскоростного прессования и последующей термической обработки (ТО) на тонкую структуру и элект-

рические свойства прессовок из смеси этих порошков.

Исходными материалами при проведении исследований были порошки борид вольфрама (W_2B_5) и никеля (Ni) в состоянии поставки, без применения пластификаторов или других добавок. Порошок W_2B_5 имел средний размер частиц 5–10 мкм, микротвердость 25–26 ГПа; порошок Ni марки ПНЭ – 30–50 мкм микротвердость 1,30–1,50 ГПа. Композицию W_2B_5+Ni с содержанием 25 % вес W_2B_5 получали длительным перемешиванием порошков до однородного состояния. Ее плотность перед прессованием – 3450 кг/м³, плотность компактного материала, рассчитанная по правилу аддитивности – 9800 кг/м³, относительная плотность – 0,35 кг/м³.

Для высокоскоростного прессования использовали пороховую баллистическую установку с внутренним диаметром ствола 50 мм. Ударники в виде цилиндров массой 0,3 кг изготавливали из свинца. Их скорость ($V_{уд}$) в проводимых опытах была в пределах 500–600 м/с

и контролировалась с помощью электроконтактной методики. При разработке схемы высокоскоростного прессования за основу принята схема по патенту [3]. Прессуемые порошки располагали в многослойных составных контейнерах внутри стальных оболочек. Исходная толщина порошковых слоев 7–8 мм, после высокоскоростного прессования толщина прессовок составляла около 4 мм, диаметр – 30 мм. Давление прессования (P), рассчитанное по методике [4], было в пределах 5,5–7,8 ГПа.

ТО прессовок проводили в герметичной стальной ампуле в электрической печи при температуре 500 °С в течение 1 ч, с последующим охлаждением с печью.

Тонкую структуру образцов до и после ТО изучали на дифрактометре «Дрон-3» в К α -излучении медного анода с Ni-фильтром. Для качественного фазового анализа съемку выполняли в интервале углов 2θ от 20 до 100 град при скорости движения счетчика 1/8 град/мин с отметкой углов через 0,1 град. Для определения характеристик тонкой структуры прессовок производили запись отражений от плоскостей (100) и (200) у W_2B_5 , а у Ni от плоскостей (111) и (222). По методу аппроксимации [6] проведен расчет физических уширений (β) рентгеновских линий с целью оценки наличия микронапряжений (σ_{II}) и размера (D) областей когерентного рассеяния (ОКР) кристаллитов. Результаты расчетов приведены в табл. 1–2.

Температурные зависимости электросопротивления прессовок получали по методике, описанной в работе [5]. Предельная температура нагрева образцов составляла 250 °С. Измерение электрического сопротивления проводили по ме-

тоду амперметра-вольтметра. Для этого использовали стабилизированный источник постоянного тока Б5-50 и милливольтметр В7-40. При проведении экспериментов сначала определяли сопротивление образцов при комнатной температуре R_0 и в нагретом состоянии R_t , а затем определяли величину $\Delta R = R_t - R_0$, после чего строили зависимости $\Delta R/R_0$ от температуры.

При контроле термоэлектрических свойств материалов измеряли милливольтметром В7-40 термоэлектродвижущую силу (термоЭДС) в контуре, состоящем из исследуемого изделия и эталонного электрода, как в [5]. В процессе контроля нагретый до 30–250 °С эталонный никелевый электрод периодически приводили в контакт (на 2–3 с) с исследуемым образцом, находящимся при комнатной температуре, и измеряли возникающую при этом термоЭДС. Контроль температуры эталонного электрода осуществляли хромель-копелевой термопарой и милливольтметром В7-35.

При анализе рентгеновских линий прессовок как до, так и после ТО были идентифицированы только фазы W_2B_5 и Ni, следовательно, ударно-волновое сжатие и последующая ТО не приводят к каким-либо изменением фазового состава прессуемого материала. Исследования показали, (см. табл. 1), что у материала, полученного при $P=5,5$ ГПа, ТО привела к весьма заметному уменьшению ОКР в частицах W_2B_5 с 93 до 48 нм (в 1,9 раза), при этом микронапряжения σ_{II} увеличились с 55 до 73 МПа (на 33 %). В частицах Ni при таком же давлении при ТО произошло увеличение ОКР с 71 до 87 нм (на 23 %), а σ_{II} снизились с 37 до 25 МПа (на 32 %) (см. табл. 2).

Таблица 1

Характеристики тонкой структуры W_2B_5 в смесевых прессовках

Режимы прессования		β_{100} , мрад		β_{200} , мрад		D , нм		σ_{II} , МПа	
$V_{уд}$, м/с	P , ГПа	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО
500	5,5	2,6	4,38	4,14	6,58	93	48	55	73,4
550	7,0	2,44	2,47	7,48	2,7	62	61	198	72
600	7,8	0,9	3,18	6,5	6,21	166	52	174	129

Таблица 2

Характеристики тонкой структуры Ni в смесевых прессовках

Режимы прессования		β_{100} , мрад		β_{200} , мрад		D , нм		σ_{II} , МПа	
$V_{уд}$, м/с	P , ГПа	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО
500	5,5	2,2	1,79	8,7	5,94	71	87,4	37	25
550	7,0	2,3	1,75	10,2	6,36	67,5	89,2	43	27
600	7,8	1,8	2,82	6,4	4,21	84,7	76,8	27	74

При $P=7$ ГПа в частицах $W_2 B_5$ после ТО заметных изменений ОКР не обнаружено, зато σ_{II} заметно снизились с 198 до 72 МПа (в 2,7 раза), при этом в Ni после ТО ОКР увеличились с 67 до 89 нм (на 32 %), а σ_{II} снизились с 66 до 44 МПа (в 1,6 раза). При $P=7,8$ ГПа в частицах $W_2 B_5$ после ТО ОКР заметно снизились с 166 до 52 нм (в 3,2 раза), σ_{II} также снизились с 174 до 129 МПа (в 1,3 раза), при этом в Ni после ТО ОКР остались почти без изменения, а σ_{II} увеличились с 27 до 74 МПа (в 2,7 раза).

Полученные результаты показывают, что при ТО в обоих компонентах спрессованного порошкового композита (ПКМ) происходят весьма заметные изменения в тонкой структуре, способные повлиять на его электрические свойства. Действительно, как показал анализ температурных зависимостей электрического сопротивления ПКМ до и после ТО (рис. 1), до температуры нагрева 100°C кривые, полученные для рассматриваемого диапазона давлений прессования, мало отличаются друг от друга, а затем, с ростом температуры, у ПКМ, полученного при $P=5,5$ ГПа, наблюдается непрерывное понижение электросопротивления, вплоть до предельной температуры нагрева 250°C (кривая 1).

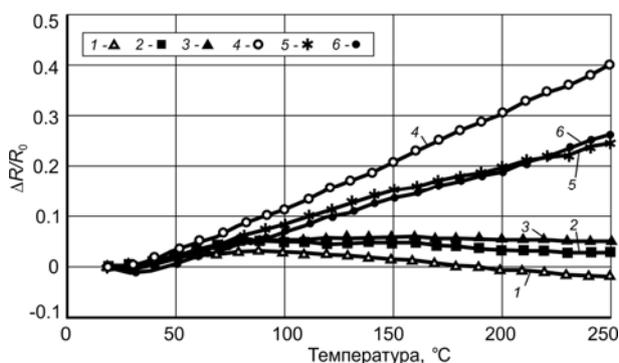


Рис. 1. Температурные зависимости электрического сопротивления у прессовок до ТО (кривые 1–3) и после ТО (кривые 4–6):

1, 4 – $P=5,5$ ГПа; 2, 5 – $P=7$ ГПа; 3, 6 – $P=7,8$ ГПа

При $P=7$ ГПа выше 100°C у ПКМ также наблюдается снижение электросопротивления, но менее интенсивно, чем при $P=5,5$ ГПа (кривая 2). У ПКМ, полученного при максимальном давлении прессования 7,8 ГПа, свыше 100°C электросопротивление практически не изменяется (кривая 3), а после ТО у всех исследуемых материалов наблюдается непрерывный его рост, при этом наиболее заметные изменения произошли при $P=5,5$ ГПа (кривая 4). При $P=7$

и 7,8 ГПа зависимости электрического сопротивления от температуры практически совпадают (кривые 5, 6).

Таким образом, релаксационные процессы, происходящие в частицах ПКМ при ТО, значительно повлияли на их электрическое сопротивление, привели к его увеличению.

Исследование температурных зависимостей термоЭДС исследуемых ПКМ до и после ТО (рис. 2) показали, что давление прессования практически не оказывает влияния на ход кривых 1–3 (они почти совпадают). После ТО кривые 4–6, полученные для таких же давлений прессования, также почти совпадают, но проходят значительно ниже кривых 1–3, что свидетельствует о взаимосвязи изменений в тонкой структуре компонентов ПКМ при ТО с изменениями их термоэлектрических свойств.

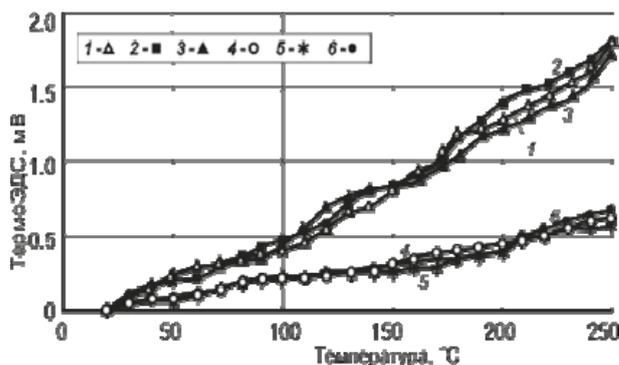


Рис. 2. Зависимости термоЭДС (E) прессовок от температуры до ТО (кривые 1–3) и после ТО (кривые 4–6):

1, 4 – $P=5,5$ ГПа; 2, 5 – $P=7$ ГПа; 3, 6 – $P=7,8$ ГПа

Аналогичная трансформация электрических свойств обнаружена авторами в работе [5] при исследованиях электрических свойств и тонкой структуры ПКМ из 25 % TiC и 75 % Ni. Там также обнаружен эффект увеличения электрического сопротивления с ростом температуры после ТО при 500°C , особенно у ПКМ, полученного при максимальном $P=10$ ГПа, а также снижение термоЭДС прессовок после ТО.

Выводы

1. Установлена возможность существенной модификации электрических свойств ПКМ из борида вольфрама и никеля за счет ударноволнового воздействия и последующей термической обработки.

2. Обнаруженные изменения электрических свойств ПКМ при высокоскоростном прессовании в сочетании с последующей термической обработкой могут быть использованы при получении материалов для электротехнических устройств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Писарев, С. П. Электрические свойства прессовок из ZrC и Co, полученных высокоскоростным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). – С. 74–77.

2. Писарев, С. П. Электрическое сопротивление и тонкая структура порошковых прессовок из TiC и Ni, полученных высокоскоростным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, П. В. Шевченко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). – С. 40–43.

3. Пат. РФ № 2318632, МПК B22F 3/08, B23K 20/08. Способ получения изделий из порошков / С. П. Писарев,

В. Д. Рогозин, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич; заявитель и патентообладатель ВолгГТУ. – Оpubл. 10.03.08, Бюл. № 7.

4. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов: монография / В. Д. Рогозин // ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.

5. Писарев, С. П. Влияние термической обработки на тонкую структуру и электрические свойства порошковых прессовок из карбида титана и никеля, полученных высокоскоростным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 9 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 9). – С. 73–76.

6. Горелик, С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М.: МИСИС, 1994. – 328 с.

УДК 669.1:622.788.32

И. Л. Гоник, О. П. Бондарева, Н. А. Новицкий, В. А. Соловьев

ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СВЯЗУЮЩЕГО НА ОСНОВЕ SiO₂ НА ПРОЦЕССЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА В ОКСИДОУГЛЕРОДНОМ БРИКЕТЕ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gonik@vstu.ru

Разработана технология получения оксидоуглеродных брикетов (ОУБ) из металлургических отходов с использованием многокомпонентного связующего вещества на силикатной основе, способствующего максимальному взаимодействию компонентов в брикете и науглероживанию восстановленного железа. Исследования макроструктуры брикетов показали, что при их нагреве до температуры 1200 °С происходит формирование стеклообразного каркаса способствующего увеличению степени металлизации.

Ключевые слова: брикет, металлургические отходы, окалина, силикатное связующее, железо, стеклообразный каркас.

The technology of oxide coal briquettes from metallurgical wastes using multicomponent silicate binder. The binder helps to maximize the interaction of components in briquette and carburization of reduced iron. Researches of briquette's macrostructure showed that when heated to 1200°C degrees, the glassy frame formation helps to increase the degree of metallization.

Keywords: briquette, metal waste, scale, silica binder, iron, glass frame.

Среди наиболее применяемых способов брикетирования в современном шихтовом производстве наиболее распространен способ изготовления брикетов с применением в качестве связующего портландцемента. Такой брикетированный шихтовой материал используется рядом металлургических предприятий России и стран СНГ [1], однако данные брикеты обладают сравнительно низкой степенью восстановления. Портландцемент используется только в качестве связующего, предотвращающего разрушение брикета при транспортировке и завалке материала в металлургический агрегат. Кроме этого, брикетирование с использованием цементной связки может привести к увеличению количества шлака, что не всегда благоприятно для ведения плавки, например, в электрометаллургическом агрегате.

Большой интерес представляют брикеты, изготовленные с применением активных связующих компонентов, позволяющих реализовать процессы восстановления внутри брикета до его расплавления.

Сотрудниками кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ был разработан брикетированный шихтовой материал – оксидоуглеродный брикет (ОУБ), в котором в качестве активного связующего используется многокомпонентная смесь оксидов SiO₂–B₂O₃–CaO–K₂O. На этапе формования брикетов в смесь вводят водный раствор жидкого стекла, который играет роль первичной связки, придающей брикетам после сушки прочность, достаточную для их хранения и транспортировки [2]. Вторичная связка – система оксидов на силикатной основе SiO₂–B₂O₃–CaO–K₂O, которая является актив-

ным связующим, сохраняющим прочность и герметичность брикета при температурах 700–1250 °С. Многокомпонентное связующее вещество, кроме обеспечения требуемой технологической прочности брикета, также способствует максимальному взаимодействию железосодержащего компонента и восстановителя при нагреве и науглероживанию восстановленного железа внутри брикета. При этом развитая реакционная поверхность внутри брикета обеспечивает высокую скорость протекания данных процессов [3].

Были проведены исследования по изучению процессов, протекающих в ОУБ при нагреве до 1200 °С. В исследовании использовали брикеты, состоящие из прокатной окалина (75 %), электродного боя (20 %), а также смеси оксидов многокомпонентного связующего ($\text{SiO}_2\text{--B}_2\text{O}_3\text{--CaO--K}_2\text{O}$) (5 %) и жидкого стекла (5 % сверх массы).

Смесь для брикетирования приготавливалась следующим образом: прокатная окалина измельчалась до фракции 0,1–0,5 мм. Аналогично был подготовлен электродный бой, измельченный до фракции 0,1–0,3 мм. Из полученных компонентов были приготовлены навески для изготовления серии образцов брикетов, которые смешивались в определенной последовательности – многокомпонентное связующее добавляли к измельченному электродному бою, жидкое стекло добавляли в прокатную окалину для наиболее эффективного ее смачивания. Обе части

смешивались, после чего полученный состав был готов для прессования. Для получения надежных результатов эксперимента составы образцов приготавливались отдельно. Полученные образцы сушили в сушильном шкафу при температуре 200 °С в течение 1,5 ч.

На рис. 1 представлены внешний вид брикета после сушки и его макроструктура.

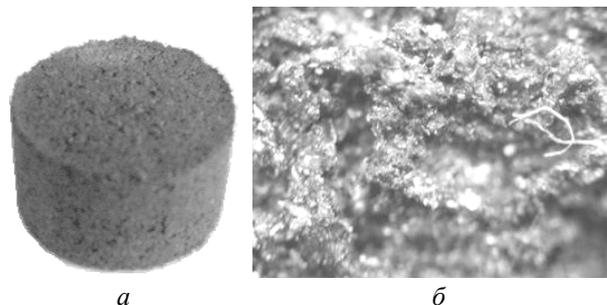


Рис. 1. ОУБ после сушки при температуре 200 °С, время выдержки 1,5 ч:
а – внешний вид; б – макроструктура. $\times 200$

После сушки все образцы подвергались обжигу в муфельной печи в диапазоне температур от 800 до 1200 °С. Режимы сушки и обжига серий образцов представлены в табл. 1.

Изучение серий образцов № 1–3 после обжига при температурах от 800 до 1000 °С показало наличие пористой поверхности, которая образовалась, по нашему мнению, в результате интенсивного газовыделения в процессе газификации углерода с образованием диоксида CO_2 .

Таблица 1

Режимы сушки и обжига образцов ОУБ

№ серии образца	Масса образцов после сушки (200°С), г	Температура сушки, °С	Время сушки, ч	Давление прессования, МПа	Температура обжига образцов, °С	Время обжига, ч
1	22,16	200	1,5	20	800	4
2	23,46				1000	
3	21,08				1000	
4	22,20				1200	
5	21,51				1200	

Изучение серий образцов № 4, 5 прошедших высокотемпературный обжиг, показало, что в условиях нагрева до температур свыше 1000 °С происходит герметизация брикета, вследствие которой появляется газонепроницаемая стеклокристаллическая оболочка.

После обжига пяти серий образцов было выявлено, что при увеличении температуры обжига в исследуемом температурном интерва-

ле от 800 до 1200 °С степень влияния связующего вещества на процессы восстановления железа в ОУБ возрастает, что подтверждается изменением макроструктуры исследуемых брикетов, а также исследованием их химического состава после обжига.

Внешний вид образца серии № 5 и его макроструктура после обжига представлены на рис. 2.

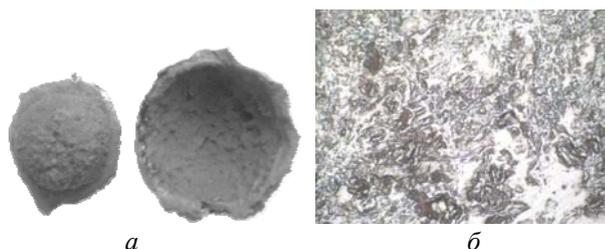


Рис. 2. ОУБ после обжига при температуре 1200 °С, время выдержки 4 ч:
a – внешний вид оболочки и сердцевины образца № 5; *б* – макро-структура ОУБ с явно выраженными частицами железа, окруженными стекловидным связующим, ×200

После металлизующего обжига были проведены исследования химического состава серий образцов № 3–5. Химический состав определялся с помощью портативного оптико-эмиссионного анализатора *PMI-MASTER PRO*.

Таблица 2

Химический состав металлизированных образцов ОУБ

№ серии образца	Место отбора проб	Химический состав, %		
		Fe	C	Si
3	периферия	39,36	1,70	4,50
3	центр	25,29	1,90	4,50
4	периферия	60,60	1,30	4,50
4	центр	38,80	1,60	4,50
5	периферия	79,40	0,36	3,14
5	центр	44,30	1,80	4,50

УДК 621.742.45

Н. А. Кидалов, В. А. Закутаев, Д. П. Азаров

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЛЬТРОПРЕССОВОГО ОСАДКА РАСТИТЕЛЬНОГО ГОРЧИЧНОГО МАСЛА В КАЧЕСТВЕ ПРОТИВОПРИГАРНОЙ ДОБАВКИ В ФОРМОВОЧНОЙ СМЕСИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Проведено исследование физико-механических и противопригарных свойств формовочных смесей с использованием углеродосодержащих добавок: фильтропрессового осадка горчичного масла, кубовых остатков от дистилляции синтетических жирных кислот, мазута. Усовершенствована методика измерения удельной работы отделения пригара от поверхности отливки, которая позволила установить, что фильтропрессовый осадок горчичного масла может служить заменителем известных противопригарных добавок.

Ключевые слова: пригар, чугун, металл, углерод, противопригарная добавка, формовочная смесь, литье.

In this article it was published about physical properties of anti-penetration supplements: filtering sediment of mustard and camelina oils, still bottoms and fuel oil. Was introduced an improved technique of measuring energy, needed to separate the burnt from casting surface. Was shown, that filtering sediment of mustard oil, could be used as alternative to known anti-penetration supplements.

Keywords: burnt, cast iron, metal, carbon, anti-penetration supplement, molding sand, casting.

На сегодняшний день в России высока доля отливок из чугуна, получаемых в разовые песчано-глинистые формы. Одной из технологиче-

ских проблем, возникающих при производстве бездефектных отливок, является возникновение пригара на поверхностях литых деталей. Суще-

Результаты проведенного химического анализа представлены в табл. 2.

З а к л ю ч е н и е

С повышением температуры обжига исследуемых брикетов в рассмотренном интервале температур при постоянном времени выдержки степень металлизации увеличивается.

Исследования химического состава ОУБ показали, что в реализованных экспериментальных условиях обжига восстановление железа более интенсивно происходит во внешней зоне, что, на наш взгляд, связано с условиями формирования стеклообразного каркаса от периферии к центру по мере нагрева брикета до рассматриваемого температурного интервала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Брикет металлургический: История брикетирования, предлагаемый способ и поведение железоортоуглеродосодержащих брикетов в металлургических агрегатах. [Электронный ресурс]. – 2013. – Режим доступа : http://briket.ru/briket_his.shtml
2. Котенев, В. И. Брикетты из мелкодисперсных отходов металлургического и коксохимического производств экономически выгодная замена традиционной шихты металлургических переделов / В. И. Котенев // Металлург. – 2002. – № 10. – С. 19–22.
3. Гоник, И. Л. Особенности применения брикетируемых железосодержащих отходов / И. Л. Гоник, В. П. Лемякин, Н. А. Новицкий // Металлург. – 2011. – № 6. – С. 36–38.
4. Гоник, И. Л. Исследование термодинамики металлизации оксидоуглеродного брикета в условиях технологического обжига / И. Л. Гоник, Н. А. Новицкий, А. Г. Тюпина // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 12. – С. 16–18.

ствуют различные причины, влияющие на появление и величину образования пригара на чугунных отливках.

При чугунном литье для уменьшения пригара в состав формовочной смеси вводят различные противопригарные добавки, которые разделяются на минеральные и органические; первые снижают величину механического пригара за счет уменьшения межзернового расстояния и диаметра капилляров в составах формовочных смесей. Наибольшее распространение получило применение таких материалов, как пылевидный кварц с размерами зерен менее 0,05 мм и известковых материалов (гашеной извести) [1]. Однако применение минеральных добавок в составах песчано-глинистых формовочных смесей приводит к снижению их газопроницаемости, увеличению содержания балласта в оборотной смеси и, как следствие, к дефектам отливок.

Наиболее технологичными способами снижения величины образования пригара на чугунных отливках является применение в составе песчано-глинистых смесей углеродосодержащих противопригарных добавок. В процессе пиролиза данные добавки выделяют блестящий углерод, способствующий уменьшению пригара и улучшению качества поверхности.

В качестве сухих углеродосодержащих добавок применяют каменноугольную пыль, древесные опилки, графит [1]. Применение данных добавок в большинстве случаев менее эффективно по сравнению с жидкими, так как они обладают меньшим выходом блестящего углерода и могут приводить к значительному снижению газопроницаемости смеси, трудности равномерного распределения добавки в составе смеси, ухудшению санитарно-гигиенических условий труда в цехе.

Для сравнения противопригарных свойств углеродосодержащих добавок были выбраны два наиболее распространенных материала: мазут и кубовые остатки от дистилляции синтетических жирных кислот (КО) и предлагаемый материал: фильтропрессовый осадок горчичного масла (ФПОГ)[2].

ФПОГ представляет собой вязкую мазеобразную субстанцию, получаемую путем фильтрации горчичного масла, ФПОГ содержит до 50 % горчичного масла и до 50 % мелкодисперсного горчичного жмыха-порошка. В ФПОГ содержится до 0,5 % эфирного горчичного масла и до 3 % лецитина, а также высокомолекулярные жирные кислоты [3].

Данный углеродосодержащий отход производства растительного горчичного масла интересен с точки зрения использования в качестве противопригарной добавки в формовочной смеси для чугунного литья. Для обоснования возможности применения ФПОГ в составе формовочной смеси был проведен элементный анализ по содержанию углерода и водорода в сравнении с известными добавками (табл. 1).

Таблица 1

Элементный анализ исследуемых противопригарных добавок

Тип применяемой добавки	Содержание элемента, мас %	
	Углерод (С)	Водород (Н)
Мазут	86,70	5,49
КО	87,75	6,32
ФПОГ	69,04	6,66

Как видно из табл. 1, содержание углерода и водорода в ФПОГ находится на достаточно высоком уровне 69,04 и 6,66 мас. % соответственно. На основании этого можно предположить, что применение данной добавки в составе формовочной смеси будет придавать ей хорошие противопригарные свойства за счет создания восстановительной атмосферы при контакте с жидким металлом.

Для определения влияния добавок на противопригарные свойства смесей была использована количественная методика оценки величины сцепления пригарного слоя с поверхностью материала отливки [4]. Данная методика является усовершенствованной, включает установку и модели проб на пригар (рис. 1).

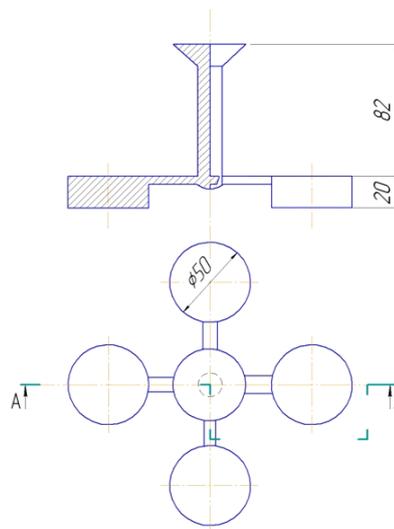


Рис. 1. Куст отливок-проб на пригар

Удельная работа, затраченная на очистку пригара рассчитывается по формуле:

$$A = \frac{mgh}{s},$$

где m – масса дроби (кг), g – ускорение свободного падения (m/c^2), h – высота стеклянной трубки, по которой пролетает дробь (м), s – площадь отбитого пригара (m^2) [4].

Таблица 2

Составы исследуемых формовочных смесей

Компоненты смеси	Содержание смеси, мас. %.
Песок формовочный кварцевый Орловского карьера, 3K ₂ O ₂ O ₂ , ГОСТ 2138–93	90
Бентонитовая глина, С1Т ₂ , ГОСТ 28177–96	8
Углеродосодержащие противопригарные добавки (мазут, КО, ФПОГ)	2
Всего:	100
Вода сверх 100 мас. %	5

Для заливки экспериментальных отливок-проб на пригар были изготовлены три формовочные смеси (табл. 2), в которых изменялся тип применяемой противопригарной добавки (мазут, КО, ФПОГ).

Физико-механические свойства формовочных смесей представлены на рис. 2–4.

Из рис. 2–4 видно, что смеси, содержащие применяемые в промышленности материалы (мазут и КО), обладают более низкими показателями предела прочности на сжатие во влажном состоянии (39–45 кПа) и текучести (28–36 %) в сравнении с предлагаемой добавкой ФПОГ, которая обладает пределом прочности на сжатие во влажном состоянии (53 кПа), текучестью (47 %). Это дает основания говорить о положительном влиянии данной добавки на получение четкого, качественного отпечатка литейной формы.

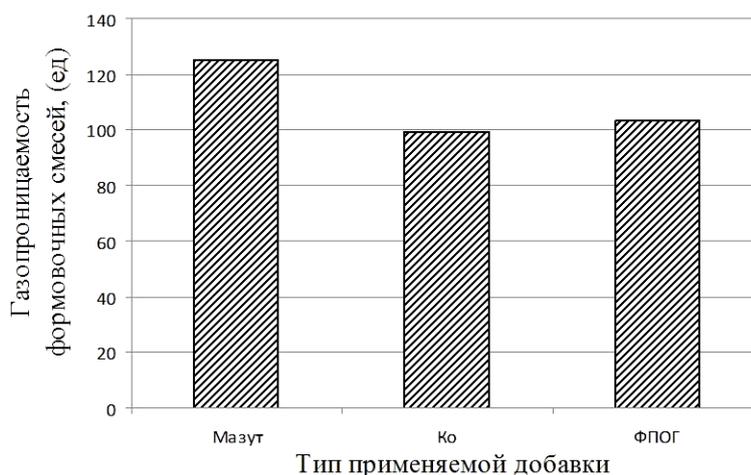


Рис. 2. Газопроницаемость исследуемых формовочных смесей

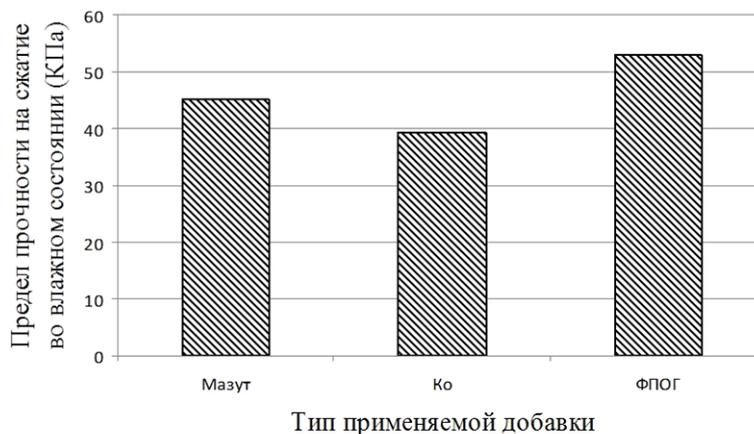


Рис. 3. Предел прочности на сжатие во влажном состоянии



Рис. 4. Текучесть формовочных смесей

Для сравнительных испытаний противопригарных свойств смеси была изготовлена экспериментальная форма, которая одновременно включала три состава смеси, что было достигнуто за счет применения податливой перегородки (рис. 5).



Рис. 5. Модельная плита с установленными моделями, опокой и разделителем смесей

Далее форма была залита расплавом серого чугуна марка СЧ10 ГОСТ 1412–92 при температуре 1380 °С. После охлаждения формы отливки проб были отделены от куста и поочередно установлены в экспериментальную установку (рис. 6, а), где производилась очистка отливок от пригара стальной дробью диаметром 2–3 мм. Область очищенной от пригара поверхности отливки регистрировалась с помощью цифрового фотоаппарата и обрабатывалась в чертежной программе. По фотографии отливки после очистки (рис. 6, б) определялась удельная работа, необходимая на удаление с поверхности отливки пригарного слоя. Результат удельной работы для отливки, полученной на смеси с добавлением ФПОГ, представлен на рис. 6 и в формуле

$$A = \frac{mgh}{s} = \frac{0,1 \cdot 9,8 \cdot 0,9}{0,000232} = 3802 \text{ Дж/м}^2.$$



а



б

Рис. 6. Поверхность отливки, полученной на смеси с добавлением в качестве противопригарной добавки ФПОГ до очистки (а) и после очистки (б) от пригара на экспериментальной установке

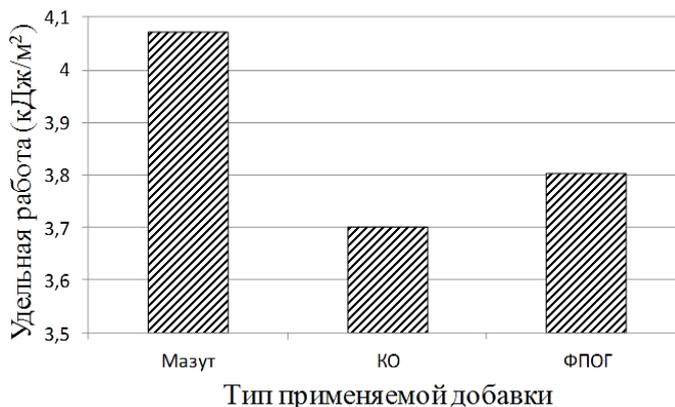


Рис. 7. Удельные работы по отделению пригара от поверхности отливок в зависимости от составов формовочных смесей

Аналогично были найдены удельные работы очистки отливок от пригара, полученные с применением смесей, включающих мазут, КО. Результаты представлены на рис 7.

По результатам исследования можно установить, что при применении в составе смеси в количестве 2 % углеродосодержащей добавки ФПОГ удельная работа по отделению пригара от отливки составляет 3,8 кДж/м², что сравнимо с используемой на производстве добавкой КО, при этом предел прочности смеси составляет 53 кПа, что больше, чем у смесей с известными добавками.

ФПОГ является недефицитным, недорогим материалом, смеси на его основе обладают высокими физико-механическими свойствами и снижают величину удельной работы по отделению пригара от поверхностей отливок. Исходя из вышеизложенного, можно сделать вывод, что ФПОГ можно применять как альтернативную противопригарную добавку в составах формовочных песчано-глинистых смесей для чугунного литья.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Васин, Ю. П. Получение отливок с чистой поверхностью / Ю. П. Васин, П. В. Черногор. – Свердловск : Уральский рабочий, 1961. – 141 с.
2. Кидалов, Н. А. Исследование влияния технологических добавок на прилипаемость формовочных смесей к модельно-технологической оснастке / Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, В. А. Закутаев, Ю. М. Ковязина, А. А. Маликов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 6). – С. 164–169.
3. Пат. № 2449855 Российская Федерация, МПК С1 В22 с 3/00. Связующее для стержней теплового отверждения литейного производства / Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, О. О. Чертова, И. Е. Поташова, Д. О. Алиев ; заявитель и патентообладатель Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ). – № 2011106525/02 ; заявл. 21.02.2011; опубл. 21.02.2011.
4. Комплексная методика определения величины сцепления пригарного слоя с поверхностью отливки из серого чугуна / С. В. Подкопаев, Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, В. А. Закутаев // Машиностроитель : научно-технический журнал. – 2011. – № 6. – С. 19–22.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 539.4.015

*В. П. Багмутов**, *Е. П. Богданов***, *И. А. Шкода****

МЕТОДИКА ЧИСЛЕННО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ СТАТИСТИЧЕСКОГО КРИТЕРИЯ ОРИЕНТИРОВАННОГО РАЗРУШЕНИЯ

*Волгоградский государственный технический университет

**Волгоградский государственный аграрный университет

***Камышинский технологический институт (филиал ВолГТУ)

e-mail: sopromat@vstu.ru

Предложена методика численно-экспериментального определения параметров статистического критерия ориентированного разрушения с использованием МКЭ модели ГПУ поликристалла и результатов испытаний образцов с кольцевым надрезом. Произведено сравнение описания прочности с другими критериями.

Ключевые слова: концентраторы напряжений, объемное напряженное состояние, статистические критерии прочности.

The technique of numerically-experimental definition of parameters of statistical criterion of the focused destruction with use FEM of model CPH (close-paced hexagonal lattice) of a polycrystal and tests of samples for specimens with an annular stress concentrators is offered. Comparison of the description of strength with other criteria is made.

Keywords: stress concentrators, three-dimensional stress state, statistical strength criterion.

В работе [1] разработаны статистические критерии прочности и пластичности, основанные на зависимостях концентрации микронапряжений от вида напряженного состояния и рассматривающие различные процессы сдвигообразования и нарушения сплошности. Эти критерии включают в себя как частные случаи большое число известных феноменологических критериев прочности. Статистические критерии апробированы на ряде сплавов с кубической кристаллической решеткой с определением относительных параметров ориентированного и неориентированного разрушений на основе численных экспериментов в рамках модели Фойгта и МКЭ [1,2]. Установлено, что при исследовании поликристаллов с гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой величины этих параметров сильно зависят от вида используемой модели, по сравнению с кубическими кристаллами, что связано с меньшей симметрией ГПУ-кристаллов. Учитывая также, что расчет параметров критерия проводился для химически чистых металлов, для его применения на реальных конструкционных материалах требуется разработка методики уточне-

ния параметров критерия на основе экспериментов.

Для применения этой методики в расчетной практике нужны методы испытаний, которые легко осуществляются в условиях заводской лаборатории. Поэтому были использованы цилиндрические образцы с кольцевыми надрезами различной остроты. Производилось построение кривых деформирования в координатах $S_1 = f(e_i)$. Здесь $S_1 = F/A$ – осредненное истинное напряжение, определяемое по площади поперечного сечения A , соответствующей нагрузке F ; $e_i = 2 \ln(d_0 / d_i)$ – истинная деформация в зоне концентратора, определяемая по начальному d_0 и текущему диаметру минимального сечения. В качестве исходных данных рассматривались кривые деформирования образцов из титанового сплава 5В: гладких и с радиусом надреза 2,3; 1,5; 0,85; 0,5 (мм) с соотношением диаметров $d/D=0,707$. Кроме того, использованы испытания с шестикратными переточками образца, которые производились после начала образования шейки при достижении $\Delta e_i = 5\%$ пластической деформации, что позво-

лило получить характеристики без существенного влияния формы шейки. Затем кривые деформирования перестраивались в координаты интенсивность истинных напряжений s_i и интенсивность деформаций $s_i = f(e_i)$. При определении s_i для гладкого образца использовались решения Бриджмена и Давиденкова. Коэффициенты «упрочнения» k_σ , которые учитывают кривизну шейки, создающую неоднородное напряженное состояние в зоне минимального сечения для гладкого образца, отличаются незначительно. Однако установлено, что для малых радиусов кривизны в кольцевых надрезах поправка по Бриджмену лучше обеспечивает соответствие единой кривой деформирования в координатах $s_i - e_i$. Поэтому именно она используется в дальнейших расчетах для определения интенсивности напряжений s_i .

$$s_i = S_1 / k_\sigma; \quad k_\sigma = (1 + 4R/d) \ln(1 + d/4R). \quad (1)$$

Здесь d , R – диаметр и радиус кривизны в шейке или надрезе. Для кольцевых надрезов диаметры и радиусы определялись как до деформирования, так и после разрушения. Для аппроксимации кривой деформирования гладкого образца с шестикратными переточками, обеспечивающими получение величин прочности и пластичности без существенного влияния шейки, использовалось уравнение степенного

$$s_i^c = s_p^c / (\chi_q \sqrt{P(n_1^2 + n_2^2 + n_3^2) + 2Q(n_1 \cdot n_2 + n_2 \cdot n_3) + 2F \cdot n_2 \cdot n_3 + (1 - \chi_q \sqrt{P}) \cdot n_1}), \quad (2)$$

Здесь: $\chi_q = s_p^c / s_s^c$. s_p^c , s_s^c – истинные разрушающие напряжения при растяжении и сжатии; $n_1 = S_1 / s_i$; $n_2 = S_2 / s_i$; $n_3 = S_3 / s_i$ – относительные параметры, характеризующие напряженное состояние в точке разрушения;

$$P = \frac{D(\bar{\xi}_{11}^{(1)})}{D(\bar{\xi}_{11}^{(2)})}; \quad Q = \frac{cov_{12}(\bar{\xi}_{11})}{D(\bar{\xi}_{11}^{(2)})}; \quad F = \frac{cov_{23}(\bar{\xi}_{11})}{D(\bar{\xi}_{11}^{(2)})},$$

где $D(\bar{\xi}_{11}^{(z)})$; $cov_{xz}(\bar{\xi}_{11})$ дисперсии и ковариации микронапряжений, ответственных за разрушение, вызываемые действием единичных главных напряжений σ_x, σ_z ; n_1, n_2, n_3 выражаются через показатель жесткости напряженного состояния $N = 3\sigma_0 / s_i$ и параметр Лоде μ_σ , характеризующий вид девиатора:

$$n_1 = (N + (3 - \mu_\sigma) / \sqrt{3 + \mu_\sigma^2}) / 3;$$

упрочнения $s_i = \sigma_y + K \cdot e_i^n$, где $K=225,16$ МПа, $n=0,21395$ – параметры упрочнения; $\sigma_y = 665$ МПа – предел упругости. При $e_i = 0,2\%$ $s_i = \sigma_T$, то есть равна условному пределу текучести. Погрешность аппроксимации, оцениваемая отклонением s_i от экспериментальных значений, была менее 1,5 %.

В работе [1] для материалов с малой прочностной анизотропией, у кристаллов которых отсутствуют плоскости спайности или, напротив, имеется очень много семейств плоскостей спайности, разработан статистический критерий ориентированного разрушения. Предполагается, что зарождающиеся микротрещины возникают в плоскостях, ориентация которых близка к главной площадке, соответствующей главному макроскопическому напряжению σ_1 . а локальным критерием разрушения является $\xi_{11} \geq \xi_c$. Здесь микронапряжение ξ_{11} , причем математическое ожидание $\langle \xi_{11} \rangle = \sigma_1$. Для титана, имеющего ГПУ кристаллическую решетку, наличие плоскостей спайности (отдельности) не выявлено. Поэтому для определения интенсивности напряжений, соответствующей разрушению, использовали критерий ориентированного разрушения, который здесь представлен в удобном для последующих расчетов виде:

$$n_2 = (N + 2\mu_\sigma / \sqrt{3 + \mu_\sigma^2}) / 3; \quad n_3 = (N - (3 + \mu_\sigma) / \sqrt{3 + \mu_\sigma^2}) / 3;$$

По Бриджмену, для центральной части сечения в шейке, где начинается разрушение,

$$N = 1 + 3 \ln(1 + d / (4R)), \quad \mu_\sigma = -1.$$

Параметры P , Q , F предварительно определялись по результатам численного расчета МКЭ поля микронапряжений на модели поликристалла для различных материалов с ГПУ решеткой [3]. Результаты расчета и доверительные интервалы, упорядоченные по отношению экстремальных модулей упругости кристалла, представлены в таблице.

Для α -титанового сплава $P=0,57 \pm 0,096$; $Q = -0,48 \pm 0,105$; $F=0,095 \pm 0,065$. Для уточнения параметров статистического критерия (2) производилось варьирование P , Q , F , χ_q с целью минимизации суммы квадратов разностей тео-

	Be	Co	Mg	Ti	Zr	Cd	Zn	Графит
E_{\max}/E_{\min}	1,16	1,16	1,17	1,37	1,4	2,7	3,5	6,98
P	2,49	1,12	0,92	0,57	1,55	3,448	2,70	1,89
Дов. инт. P	0,266	0,219	0,099	0,096	0,210	0,449	0,255	0,882
Q	-1,03	-0,38	-0,282	-0,48	-0,386	-0,83	-0,69	-0,43
Дов. инт. Q	0,095	0,113	0,065	0,105	0,089	0,125	0,101	0,191
F	-0,12	-0,024	0,11	0,095	0,202	0,175	0,033	-0,28
Дов инт F	0,028	0,077	0,087	0,065	0,039	0,029	0,054	0,12

ретических и экспериментальных значений разрушающих напряжений для каждого типа радиусов кривизны

$$\sum_{m=1}^n \operatorname{Re}(k_{\sigma} s_i^c(P, Q, F, \chi_r) - S_1^{\exp})_m^2 = \min, \quad (3)$$

где $s_i^c(P, Q, F, \chi_r)$ рассчитывается по критерию (2), в котором N определяется по величине радиуса в надрезе, измеренного после разрушения, n – это количество типов образцов; $\operatorname{Re}()$ означает, что берется только действительная часть комплексного числа, которым может быть теоретическое значение напряжений и де-

формаций в процессе итераций, когда не обеспечены накладываемые нижеследующие ограничения.

Ограничения на параметры критерия (2) получены в результате исследования девиаторного и меридианного сечений поверхности разрушения. Учитывая, что знак второй производной $d^2F/d\sigma_0^2$ в меридианном сечении не должен меняться на всем интервале изменения шарового тензора $[-\infty, \sigma_0^c]$, где σ_0^c прочность при трехосном равномерном растяжении, получено общее решение для ограничения на χ_q :

$$\chi_q < \frac{\left[\sqrt{P}(\mu_{\sigma} - 3) + \sqrt{(P - 4F - 2Q + 5)\mu_{\sigma}^2 + 6(2Q - P - 2F + 1)\mu_{\sigma} + 9(P - 2Q + 1)} \right] \cdot (\mu_{\sigma} - 3)}{(2Q + 4F - 5)\mu_{\sigma}^2 + 6(2F - 2Q - 1)\mu_{\sigma} + 9(2Q - 1)}$$

Наиболее жестким является ограничение для $\mu_{\sigma} = -1$,

$$0 \leq \chi_q < \frac{\sqrt{2} \cdot \sqrt{F + 2P - 4Q + 1} - 2\sqrt{P}}{F - 4Q + 1}, \quad (4)$$

которое и использовалось в расчетах. Из условия действительности значений $d^2F/d\sigma_0^2$ сле-

дует ограничение $F > -\frac{P - 2Q^2}{P}$. Другим ограни-

чением является выражение $P + 4Q + 2F + 2 \geq 0$, которое следует из условия неотрицательности дисперсий микронапряжений при гидростатическом напряженном состоянии.

После минимизации выражения (3) при использовании перечисленных выше ограничений получено: $\chi_r = 0,45$, $P = 0,59$, $Q = -0,49$, $F = -0,17$. Величины параметров P и Q находятся внутри доверительного интервала, только значение F выходит за пределы, полученные конечноэлементным моделированием [2]. Это, видимо, связано с ограничениями модели, в качестве которой использована поликристаллическая пла-

стинка, толщина которой равна размеру зерна. На ней, видимо, не удалось корректно определить ковариации микронапряжений от макронапряжений, действующих перпендикулярно пластинке.

Произведено сравнение точности описания разрушения с другими критериями прочности, которые являются частными случаями критерия (2). При значениях параметров $P=1$, $Q=F=-0,5$ критерий (2) соответствует критерию Писаренко-Лебедева. При $P=1$, $Q=F=-\nu$, где ν – коэффициент Пуассона, равный для титана 0,32, критерий (2) соответствует критерию Волкова. При этих фиксированных значениях параметров P , Q , F производилась минимизация выражения (3) с целью отыскания параметра χ_r для критериев Писаренко-Лебедева и Волкова. Получено $\chi_r = 0,63$ и $1,72$ соответственно. По критерию Волкова, прочность при растяжении значительно больше, чем для сжатия, что не подтверждается экспериментом. На рис. 1 показаны меридианные сечения, соответ-

вующие $\mu_\sigma = -1$, для критерия Писаренко-Лебедева (прямая 1), критерия Волкова при $\chi_r = 1,72$ (кривая 2) и для $\chi_r = 0,42$ (кривая 3), соответствующая максимальному значению ограничения (4). Критерий ориентированного разрушения (2) представлен кривой 4. Диапазон напряженных состояний, который обеспечивают образцы с кольцевым надрезом (от $N=1$ до $N=4,3$), обозначен стрелками. Видно, что в его пределах, а также для сжимающих шаровых тензоров критерии неориентированного разрушения (2) и критерии Писаренко-Лебедева дают приблизительно одинаковые результаты. Однако в области наиболее опасных напряженных состояний, близких к всестороннему растяжению, критерий Писаренко-Лебедева более чем в 2,5 раза завышает прочность по сравнению с критерием (2).

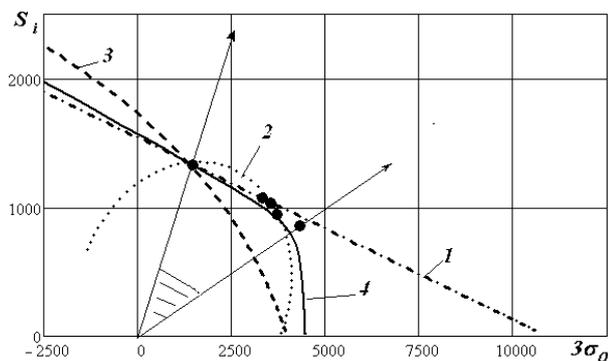


Рис. 1. Меридианные сечения, соответствующие $\mu_\sigma = -1$ (растяжение с точностью до шарового тензора) для различных критериев прочности

Именно высокая прочность в области всестороннего растяжения привела Г. С. Писаренко и А. А. Лебедева к необходимости модификации критерия за счет введения в него эмпирического коэффициента A в степени, зависящей от напряженного состояния $\eta_\Sigma = \chi s_i + (1 - \chi)\sigma_1 A^{I-1}$, где $I = 3\sigma_0 / (s_i + (1 - \chi)\sigma_1)$. Введение этого параметра привело к тому, что прочность при трехосном растяжении для рекомендованных $A < 1$ оказалась равной нулю. Это, на наш взгляд, противоречит эксперименту, так как массивные образцы с трещинами, в которых реализуются условия плоской деформации, обеспечивающие в устье трещины напряженное состояние близкое к всестороннему растяжению, могут воспринимать большие нагрузки.

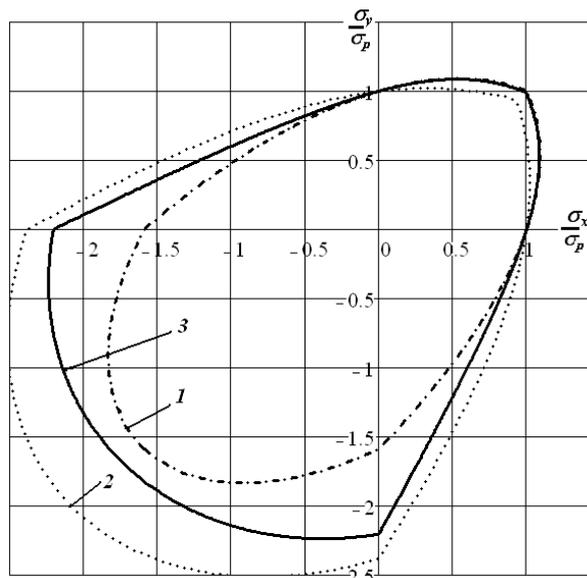


Рис. 2. Контуры разрушения для плоского напряженного состояния для титанового сплава 5В, по критериям: Писаренко-Лебедева при $A=1$ (кривая 1), Волкова при нормализованном $\chi=0,42$ (кривая 2) и ориентированного разрушения (кривая 3)

На рис. 2 показаны контуры разрушения при плоском напряженном состоянии для рассмотренных критериев. Как видно, различия в прочности в области двухосного растяжения невелики. Максимальные расхождения, наблюдаемые при $\sigma_1 = \sigma_2$, менее 7%. Однако испытания образцов с кольцевым надрезом, когда реализуются условия объемного напряженного состояния, дают различия в оценке прочности по критерию Волкова и критерию (2) более 30%. Это указывает на то, что для определения параметров критерия следует использовать испытания не при плоском, а объемном напряженном состоянии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багмутов, В. П. Микронеоднородное деформирование и статистические критерии прочности и пластичности: монография / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов / ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. – 358 с.
2. Багмутов, В. П. О возможности учета типа кристаллической решетки и анизотропии прочности зерен в критериях разрушения / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов // Проблемы машиностроения и надежности. – № 1. – 2004. – С. 24–30.
3. Багмутов, В. П. Определение параметров статистического критерия разрушения для ГПУ материала / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов, И. А. Шкода // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. научн. ст. № 5(78) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 67–72.

УДК 669.14:539.431

А. Н. Савкин, А. С. Горобцов, А. А. Седов, А. В. Андроник
**ФОРМИРОВАНИЕ СПЕКТРА СЛУЧАЙНОГО НАГРУЖЕНИЯ
ДЛЯ ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ
МАТЕРИАЛА КОНСТРУКТИВНОГО ЭЛЕМЕНТА**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tfpic@vstu.ru, gorobtsov@avtlg.ru

Показано, что для прогнозирования ресурса технического объекта в расчетных зависимостях и экспериментальных исследованиях используются стандартные спектры нагружения для различных типов технических объектов, временные спектры, полученные на основании изучения нагруженности аналоговых технических изделий в процессе эксплуатации и реализации, полученные на основании изучения динамической модели проектируемого объекта. Для полученных случайных реализаций проводится схематизация, выявляющая в спектре циклы нагружения, приводящие к накоплению в металле усталостных повреждений.

Ключевые слова: стандартные, временные и частотные спектры нагружения, Rainflow-матрица, обобщенный случайный спектр нагружения транспортного средства.

Standard load spectra for different types of technical objects, time spectra obtained from the study of loading of analog engineering products in the operation, and obtained from the study of the dynamic model of the proposed facility are used to predict the life of a technical object in the calculated curves and experimental studies. Schematization is conducted to produce random realizations are identified in the spectrum of loading cycles, leading to the accumulation of fatigue damage in metal.

Keywords: standard, time and frequency spectrum loading, Rainflow-matrix, generalized random spectrum loading vehicle.

В инженерной практике одной из актуальных проблем является проектирование надежных технических изделий, имеющих обоснованно минимальные запасы прочности, что позволяет существенно снизить металлоемкость изделия и повысить его конкурентоспособность. Это является сложной задачей, особенно если компоненты технического объекта испытывают переменные нагрузки. Несмотря на то, что физика усталости металлов достаточно изучена, наличие большого количества случайных факторов и механизмов усталостного разрушения до настоящего времени при оценке долговечности требует обращения к экспериментальному материалу.

Одним из основополагающих компонентов оценки ресурса является формирование спектра внешнего нагружения. Исходными данными для такой оценки могут быть типовые стандартные спектры, отражающие жизненный цикл объекта и основанные на изучении временных реализаций технологических циклов исследуемого технического объекта, а также экспериментальные временные реализации, получаемые при изучении нагруженности характерных опасных мест конструктивного элемента в процессе эксплуатации. На основании полученных случайных реализаций получают схематизированную последовательность в виде «Rainflow»-матрицы или в блочном виде, после

схематизации методы «падающего дождя», нагрузки, которые и используют в расчетах или испытаниях.

Одним из методов формирования спектров нагружения является изучение динамических свойств виртуальной модели создаваемого технического объекта, позволяющее еще на этапе проектирования оценить реакцию модели и ее компонентов на внешнее воздействие. Так, задаваясь случайными характеристиками дорожного полотна как внешнего воздействия на транспортное средство, можно оценить случайное нагружение на конструктивные элементы, подсчитать ориентировочную их долговечность и накопление повреждаемости во время жизненного цикла изделия.

На рис. 1 показаны случайные реализации внешнего воздействия в точке крепления передней подвески автомобиля при движении по бульжнику с выбоинами, по бульжному полотну и шоссе. Скорость движения 45 км/ч. Реализация получена при изучении частотного спектра в точке крепления передней подвески с помощью программы ФРУНД [1]. Шаг опроса составил 0,01 с. Временная реализация составила 40 с.

Была проведена схематизация случайных процессов по методу «падающего дождя» и получена реализация с разделением процесса по амплитуде и средней нагрузке.

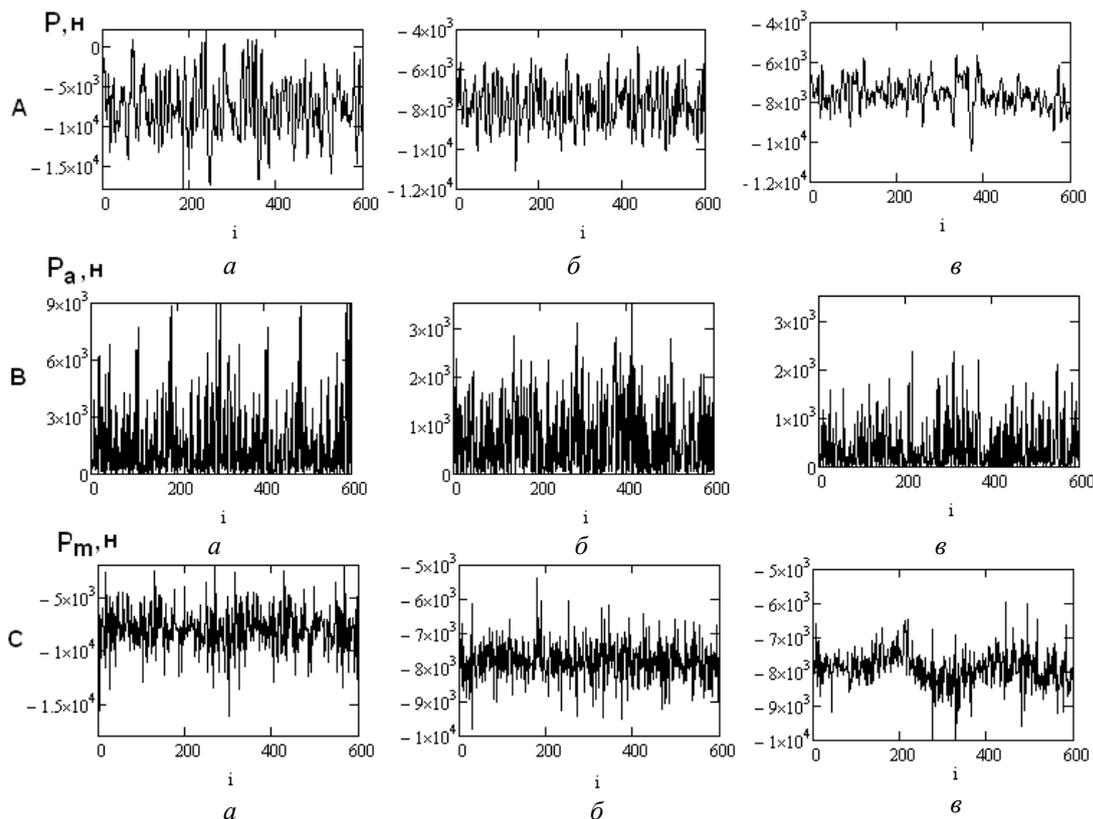


Рис. 1. Случайная выборка нагрузки передней подвески автомобиля для дорожного полотна:
a – булыжник с выбоинами; *б* – булыжное полотно; *в* – шоссе; А – исходная нагрузка; В – схематизация по методу «падающего дождя» по амплитуде; С – схематизация по методу «падающего дождя» по средней нагрузке

Полученные выборки свидетельствуют о том, что случайное нагружение имеет большую составляющую случайного среднего нагружения, связанную с воздействием веса автомобиля, что приводит к существенной асимметрии циклического напряжения. Полученные спектры нагружения по амплитуде и среднему напряжению, схематизированные по методу «падающего дождя», были нормализованы и приведены к симметричному случайному нагружению.

Исходными данными для оценки повреждаемости материала при случайном нагружении являются параметры кривой выносливости, отнесенные к 50 % вероятности разрушения, полученные при стационарном циклическом нагружении и представленные в двойных логарифмических координатах в виде:

$$N = N_0 \left(\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{a \max}} \right)^m, \quad (1)$$

где σ_a, N_0, m – параметры кривой выносливости; σ_{-1} – предел выносливости материала [2].

Суммарную долговечность металла при нестационарном нагружении определяли по формуле

$$N_\Sigma = N \cdot K, \quad (2)$$

где N – значение долговечности металла при стационарном нагружении с $\sigma_{a \max}$, определяемом уравнением (1); K – функция нестационарности, описывающая влияние параметров случайного нагружения по принятым моделям поврежденности при фиксированном значении $\sigma_{a \max}$ в данной реализации.

Разные значения K для некоторых моделей повреждаемости показаны в таблице.

Модель (3) является классической моделью Пальмгрена-Майнера, описывающей линейный характер накопления повреждений. Разрушение наступает тогда, когда накопленная мера повреждаемости $D=1$. Модель Серенсена-Когаева (4) предполагает, что разрушение может наступить и при $D=a_p < 1$, что определяется характером действующей внешней нагрузки. Модель (5) оценивает влияние на усталостную долговечность различных материалов при случайном, либо блочном нагружении с полнотой цикла V , определяющей характер случайной нагрузки.

Значение коэффициента нестационарности K	Источники	Принятые обозначения
$K_1 = \frac{1}{\sum_{i=1}^r \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a \max}} \right)^m \frac{1}{v_\delta}} \quad (3)$	[3]	$i = 1 \dots r$ – число циклов в случайной реализации при $\sigma_a > \sigma_R$; σ_{ai} – амплитудное напряжение i -го случайного цикла; $\sigma_{a \max}$ – максимальная амплитуда напряжения в случайной реализации; v_δ – число циклов в случайной реализации;
$K_2 = \frac{a_p}{\sum_{i=1}^r \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a \max}} \right)^m \frac{1}{v_\delta}} \quad (4)$	[4]	a_p – корректирующий коэффициент в модели В. П. Когаева; V – коэффициент полноты спектра нагружения; g – постоянная (для стали $g=3,83$)
$K_3 = 10^{(1+g \log(m)(1-V))}$ $V = \left[\sum_{i=1}^r \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a \max}} \right)^m \frac{1}{v_\delta} \right]^{\frac{1}{m}} \quad (5)$	[5]	

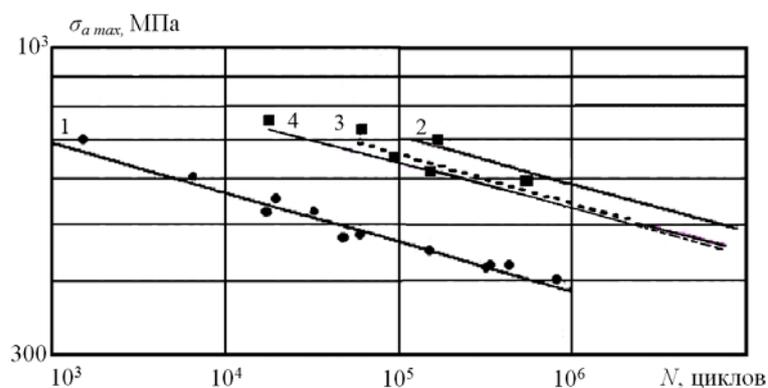


Рис. 2. Прогноз долговечности стали 40X при случайном нагружении по исследуемым моделям:

1 – исходная кривая выносливости при симметричном циклическом нагружении; 2 – линейная модель (3); 3 – модель с учетом полноты циклического нагружения (5); 4 – скорректированная линейная модель Серенсена-Когаева (4)

На рис. 2 представлены результаты прогноза долговечности в малоцикловой и переходной области усталости для стали 40X.

Исходная кривая усталости стали обозначена кривой 1. Здесь же показаны экспериментальные точки по моменту разрушения лабораторных образцов. Экспериментальные точки по моменту разрушения стали при моделируемом случайном нагружении показаны квадратиками. Кривые (2–4) показывают результаты прогнозирования долговечности при заданном случайном нагружении по различным моделям. Наиболее оптимистичный прогноз характерен для линейной модели суммирования усталостных повреждений. Несмотря на то, что модель 4 (рис. 2) носит феноменологический характер, а модель 5 имеет достаточное физическое обо-

снование, они показывают фактически близкие результаты между собой и соответствуют результатам эксперимента.

Это говорит о том, что в ряде случаев характер случайного нагружения оказывает определяющее воздействие на долговечность стали вне зависимости от используемых физических предпосылок, заложенных в модели.

Таким образом, рассмотренные методики формирования спектра нагружения технических объектов позволяют оценивать характер нагруженности конструктивного элемента. Это дает возможность оценить повреждаемость и усталостную долговечность материалов и конструктивных элементов технических объектов в условиях, наиболее приближенных к эксплуатационным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горбцов, А. С. К расчету динамического напряженного состояния элементов конструкций машин в составе моделей систем многих тел / А. С. Горбцов, С. К. Карзов, А. Н. Савкин // Прочность материалов и элементов конструкций: тез. докл. междунар. научн.-техн. конф., Киев, Украина, 28–30 сент. 2010 г. в 2 т. Т. 1 / Ин-т проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины. – Киев, 2010. – С. 108–109.

2. Багмутов, В. П. О реализации различных подходов к прогнозированию долговечности конструкционных сталей на основе моделирования поврежденности при нерегулярном переменном нагружении / В. П. Багмутов, А. Н. Савкин // Труды междунар. научн.-техн. конф. «Прочность материалов и

элементов конструкций» (Киев, 28–30 сентября 2010 г.) / отв. ред. В. Т. Трощенко. – Киев: Ин-т проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, 2011. – С. 594–602.

3. Miner, M. A. Cumulative damage in fatigue / M. A. Miner // Journal of Applied Mechanics. – 1945. – Vol. 67. – S. A159–A164.

4. Козаев, В. П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: справочник / В. П. Козаев, Н. А. Махутов, А. П. Гусенков. – М.: Машиностроение, 1985. – 224 с.

5. Багмутов, В. П. Прогнозирование долговечности конструкционных материалов при регулярном и нерегулярном нагружении с учетом различных механизмов повреждения / В. П. Багмутов, А. Н. Савкин // ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – 408 с.

УДК 539.3+539.4

В. П. Багмутов, А. А. Белов, А. А. Кобзев, А. А. Горбачев

ЦИКЛИЧЕСКОЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ АРМИРОВАННОГО СТЕРЖНЯ В РАМКАХ ЕДИНОЙ МОДЕЛИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

В работе рассмотрены особенности формирования модели циклической упругопластической деформации на примере конкретных композиций с учетом деградации свойств материала и его структурных составляющих.

Ключевые слова: композиционные материалы, прогнозирование свойств, напряженно-деформированное состояние, циклическое нагружение.

In this paper the features of the formation of the cyclic model of elastic-plastic deformation applied to specific composites including the degradation of material properties and structural components.

Keywords: composite material, prediction of the properties, superposition of solution, cyclical loading.

При расчете и проектировании локально и глобально неоднородных композитных конструкций большое значение приобретают структурные (микромеханические) модели, которые позволяют не только прогнозировать механическое поведение композита в каждой точке тела в любой момент деформирования, но и оценивать опасность наступления предельного напряженно-деформированного состояния. Такое совмещение функций в рамках единой (универсальной) модели упрощает расчеты и оптимизацию на ее основе сложного композиционного объекта, но усложняет методику построения самой модели с удачным совмещением учета особенностей строения структуры в объеме тела, обозримости и относительной простоты архитектуры модели, тем более в условиях переменного нагружения.

В данной статье рассматриваются вопросы отображения закономерностей поведения компонент однонаправленно армированного непре-

рывными волокнами стержня с учетом деградации их свойств при мягком упругопластическом малоцикловом нагружении в рамках единой микромеханической модели. Для решения этой достаточно сложной задачи механики композитов используется структурный подход в форме метода последовательной разрезки (МПР), основные идеи которого изложены в работах [1–4], применительно к статическому [1–3] и циклическому [4] упругопластическому деформированию слоистых волокнистых композитов (СВК).

Описание усталостных процессов в композите [4] базируется на анализе динамики изменения параметров петель механического гистерезиса компонентов материала, и степень достоверности универсальной модели во многом зависит от выбора параметров и функций, определяющих их изменение во времени.

Идеи деградации свойств СВК при циклическом нагружении воплощаются в модели через анализ петлевого механизма. Схематическое представление изменения свойств петли отображено в работе [4, 5]. Учет деградации

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», проект № 14.В37.21.1091

материала компонентов СВК идет через изменение таких параметров петли, как:

- модуль нормальной упругости $E_0^{(n)}$ на начальном участке кривой деформирования n -го полуцикла;
- средний касательный модуль $\bar{E}_\tau^{(n)}$ на нелинейном участке упрочнения до точки смены направления нагружения ($n \geq 1$);
- условный предел упругости $\sigma_y^{(n)}$.

Зависимости этих параметров от числа циклов N можно рассматривать как управляющие функции, позволяющие описывать поведение материала компонент СВК, в рамках единой структурной модели выделенного объема. Характерные графики этих функций представлены в [4]. В данной работе описана детализация этих идей при моделировании конкретных композитов.

Ниже рассмотрена реакция единой модели при изменении среднего модуля касательной

упругости $\bar{E}_\tau^{(n)}$ компонент СВК в функции числа циклов. График указанной функции, построенный с учетом опытных данных работ [6, 7], приведен на рис. 1 в виде кривой 1. В данной работе, как и в [4], предложен в первом приближении вариант с использованием кусочно-линейной функции AML (рис. 1, а). Здесь, относительные модули $\bar{E}_\tau^{(n)} = E_\tau^{(n)} / E_\tau^{(0)}$, $E_\tau^{(0)}$ – параметр исходной кривой деформирования (формально – параметр первой четверти петли нулевого цикла (см. рис. 1, б)).

Точка A в полулогарифмических координатах $(\bar{E}_\tau^{(n)}, \lg N)$ имеет координаты $(1; 0)$. Абсцисса точки L отвечает разрушающему числу циклов N_p , которое определяется по кривой усталостной прочности $\sigma = \sigma(N_p)$ для заданного параметра цикла нагружения $\sigma_{\max}, \sigma_{\min}$. $R_\sigma = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ или σ_a, σ_m .

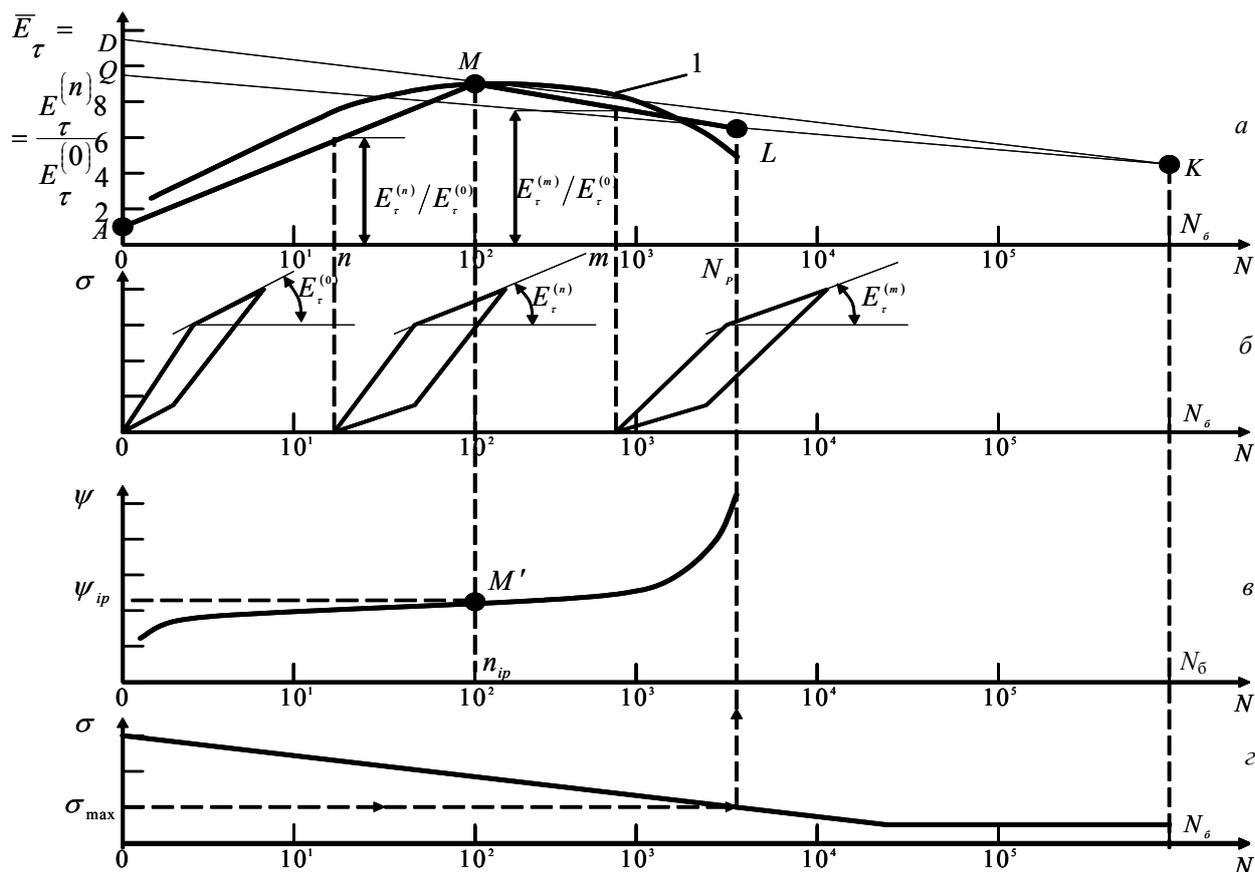


Рис. 1. Графики функций изменения параметров петли механического гистерезиса при мягком циклическом нагружении

Точка L кусочно-линейного графика AML функции $\bar{E}_\tau^{(n)}$ располагается на нижней границе линии QK . Абсцисса точки M определяется

переходным числом циклов n_{ip} (рис. 1, в), введенном в работах [8, 9] как граница раздела по скоростям двух участков кривых ползучести

$\psi = \psi(\lg N)$, соответствующей деформации перехода ψ_{ip} (точка M' , рис. 1, в). Абсцисса точки K , лучей DK и QK определяется базовым числом циклов N_b .

На рис. 1, б показана в общем виде трансформация петли механического гистерезиса в процессе наработки материалом циклов нагружения N . Уровни ординат точек Q , D и K и соответственно переход от восходящей « n » и нисходящей « m » ветвей кусочно-линейной функции AML рассчитываются из анализа экспериментальных данных по каждой компоненте СВК.

Из весьма ограниченного набора известных экспериментальных данных [6, 7] было установлено, что по мере увеличения разрушающего числа циклов происходит уменьшение максимальных значений модуля касательной упругости $\bar{E}_\tau^{(n)}$ и стремление их к начальному значению $\bar{E}_\tau^{(0)}$ на базовом числе циклов, на котором определяется предел выносливости σ_R для заданного коэффициента асимметрии цикла (точка K , рис. 1, а). Поэтому при вводе исходных данных для задания управляющей функции \bar{E}_τ необходимо дополнительно задать линейные функции изменения максимальных (рис. 1, а, прямая KMD или их разброс – лучи 1, рис. 3) и минимальных (рис. 1, а, прямая KLQ или их разброс – лучи 2, рис. 3) значений безраз-

мерных величин \bar{E}_τ с последующим определением ординат точек Q и D .

Для предложенного варианта зависимости относительного касательного модуля \bar{E}_τ от текущего числа циклов n , представленной линией AML , ординаты точек M , L для любых уровней σ , но при фиксированном коэффициенте асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = const$ определяются положением лучей QK и DK . Таким образом, для построения линии AML при настройке модели необходимо три управляющих параметра – ординаты точек D , Q , K , поскольку абсциссы их известны.

Одной из целей моделирования является построение расчетных кривых усталостной прочности СВК для заданных характеристик цикла. Рассматриваемый механизм корректировки поведения модели СВК можно продемонстрировать на следующей блок-схеме (рис. 2). Блок 2 (рис. 2) служит для анализа напряженно-деформированного состояния (НДС) каждой фазы и композита в целом с последующим построением кривой усталости $\sigma = \sigma(N_p)$, N_p – разрушающее число циклов (блок 3, рис. 2). В блоке 4 (рис. 2) производится анализ уклонений модельного расчета от экспериментальных данных с последующей корректировкой управляющей функции (выбор новой функциональной зависимости или изменение параметров функциональной зависимости (блок 5, рис. 2).

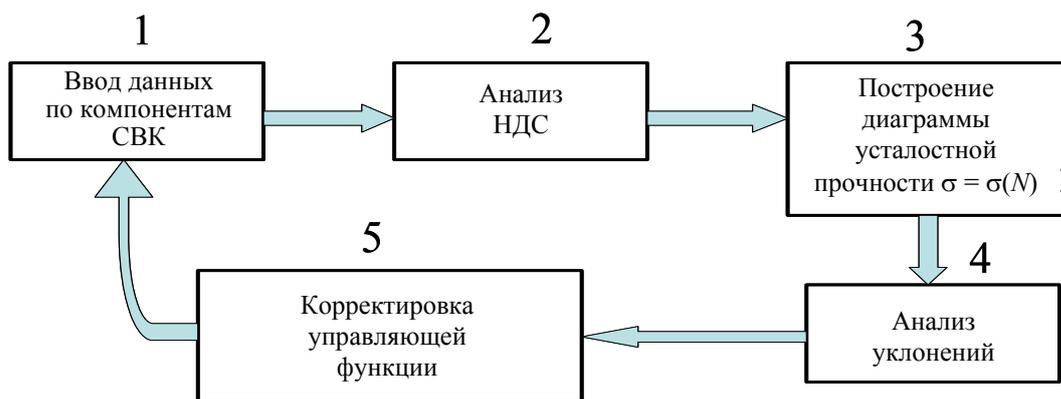


Рис. 2. Блок-схема коррекции поведения СВК

Для примера ниже приведены данные, где меняются диаграммы усталости боралюминиевого композита (Al-B) при отнулевом циклическом растяжении ($R=0$) в зависимости от изменения относительного модуля касательной упругости $\bar{E}_\tau^{(n)} = E_\tau^{(n)} / E_\tau^{(0)}$ на первом полцикле (точка A , рис. 3) и интервалом разброса $\bar{E}_\tau^{(n)}$

в точках M и L (рис. 3). Уровни разброса значений безразмерных величин $\bar{E}_\tau^{(n)}$ были выбраны на основе ограниченного набора экспериментальных данных [6]. При этом точку A перемещали по ординате в пределах 10–15 % по отношению к максимальным значениям $\bar{E}_\tau^{(n)}$ (точка M , рис. 1, а). Абсцисса точки M задается

числом циклов $n_{ip} = (0,5 - 0,9) \cdot N_p$ в соответствии с работой [8]. Вертикальное перемещение точки M определяет группу прямых 1 (серия

лучей KD , рис. 3) в пределах 10 % максимальных значений относительного модуля упругости $\bar{E}_\tau^{(n)}$.

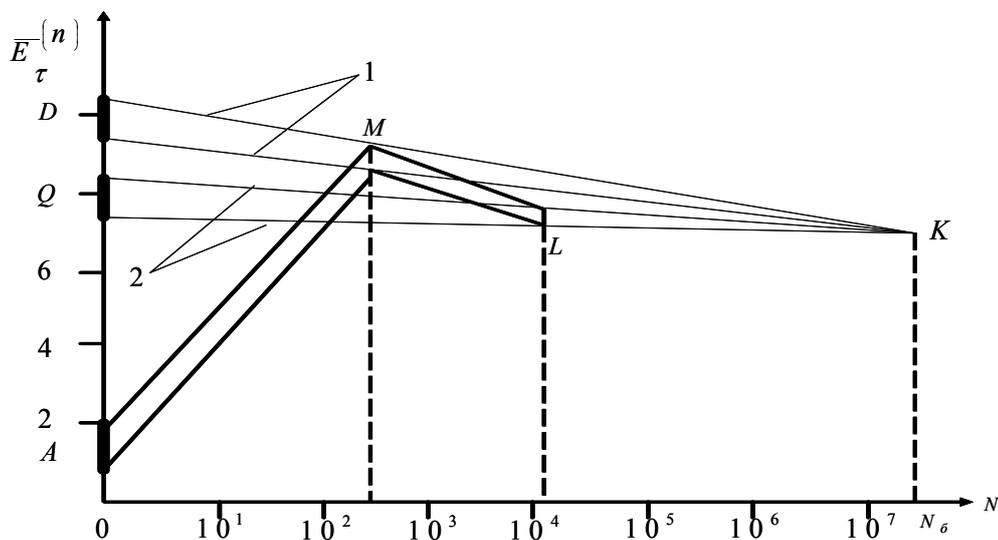


Рис. 3. Вариант разброса управляющей функции

Точка L определяется по разрушающему числу циклов N_p по группе прямых 2 (серия лучей KD , рис. 3) в пределах минимальных значений относительного модуля касательной упругости $\bar{E}_\tau^{(n)}$. Абсцисса точки K лучей DK и QK определяется базовым для данного материала числом циклов N_6 , а ордината $\bar{E}_\tau^{(n)}(N_6)$ – корректировкой предела усталости σ_R по отклонению экспериментальных и расчетных данных.

На рис. 4 показана диаграмма циклической прочности боралюминиевого композита в случае отнулевого циклического растяжения. Как видно, данная модель является не сильно зави-

сящей от интервала разброса значений параметров управляющей функции $\bar{E}_\tau^{(n)}$, т. е. не жесткой. Все кривые группируются в поле с небольшим разбросом (10–20 %), как по долговечности, так и по прочности (см. заштрихованную область, рис. 4).

Пример использования предложенной методики моделирования однонаправленного волнообразного стержня при мягком циклическом растяжении-сжатии представлен в виде диаграмм предельных амплитуд (рис. 5). Показано изменение предельного состояния материала от асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ на фиксированной базе циклов $N = 10^6$.

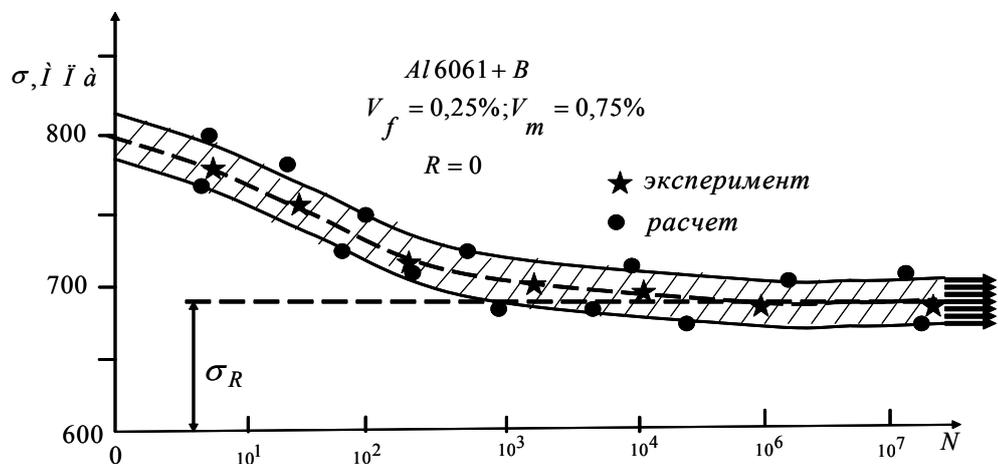


Рис. 4. Диаграммы усталостной прочности СВК

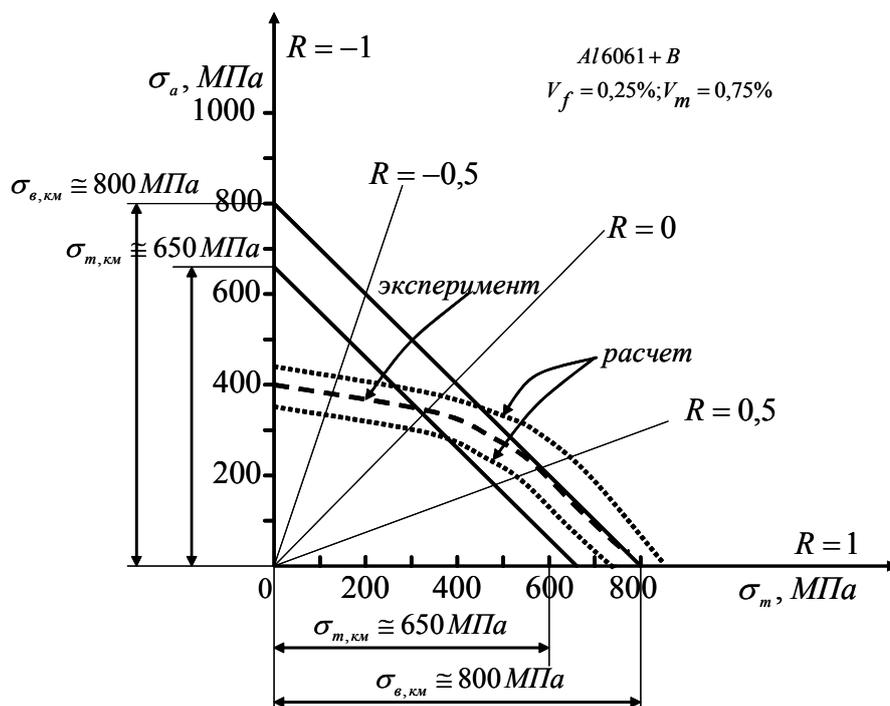


Рис. 5. Диаграмма предельных амплитуд

Диаграммы предельных амплитуд (рис. 5), построенные на основе единой модели, сравнивались с экспериментальными данными путем наложения и вычисления отклонений. Их величина находится в пределах $\pm 15\%$, из чего следует, что принятый вариант управляющих функций при построении диаграмм выносливости может быть приемлем для расчетов усталостной прочности СВК.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багмутов, В. П. К определению физических соотношений для армированной среды / В. П. Багмутов // Проблемы прочности. – 1980. – № 3. – С. 73–78.
2. Багмутов, В. П. Об упругопластическом поведении слоисто-волоконистого материала / В. П. Багмутов // Проблемы прочности. – 1982. – № 10. – С. 96–102.
3. Багмутов, В. П. Общий алгоритм построения законов композитных тел на основе методики последовательной разрезки / В. П. Багмутов; Волгоград. политехн. ин-т. – Волгоград, 1983. – 31 с.: ил. 2. – Деп. В ВИНТИ 21.12.83., № 6920.
4. Багмутов, В. П. Особенности построения единой структурной модели упругопластического деформирова-

ния слоистых волокнистых композитов при статическом и циклическом нагружении / В. П. Багмутов // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 3(12) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2005. – С. 90–96.

5. Багмутов, В. П. Моделирование усталостного поведения однонаправленного композита при циклическом растяжении-сжатии / В. П. Багмутов, А. А. Белов // Неоднородные конструкции: Труды XIX Российской школы и XXIX Уральского семинара. – Екатеринбург, 1999. – С. 48–53.

6. Бычков, Н. Г. Некоторые особенности кинетики деформирования конструкционных материалов при циклическом упругопластическом деформировании / Н. Г. Бычков, А. Н. Петухов, Н. В. Пучков // Проблемы прочности. – 1986. – № 11. – С. 7–11.

7. Пучков, И. В. Аналитическое описание кривых циклического упругопластического деформирования конструкционных материалов / И. В. Пучков, Ю. М. Темис // Проблемы прочности. – 1988. – № 9. – С. 18–22.

8. Багмутов, В. П. Особенности кинетики процесса циклического деформирования металлов / В. П. Багмутов, О. В. Кондратьев // Заводская лаборатория (Диагностика материалов). – 1997. – Т. 63, № 9. – С. 40–46.

9. Багмутов, В. П. Описание процесса циклической ползучести металлов / В. П. Багмутов, О. В. Кондратьев // Заводская лаборатория (Диагностика материалов). – 1997. – Т. 63, № 10. – С. 38–42.

УДК 621.785.545 + 621.9.048.6

В. П. Багмутов, И. Н. Захаров, А. И. Горюнов, Е. Б. Захарова, Д. С. Денисевич, А. В. Косоголов

**КОМБИНИРОВАННОЕ ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ
СТАЛЬНЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ
ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ И УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТОК***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

Исследована комплексная технология поверхностного упрочнения металлов, основанная на комбинации электрохимической обработки и безабразивной ультразвуковой финишной обработки, позволяющих гибко управлять характеристиками качества поверхности изделия. Представлены результаты исследования микротвердости и микрогеометрии поверхностного слоя образцов из различных марок стали и титанового сплава.

Ключевые слова: комбинированные технологии, поверхностное упрочнение, электрохимическая обработка, ультразвуковая обработка, поверхностный слой, сталь, титановый сплав.

The complex technology of surface hardening of metals, based on combination of electromechanical treatment and nonabrasive finishing ultrasonic treatment, allowing to flexibly manage of surface quality characteristics is investigated. Results of surface microhardness and microgeometry research of various grades of steel and titanic alloy samples are presented.

Keywords: combined technologies, surface hardening, electromechanical treatment, ultrasonic treatment, surface layer, steel, titanic alloy.

Введение

Одним из эффективных методов поверхностного упрочнения металлических материалов является электрохимическая обработка (ЭМО), основанная на совместном электротермическом и деформационном воздействии [1]. Являясь по своей сути комбинированным методом, ЭМО зачастую применяется в едином комплексе с другими способами модификации материалов [2–7], что позволяет наиболее полно реализовать потенциал их физико-механических и эксплуатационных характеристик.

В данной работе рассматривается комбинация методов ЭМО и безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО), позволяющих гибко управлять характеристиками качества поверхности изделия. Проводятся исследования металлографической структуры, свойств и микрогеометрии поверхностного слоя сталей и титановых сплавов, упрочненных данным способом.

Методика эксперимента

Комбинированная обработка состоит в последовательном проведении операций ЭМО и БУФО.

ЭМО заключается в контактном воздействии на локальную зону поверхности материала давлением 100–1500 МПа и одновременной ее термической обработке при высоких скоростях нагрева и охлаждения до 10^5 °C/с за счет пропускания электрического тока плотностью

200–1000 А/мм² [1]. В качестве электрода-инструмента применяются конические ролики из твердого сплава ВК6С диаметром 60 мм, с углом заточки 3–5° и цилиндрической «ленточкой» контакта 0,5–0,7 мм.

При БУФО излучатель ультразвука, колеблющийся с частотой 22 кГц, поджимается твердосплавным рабочим наконечником к поверхности детали с усилием до 1000 Н [8]. Материал в зоне контакта пластически деформируется, происходит сглаживание вершин микронеровностей и упрочнение приповерхностного слоя с формированием сжимающих остаточных напряжений.

Технологии реализованы на токарном станке типа 16К20, перенастройка метода осуществляется путем смены инструментального приспособления в резце-держателе.

Выбор основных режимов ЭМО (скорости обработки V , подачи S , плотности тока j , деформирующего усилия F) и последующей БУФО для трех исследованных материалов – сталь 40, сталь Р6М5, титановый псевдо- α -сплав 5В – определяется достижением комплекса исследуемых свойств (микротвердости и шероховатости обработанной поверхности).

Использовались цилиндрические образцы из указанных материалов диаметром 15 мм и длиной 150 мм. При помощи рассматриваемых технологий на поверхности образца создавались участки, обработанные по каждому из методов: 1 – ЭМО, 2 – БУФО, 3 – ЭМО+БУФО, а также 4 – участок исходного (необработанного) материала. На каждом из участков выре-

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (ГК 14.В37.21.1091)

зались поперечные шлифы для изучения структуры и микротвердости материала по глубине поверхностного слоя. Параметры шероховатости определялись с внешней обработанной поверхности образцов.

Использовалось следующее оборудование: профилограф-профилометр ПМ-7, лазерный микроскоп Olympus LEXT OLS 3000 (Западно-Чешский университет), микротвердомер ПМТ-3М.

Результаты и обсуждение

ЭМО сопровождается высокоскоростной закалкой поверхностного слоя стальных образцов (на глубину до 0,2–0,3 мм) с образованием бесструктурного мартенсита – гарденита, отличающегося повышенной твердостью и низкой травимостью (белый слой) [9]. На поверхности исследованного титанового сплава также формируется упрочненный слой со структурой, сформированной в результате горячей пластической деформации (термическому упрочнению сплав 5В не подвергается).

Ультразвуковая обработка, проведенная после ЭМО, как и в случае с исходно неупрочненным материалом, не приводит к видимым изменениям в структуре металла – строение упрочненного «белого слоя» после ЭМО и ЭМО+БУФО идентично.

Для титанового сплава ультразвуковая обработка сопровождается измельчением зерен от исходного размера в 20–40 мкм до 5–10 мкм. При комбинированном воздействии ЭМО+БУФО размер зерен также уменьшается с 15–20 мкм после ЭМО до указанных значений (5–10 мкм) после БУФО.

На рис. 1 показано относительное изменение микротвердости поверхностного слоя стальных (Р6М5) и титановых (5В) образцов после ультразвуковой, электромеханической и комбинированной обработок.

Высокоскоростная закалка стали в ходе ЭМО приводит к росту микротвердости от 40–60 % (для быстрорежущей стали, а также сталей в закаленном состоянии) до 3–4 раз (для нормализованных средне- и высокоуглеродистых сталей).

Для титанового сплава 5В рост микротвердости после ЭМО (около 20 %) сопоставим с соответствующими значениями после БУФО (рис. 1). Это связано с невысоким уровнем деформаций при фазовых переходах вследствие практически одинакового удельного объема образующихся фаз (α , β , α'), а также быстро протекающими процессами отжига, которых не

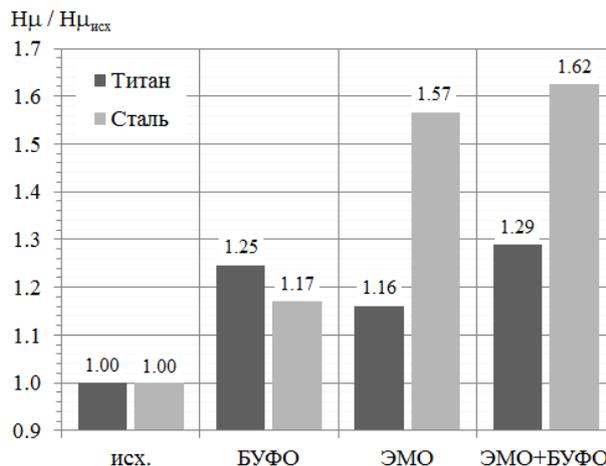


Рис. 1. Относительное изменение средней микротвердости поверхностного слоя образцов стали Р6М5 и титанового сплава 5В в исходном состоянии (исх.), после ультразвуковой (БУФО), электромеханической (ЭМО) и комбинированной (ЭМО+БУФО) обработок

удается избежать даже при высокоскоростном электронагреве. Та же степень упрочнения поверхности (около 25 % повышения твердости) достигается за счет поверхностной пластической деформации, как в присутствии нагрева (при ЭМО), так и без него (при БУФО). Во всех случаях структура упрочненной поверхности характеризуется высокой степенью дисперсности – размер зерен снижается в 5–10 раз.

После БУФО исходная микротвердость поверхности стальных и титановых образцов возрастает примерно одинаково на 20–25 % в связи с механическим упрочнением металла. Из рис. 1 видно, что БУФО, проведенная после ЭМО, дополнительно повышает микротвердость не более чем на 5 % для стальных и около 10 % для титановых образцов по сравнению с твердостью после ЭМО. Это объясняется исчерпанием возможностей деформационных механизмов упрочнения материала после ЭМО. Образующийся высокопрочный поверхностный слой практически не поддается пластическим деформациям и механическому упрочнению при последующих нагружениях.

В результате БУФО исходной поверхности среднее отклонение профиля Ra (на базовой длине 0,25 мм) снижается в 4 раза (с 0,47 до 0,11 мкм, 11 класс), высота неровностей Rz – в 5 раз (с 2,61 до 0,47 мкм), наибольшая высота профиля R_{max} – в 4 раза (с 3,47 до 0,71 мкм).

После ЭМО исходной поверхности наблюдается образование достаточно высоких пиков неровностей на границе соседних треков, чередующихся с канавками (рис. 2), выдавленными

в зоне контакта инструмента с поверхностью в ходе горячей пластической деформации металла. Это ведет к увеличению шероховатости поверхности почти в 4 раза – R_a увеличивается с 0,47 мкм у исходной поверхности до 1,49 мкм после ЭМО. Ультразвуковая обработка, проведенная после ЭМО, позволяет снизить параметр R_a в 7 раз (с 1,49 до 0,2 мкм, 10 класс), R_z – в 2 раза (с 6,57 до 3,47 мкм), при этом максимальная высота неровностей

R_{max} снижается менее чем на 10 % (с 11,49 до 10,51 мкм).

На рис. 2 показано сопоставление профиля неровностей поверхности образца из сплава 5В после ЭМО (кривая 1) и после ЭМО+БУФО (кривая 2). Установлено, что указанное снижение параметров шероховатости после БУФО происходит за счет выглаживания пиков макро- и микронеровностей, образованных в результате ЭМО.

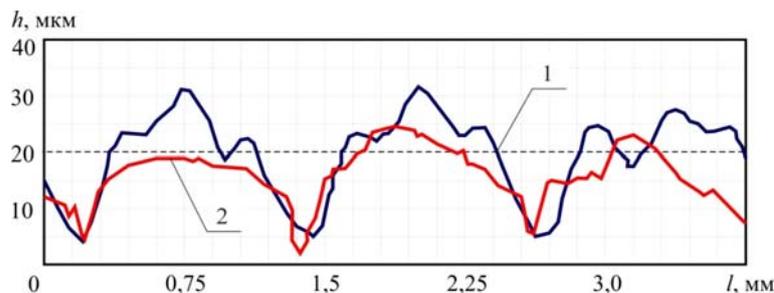


Рис. 2. Профилограммы поверхности титанового сплава 5В после ЭМО (1) и ЭМО+БУФО (2)

Профиль поверхности имеет периодический характер канавок и пиков макронеровностей. Пики и впадины чередуются с шагом, равным подаче инструмента в ходе ЭМО (в данном случае 0,4 мм). При этом наибольшая глубина впадин и высота пиков достигается с периодом (здесь 1,2 мм), примерно соответствующим ширине контактной поверхности инструмента (около 0,8 мм). Это связано с наследованием после БУФО макрорельефа, полученного в ходе ЭМО при горячем выдавливании деформирующим инструментом на поверхности металла винтовой канавки. Шаг канавки равен величине подачи инструмента при ЭМО. При этом глубина впадины изменяется периодически и достигает максимума через одинаковые промежутки, соответствующие смещению инструмента на расстояние, превышающее ширину ленточки контакта. При таком смещении в процесс горячей деформации вовлекаются участки металла, не упрочненные на предыдущих шагах подачи, что обеспечивает наибольшую глубину выдавленной впадины.

Авторы выражают благодарность сотрудникам Западно-чешского университета Б. Машеку, Г. Ирковой за помощь в проведении экспериментальных исследований.

Выводы

1. Разработанный комбинированный метод, сочетающий технологии электромеханической и ультразвуковой обработок, позволяет полу-

чать на поверхности металлических изделий высокопрочные слои, обладающие эффективным комплексом макро- и микрогеометрических, структурных и механических характеристик. При исследовании образцов из нескольких марок сталей и титанового сплава, упрочненных этим методом, установлено снижение шероховатости поверхности в 4–7 раз, повышение дисперсности структуры в 5–10 раз, увеличение микротвердости материала – в 2–4 раза.

2. Показано, что повышение твердости поверхности стальных образцов обеспечивается высокоскоростной закалкой металла в ходе ЭМО с формированием в тонком поверхностном слое ультрадисперсной мартенситной структуры – гарденита. Для исследованного титанового сплава термическая обработка при ЭМО не приводит к существенному упрочнению. Рост твердости и измельчение зерна металла в этом случае обеспечиваются интенсивной пластической деформацией при одновременном нагреве материала.

3. Эффективность БУФО после ЭМО достигается за счет повышения качества обработанной поверхности и формирования благоприятного для трущихся пар макрорельефа (с увеличенной площадью упрочненных ЭМО опорных выступов).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация / В. П. Баг-

мутов, С. Н. Паршев, Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров. – Новосибирск: Наука, 2003. – 318 с.

2. Эдигаров, В. Р. Классификация комбинированных методов обработки на основе электромеханического упрочнения / В. Р. Эдигаров, И. Ю. Килунин, В. В. Дегтярь // Современные наукоемкие технологии. – 2012. – № 3. – С. 32–35.

3. Дудкина, Н. Г. Исследование характеристик деформационного упрочнения стальных образцов, обработанных ЭМО+ППД / Н. Г. Дудкина, А. А. Садовин // Металлообработка. – 2012. – № 1. – С. 37–40.

4. Матлин, М. М. Особенности формирования упрочненного слоя при электромеханической обработке с динамическим силовым воздействием / М. М. Матлин, Н. Г. Дудкина, А. Д. Дудкин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. – № 6. – С. 38–40.

5. Комбинированное фрикционно-электрическое модифицирование стальных поверхностей трения / Ю. К. Маш-

ков, В. Р. Эдигаров, М. Ю. Байбарацкая, З. Н. Овчар // Трение и износ. – 2006. – Т. 27, №. 3. – С. 89–92.

6. Исследование структуры и свойств наноматериалов, полученных комбинированной обработкой / В. П. Багмутов, В. И. Калита, И. Н. Захаров, А. Ю. Иванников, Е. Б. Захарова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 2 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – Т. 10. – С. 102–106.

7. Упрочнение плазменных покрытий электромеханической обработкой / В. П. Багмутов, В. И. Калита, И. Н. Захаров, Д. И. Комлев, А. Ю. Иванников // Физика и химия обработки материалов. – 2008. – № 1. – С. 38–42.

8. Холопов, Ю. В. Безабразивная ультразвуковая финишная обработка металлов / Ю. В. Холопов, А. Г. Зинченко, А. А. Савиных. – Л.: ЛДНТП, 1988. – 18 с.

9. Bagmutov, V. P. Formation of surface layer structure produced by electromechanical strengthening of carbon steels / V. P. Bagmutov, N. G. Dudkina, I. N. Zakharov // Mechanika. – 2005. – № 2. – P. 55–59.

УДК 620.172.24

В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, А. И. Горунев, М. В. Кириличев, П. В. Кушмов

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ И МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КОНЦЕНТРАТОРАХ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ИЗГИБЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

В работе изучена роль концентраторов при растяжении и изгибе литейного титанового сплава 5ВЛ в накоплении и соотношениях пластических макро- и микродеформаций.

Ключевые слова: концентратор напряжений, макродеформация, микродеформация, цилиндрические и призматические образцы, титановый псевдо- α -сплав.

In the study, we investigated the role of hubs in tension and bending of cast titanium alloy 5ВЛ in the accumulation of plastic and ratios of macro-and mikrodeformations.

Keywords: stress concentrator, macrodeformation, microdeformation, cylindrical and prismatic specimens, titanium pseudo- α -alloy.

Для оценки конструкционной прочности, наряду со стандартными механическими характеристиками, важно знать чувствительность материалов к концентраторам напряжений, что особенно важно для титановых сплавов [1]. Влияние концентраторов на служебные свойства изучают при растяжении цилиндрических образцов с кольцевыми надрезами [2] или изгибе призматических образцов с U -образными вырезами [3]. Варьирование параметрами концентраторов позволяет изменять жесткость напряженного состояния, а уточнение значений напряжений и деформаций конструкционных материалов с учетом вида нагружения и жесткости напряженного состояния дает возможность надежнее назначать критерии прочности, уменьшая число возможных допущений. Исследование пластических деформаций при изгибе, в отличие от растяжения, позволяет легче

проследить кинетику пластического деформирования и разрушения, так как в этих условиях наибольшие деформации, зарождение и рост трещины развивается на поверхности образца или в приповерхностных слоях. При изгибе пластичных материалов представляется возможность контролировать и стадии роста трещины [4], что при растяжении без дополнительных приемов не удастся из-за больших значений накопленной при растяжении потенциальной энергии упругой деформации, приводящей к мгновенному разрыву образца в момент появления трещины.

В работе проведено экспериментальное исследование развития пластических деформаций и оценка их предельных величин в зоне вершины кольцевого концентратора с различным значением коэффициента концентрации напряжений при статическом растяжении цилиндрических образцов и при изгибе призматических образцов из литейного титанового псевдо- α -сплава.

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (ГК 14.В37.21.1091)

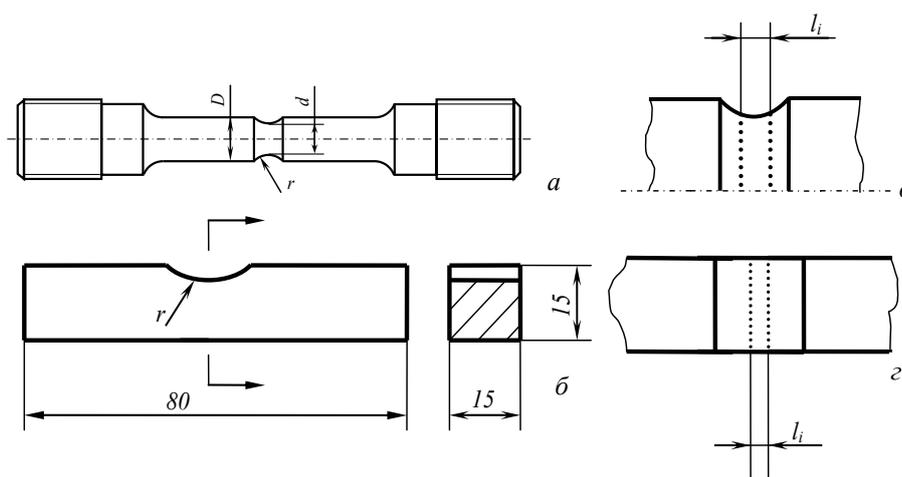


Рис. 1. Образцы для исследований с концентратором для испытания на растяжение (а), призматический образец для испытания на трехточечный изгиб (б), фрагменты схемы нанесения реперных точек в концентраторах цилиндрического (в) и призматического (г) образцов

Образцы из титановых псевдо- α -сплавов 5ВЛ цилиндрические с исходным диаметром 12 мм и призматические сечением 15×15 (рис. 1) подвергали соответственно растяжению и изгибу.

Структура сплавов крупнозернистая. Размер превращенных β -зерен с α -оторочками составлял несколько мм. По телу зерен можно наблюдать или колонии различно ориентированных α -пластин с оторочками β -фазы или одинаково ориентированные по всему зерну колонии превращенной α -фазы.

Механические свойства: предел прочности $\sigma_b = 852,2$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 791,7$ МПа, относительное удлинение $\delta = 6,4$ %, относительное сужение при разрыве $\psi = 16$ %.

Основными параметрами, определяющим геометрию концентратора при изгибе, являлись глубина концентратора, составляющая 5 мм, и радиус в вершине (устье) надреза R , который для призматических образцов составил: ∞ ; 1,2; 2,5; 5 мм. При растяжении цилиндрических образцов ряд для R включал значения: ∞ ; 0,05; 1,2; 1,25; 2,5; 5 мм. Диаметр гладких цилиндрических образцов составил 8,4 мм. При проведении эксперимента выполнялось условие $d/D = 0,701$, где d – диаметр в минимальном сечении образца, D – наибольший диаметр расчетной части образца.

Поверхность концентраторов после механической обработки с целью удаления наклепанного слоя шлифовалась, химически протравливалась и полировалась.

Нагружение осуществлялось на испытательной установке УМЭ-10ТМ, с записью диаграмм нагрузка F – удлинение Δl при растяжении, нагрузка F – прогиб f при трехточечном

изгибе (рис. 2). Скорость нагружения гладких образцов составила 5 мм/мин, с концентратором 0,5 мм, что примерно выровняло скорости деформаций [3].

В вершине концентратора специально изготовленным индентором наносились реперные точки на расстоянии 0,3–0,5 мм (в зависимости от радиуса при вершине концентратора). Определение локальных микродеформаций проводилось по формуле $e_l = \ln(l_i/l_0)$, где l_i и l_0 – соответственно исходная и текущая в момент измерения длины участка (рис. 1).

В процессе испытания цилиндрических образцов с надрезами измеряли макроскопическую деформацию в минимальном сечении $e_\psi = \ln(1-\psi)^{-1}$, где $\psi = (A_0 - A)/A_0$, A_0 и A – площади поперечного сечения соответственно исходная и в момент измерения. При изгибе призматических образцов с надрезом за меру макродеформации принимали величину угла изгиба образца α , рассчитываемую при неизменных геометрических параметрах установки и образцов по величине прогиба f .

Результаты экспериментов выявили следующие закономерности.

Сопоставление диаграмм растяжения и изгиба (рис. 2 а, б) позволяет отметить общие закономерности и некоторые отличия влияния концентраторов на сопротивление деформированию (рис. 2). Для обоих видов нагружений отмечается снижение величин макроскопических деформаций при нагружении образцов с концентраторами.

Однако имеются и отличия. Во-первых, при изгибе относительное увеличение максимальной нагрузки при сопоставимых значениях ве-

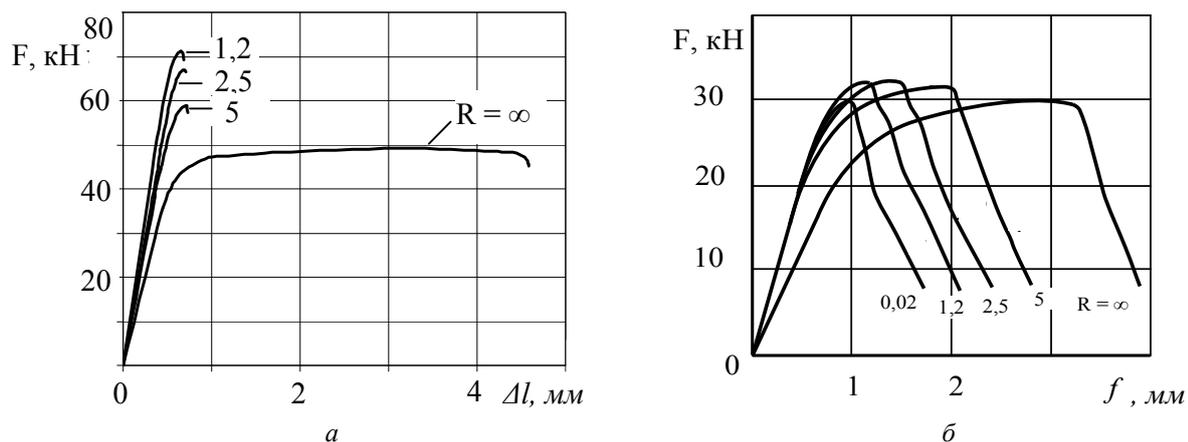


Рис. 2. Машинные диаграммы деформирования образцов из сплава 5ВЛ с различными радиусами в устье надреза: а – при растяжении цилиндрических образцов; б – при трехточечном изгибе призматических образцов

личины теоретического коэффициента концентрации напряжений существенно ниже, чем при растяжении. Наибольшее изменение отношения максимальной нагрузки для образца с концентратором к максимальной нагрузке для гладкого образца составило 1,4, а при изгибе эта величина равнялась 1,07. Другой отличительной особенностью является вид кривых, а следовательно, и сопротивление разрушению, на заключительной стадии нагружения – на стадии роста трещины. При растяжении наблюдается мгновенный разрыв образца, а применяемая методика испытания без дополнительных усовершенствований не позволяет зарегистрировать стадию роста трещины. Такое поведение связано с большим запасом потенциальной энергии упругой деформации, запасенной образцом и нагружающей системой в процессе растяжения [10].

При изгибе стадия роста трещины фиксируется на диаграмме изгиба вплоть до окончательного снижения нагрузки, т. е. записывается полная диаграмма испытания образца [11]. Отмечается единообразный для всех образцов ход кривых диаграммы разрушения на стадии роста трещины после достижения максимальной нагрузки.

Заключительная стадия диаграммы изгиба отражает закономерности сопротивления деформированию на стадии роста трещины. Для всех диаграмм отмечается практически одинаковый вид кривых зависимости несущей способности (нагрузки) от величины прогиба, включающего прирост трещины и развитие пластических деформаций с сопутствующим накоплением повреждений впереди вершины трещины. Из сопоставления вида этих кривых

можно заключить, что на стадии роста трещины влияние остроты концентраторов практически не наблюдается, а энергия, затрачиваемая на образование новых поверхностей на этой стадии нагружения, которую можно оценить площадью под соответствующей кривой, также практически не зависит от параметров концентратора, т. е. является постоянной характеристикой материала. Такой результат кажется естественным, так как на этой стадии сопротивление деформированию и разрушению определяется уже свойствами материала впереди вершины растущей трещины и одинаково для всех образцов, независимо от величины концентрации напряжений.

Развитие макродеформаций и локальных микродеформаций в зоне вершины концентратора и по деформируемому объему приведено на рис. 3, а, б. Разброс локальных деформаций, представленный на рис. 3 (область Д), говорит о неоднородном характере структурных деформаций в сложной, крупнозернистой структуре сплава 5ВЛ.

Макроскопическая по сечению деформация e_{ψ} снизилась в обоих случаях по отношению к исходному практически в 3 раза. При этом уменьшения предельных локальных деформаций на поверхности концентратора или не отмечено, или это уменьшение незначительное. Из рис. 3 следует, что предельная локальная микродеформация в зоне концентратора определяется исходной пластичностью и слабо зависит от параметров концентратора. Изменение предельной макроскопической деформации e_{ψ} определяется преимущественно параметрами концентратора.

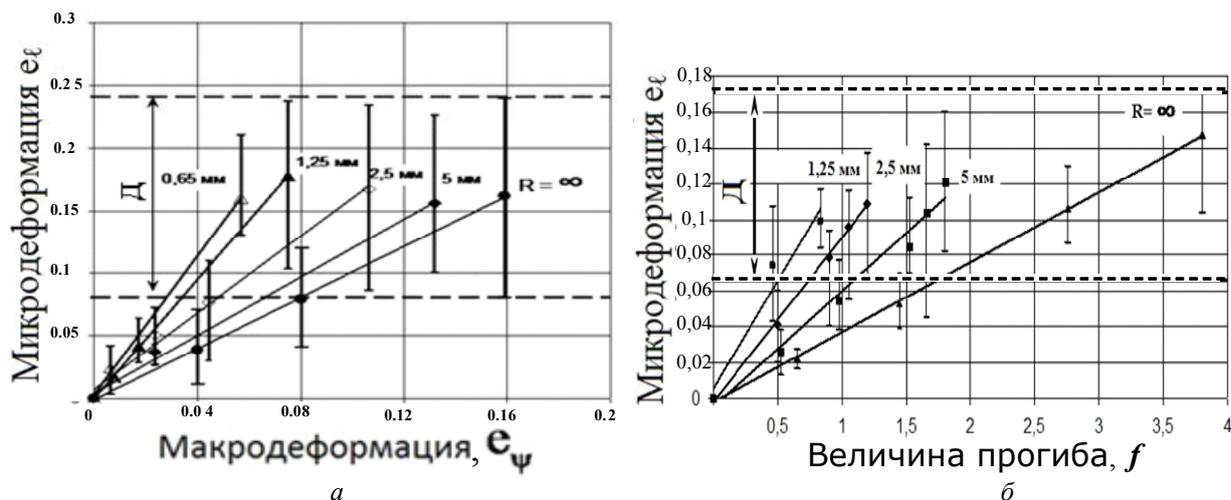


Рис. 3. Распределение микродеформаций в зависимости от величины макродеформаций e_ψ (а) и величины прогиба f (б) при различных радиусах в вершине надреза литейного сплава 5ВЛ1

На рис. 4, а приведены значения относительного изменения предельных макроскопических деформаций в зависимости от величины исходного теоретического коэффициента концентрации напряжений при растяжении и изгибе. Подтверждается установленная ранее при растяжении зависимость снижения величины предельных деформаций с увеличением остроты надреза [6]. За меру макроскопической дефор-

мации в этом случае принималось относительное изменение предельной величины угла изгиба образца с концентратором по отношению к аналогичному параметру гладкого образца. При изгибе, хотя и сохраняется общая закономерность влияния концентратора, интенсивность снижения все же более сильная. С увеличением жесткости напряженного состояния предельная пластичность явно уменьшается.

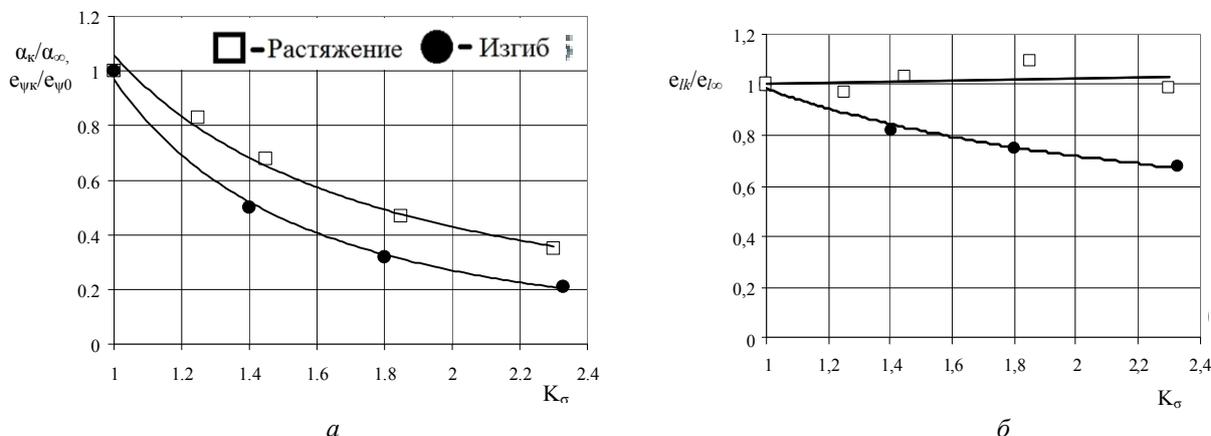


Рис. 4. Относительное изменение при растяжении и изгибе предельных деформаций в зависимости от величины исходного теоретического коэффициента концентрации напряжений: а – макроскопические $e_{\psi k}/e_{\psi 0}$ и α_k/α_∞ и б – микрокопические $e_{ik}/e_{i\infty}$ деформации

При сопоставимых значениях коэффициента K_σ предельное снижение пластичности при растяжении составило 0,32, а при изгибе 0,2, что на 37 % больше. Другие результаты получены по относительному изменению предельных локальных деформаций, измеренных в вершине концентратора (рис. 4, б).

При растяжении, независимо от остроты концентратора, предельная пластическая ло-

кальная деформация остается практически постоянной. Иная зависимость получена при изгибе призматических образцов: с увеличением теоретического коэффициента концентрации напряжений K_σ величина предельной деформации неуклонно снижается, повторяя зависимость изменения макроскопической деформации. Здесь следует отметить, что из-за грубой крупнозернистой структуры сплава протекание

локальных деформаций происходит крайне неоднородно, с большим разбросом около среднего значения.

На величину предельных деформаций при изгибе также мог оказать влияние и более высокий, по сравнению с растяжением, градиент макроскопических напряжений [9], а также при одинаковых теоретических значениях коэффициента концентрации напряжений большая по сравнению с растяжением глубина концентратора и, наконец, формирование предельного напряженного состояния в приповерхностных слоях. При растяжении зарождение трещины происходит в центральной зоне поперечного сечения [8].

Выводы

1. Проведено сравнительное изучение величин макроскопических и локальных деформаций в зоне концентратора в зависимости от его параметров при растяжении цилиндрических и изгибе призматических образцов. Подтверждена полученная для растяжения степенная зависимость снижения пластичности от коэффициента концентрации напряжений. Аналогичная зависимость получена и при изгибе, но эффект снижения предельной макропластичности выше.

2. Изучено влияние накопления локальных деформаций на базе, меньшей размера зерна, в зоне вершины концентратора при растяжении и изгибе. Установлено слабое влияние исходного коэффициента концентрации напряжений на изменение предельных локальных деформаций при разрыве и снижение локальных деформаций при изгибе. На наблюдаемое различие закономерностей при растяжении и изгибе может оказать влияние градиент макроскопических деформаций и напряжений.

3. Влияние концентратора на сопротивление деформированию проявляется в основном до момента роста трещины. Испытания на изгиб показали, что параметры концентратора не оказывают влияния на сопротивление росту трещины, что без специальных усовершенствований методики испытаний при растяжении невозможно установить.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горынин, И. В. Титан в машиностроении / И. В. Горынин, Б. Б. Чечулин. – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.
2. Багмутов, В. П. Закономерности сопротивления пластическим деформациям при растяжении цилиндрических образцов с кольцевым надрезом / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, А. И. Горунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 105–109.
3. Водопьянов, В. И. Температурно-скоростная зависимость предела текучести титанового сплава / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев // *Mechanika (Kaunas)*. – 1998. – № 4(15). – С. 24–27.
4. Водопьянов, В. И. Метод экспериментального определения момента старта трещины / В. И. Водопьянов // Заводская лаборатория. – 1996. – № 8. – С. 44–47.
5. Водопьянов, В. И. К вопросу построения истинной диаграммы деформирования на стадии шейкообразования / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, В. В. Травин // Заводская лаборатория и диагностика материалов. – 2007. – Т. 73. – № 7. – С. 53–58.
6. Водопьянов, В. И. Зависимость предельной пластичности от жесткости напряженного состояния при испытании цилиндрических образцов с кольцевым надрезом / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, А. И. Горунов, С. Б. Гаманюк // Прогрессивные технологии в обучении и производстве: матер. IV Всерос. конф., г. Камышин, 18–20 октября 2006 г. / КТИ (филиал) ВолгГТУ [и др.]. – Камышин, 2006. – Т. 1. – С. 66–69.
7. Багмутов, В. П. О влиянии структуры на пластическую деформацию и разрушение литейного титанового псевдо- α -сплава / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, А. И. Горунов // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 12. – С. 30–35.
8. Багмутов, В. П. О влиянии структурного состояния и концентраторов на сопротивление разрушению цилиндрических образцов / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, А. И. Горунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 41 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 3). – С. 99–103.
9. Keiitaro, Enami Evaluation of Plastic Deformation Limit by Circumferentially Notched tension Test / Keiitaro Enami, Kotobu Nagai // *ISIJ International*. – 2005. – Vol. 45. – № 6. – P. 930–936.
10. Корицунов, А. И. Влияние запасенной упругой энергии на величину разрушающего напряжения / А. И. Корицунов, В. П. Ващенко // Проблемы прочности. – 1982. – № 7. – С. 91–95.
11. Чаусов, Н. Г. Полная диаграмма деформирования как источник информации о кинетике накопления повреждений и трещиностойкости материалов / Н. Г. Чаусов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – № 7. – Т. 70. – С. 42–49.

УДК 669.017:539.431

А. Н. Савкин, А. В. Сиромахин, М. А. Суханов

МОДЕЛИРОВАНИЕ В MATHCAD КИНЕТИКИ РОСТА ТРЕЩИНЫ В МЕТАЛЛЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ БЛОЧНОГО И СЛУЧАЙНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: sopromat@vstu.ru, alexander.v.siromakhin@gmail.com)

Рассмотрена возможность оценки долговечности металла с дефектом в виде трещины на основе моделирования ее роста при различных спектрах случайного нагружения.

Ключевые слова: оценка долговечности, рост трещины, случайное и блочное нагружение.

The possibility of evaluation of durability of metal with a defect in the form of cracks based on the modeling of growth in different random loading spectra considered.

Keywords: durability estimation, crack growth, random and block loading.

Исследование закономерностей кинетики усталостных трещин является одним из ключевых составляющих обеспечения конструкционной прочности, роль которого возрастает с увеличением напряженности современных конструкций, повышением характеристик прочности конструкционных материалов и переходом к эксплуатации по допустимым повреждениям. Основой такого подхода является надежное прогнозирование роста усталостных трещин. В настоящей работе была исследована долговечность конструктивного элемента (проушины) стойки самолета с дефектом в виде трещины. Основные механические характеристики, параметры трещиностойкости взяты из литературного источника [1]. Схема исследуемого конструктивного элемента показана на рис. 1.

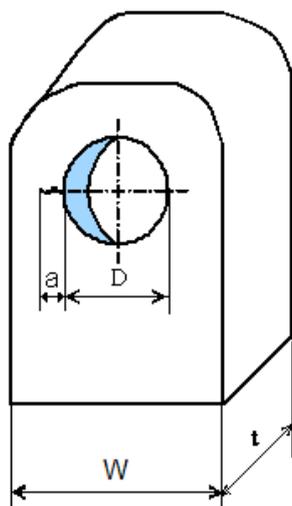


Рис. 1. Схема исследуемого конструктивного элемента (проушины)

Геометрические параметры: $W = 33$ мм, $D = 20$ мм, $t = 11$ мм. Начальная длина трещины $a_0 = 1$ мм, критическая длина трещины $a_{кр} = 3,5$ мм

Материал проушины – сталь 30ХГСА. В табл. 1 показаны параметры трещиностойкости конструктивного элемента при стационарном циклическом нагружении.

Таблица 1

Исходные данные по трещиностойкости исследуемого конструктивного элемента по [1]

Пороговый и критический коэффициент интенсивности напряжений		Параметры кривой Пэриса	
ΔK_{th} (МПа $\sqrt{м}$)	ΔK_{fc} (МПа $\sqrt{м}$)	C	n
8	54,5	$3,38 \cdot 10^{-8}$	2,58

Исследование долговечности развития трещины на стабилизированном участке диаграммы усталостного разрушения (КДУР) проводили на основании уравнения Пэриса

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n, \quad (1)$$

где C , n – постоянные материала; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений, определяемый по формуле

$$\Delta K = \sigma_a \sqrt{\pi a} \cdot \gamma, \quad (2)$$

σ_a – амплитуда циклического напряжения;

$\gamma = f\left(\frac{a}{W}\right)$ – геометрический параметр, описывающий форму концентратора напряжений конструктивного элемента. Отсюда долговечность определяется как

$$N = \int_{a_0}^{a_{кр}} \frac{da}{C \Delta K^n}. \quad (3)$$

Моделирование кинетики роста трещины проводилось на основании программирования в Mathcad по принципу цикл за циклом при различных видах блочного и случайного нагружения. На рис. 2. представлена блок-схема алгоритма оценки продолжительности роста тре-

щины при случайном нагружении без учета взаимодействия амплитуд напряжений.

Список используемых наименований

i – число циклов; j – число блоков нагружения; v_6 – продолжительность блока нагружения;

HCC – выборка случайного нагружения; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений; Δa – приращение трещины за цикл нагружения; Y – геометрический параметр; V – полнота спектра.

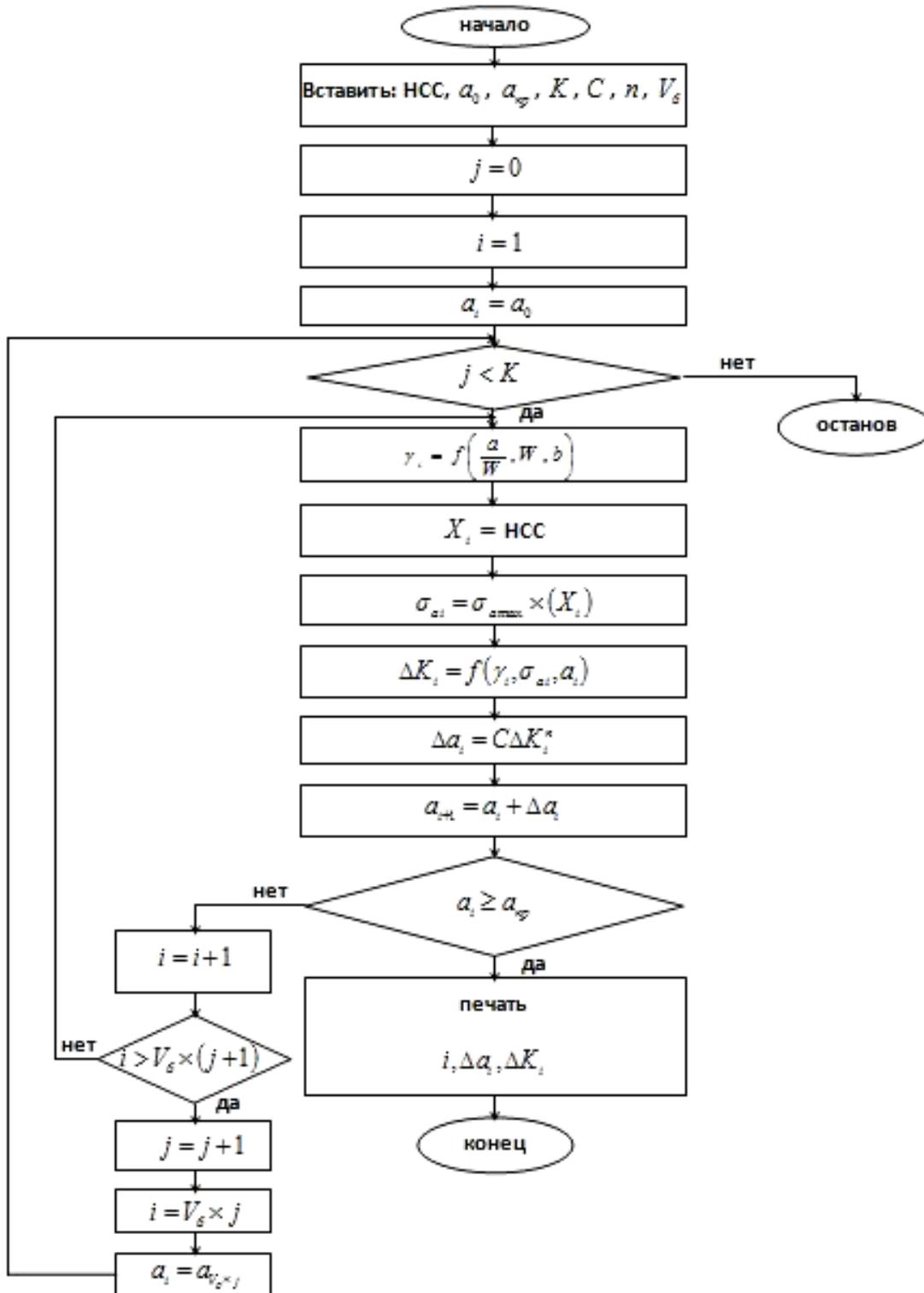


Рис. 2. Блок-схема оценки долговечности проушины при случайном нагружении

Внешнее воздействие на конструктивный элемент было представлено стационарным циклическим нагружением, ступенчатой блочной нагрузкой, случайными спектрами нагружения. Все блочные нагрузки и спектры нагружения были нормализованы, максимальная амплитуда напряжений $\sigma_{a\max} = 178$ МПа. Различие спектров и блоков нагружения между собой оценивали полнотой спектра или блока нагружения по формуле

$$V = \left[\frac{1}{v_0} \left[\sum_{i=1}^r \frac{1}{v_{ai}} \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a\max}} \right)^m \right] \right]^{\frac{1}{m}}, \quad (4)$$

где v_0 , v_{ai} – продолжительность в циклах блока и i -й ступени нагружения; r – количество ступе-

ней нагружения. Для случайного спектра продолжительностью v_0 принимали v_{ai} равное 1, а r равное V_0 ; m – параметр, оценивающий наклон кривой выносливости при ее описании в двойных логарифмических координатах ($\lg \sigma_a - \lg N$).

Были использованы следующие спектры нагружения [2]: *MFS* – miniFalstaff, спектр при маневрировании боевого истребителя; *MTW* – miniTwist, спектр нагружения транспортного самолета; *SAESUS* – обобщенный спектр нагружения передней подвески легкового автомобиля; *SAEBRACKET* – спектр нагружения тормозного механизма автомобиля; *CY* – спектр нагружения передней подвески автомобиля внедорожника (рис. 3).

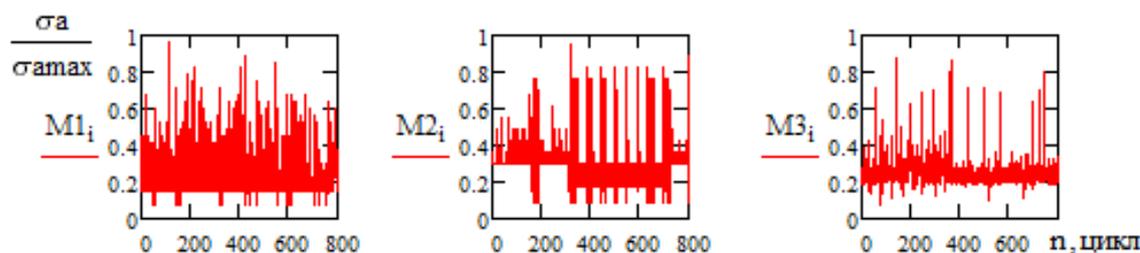


Рис. 3. Нормализованные спектры нагружения: M1 – *MFS*; M2 – *MTW*; M3 – *SAESUS*

В работе [3] была показана зависимость долговечности работы материалов при случайном и ступенчатом нагружении от характера внешнего воздействия, определяемого полнотой спектра нагружения. Представляется интересной оценка такой зависимости и на этапе роста усталостной трещины.

Был проведен расчет продолжительности роста трещины конструктивного элемента от трещины, равной 1 мм, до ее критического значения $a_{кр} = 3,5$ мм по формуле и на основе моделирования в Mathcad цикл за циклом по различным программам нагружения

$$N_{\Sigma} = \frac{10^{C + [(1+C)\log n(1-V)]}}{\left(\frac{K_{fc}}{K_{th}} \right)^n}, \quad (5)$$

где $C = 5,6$ – постоянная материала.

Результаты расчета и моделирования продолжительности роста трещины по различным программам показаны в табл. 2.

Таблица 2

Продолжительность роста трещины конструктивного элемента по различным программам

	0	1	2	3
0	"стационар"	1	$3.53 \cdot 10^3$	$2.749 \cdot 10^3$
1	норм распред"	0.66	$2.2 \cdot 10^4$	$3.755 \cdot 10^4$
2	"2-ступен"	0.906	$4.95 \cdot 10^3$	$5.757 \cdot 10^3$
3	"MTW "	0.618	$5.45 \cdot 10^4$	$5.133 \cdot 10^4$
4	"MFS"	0.585	$7.6 \cdot 10^4$	$6.801 \cdot 10^4$
5	"SAESUS "	0.539	$9.8 \cdot 10^4$	$9.592 \cdot 10^4$
6	"SAEBRACKET"	0.533	$5.275 \cdot 10^4$	$9.896 \cdot 10^4$
7	"CY"	0.636	$8.2 \cdot 10^4$	$4.53 \cdot 10^4$
8	"7-ступен"	0.76	$3.1 \cdot 10^4$	$1.719 \cdot 10^4$

Примечание: 1 – полнота спектра или ступенчатого нагружения; 2 – моделирование продолжительности роста трещины; 3 – расчет по предложенной формуле (5)

Расчетные данные (прямая линия) и результаты моделирования кинетики роста трещины в зависимости от полноты спектра хорошо видны на рис. 4.

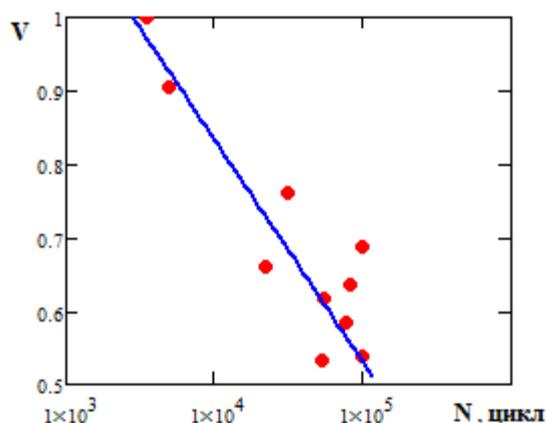


Рис. 4. Кривая продолжительности роста трещины в зависимости от полноты спектра нагружения

Таким образом, показана возможность оценки продолжительности роста трещины в зависимости от полноты спектра или блочного нагружения, что позволяет еще на этапе проектирова-

ния технического объекта и наличия параметров и характера спектра нагружения изделия прогнозировать кинетику и продолжительность роста трещины до критических размеров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бойцов, Б. В. Прогнозирование долговечности нагруженных конструкций: комплексное исследование шасси самолета / Б. В. Бойцов. – М.: Машиностроение, 1985. – 232 с.
2. Савкин, А. Н. Стандартные спектры нагружения для различных технических объектов / А. Н. Савкин, А. А. Седов, А. В. Сиромахин, А. В. Андроник // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). – С. 99–105.
3. Савкин, А. Н. Моделирование рассеянной поврежденности сталей в зависимости от полноты спектра внешнего нерегулярного нагружения, аппроксимированного блочной нагрузкой / А. Н. Савкин // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолгГТУ. – 2007. – Т. 9. – С. 235–238.

УДК 539.376.001.57

В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, А. В. Коробов, А. В. Вдовенко, И. А. Стребков

ОПИСАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В РАМКАХ ДВУСТАДИЙНОЙ МОДЕЛИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

В работе представлена оригинальная методика описания циклической ползучести конструкционных материалов в рамках кинетической двухстадийной модели. Для титанового сплава определены все необходимые параметры модели.

Ключевые слова: циклическая ползучесть, математическое моделирование, повреждение, малоцикловая усталость.

The original technique for describing of cyclic creep of structural materials in the kinetic two-stage model is described. All necessary parameters of mathematical model for titanium alloy are determined.

Keywords: cyclic creep, mathematic modeling, failure, low cycle fatigue.

Постановка задачи

Работа большого количества узлов и деталей машин сопряжена с возникновением непрогнозируемых перегрузочных режимов эксплуатации (узлы шасси самолета при взлете и посадке, корпуса подводных лодок, элементы атомных реакторов, сосуды и трубопроводы высокого давления и пр.). В этом случае материал элементов конструкций испытывает перегрузки, приводящие к возникновению пластических деформаций. Повторное появление таких ситуаций сопровождается нарастанием пластических деформаций даже без увеличения

температуры окружающей среды. Это явление получило название *циклической ползучести*. Указанный процесс деформирования характерен прежде всего в области малоцикловой усталости и наиболее интенсивно протекает при пульсирующих циклах напряжений. Если изучению высокотемпературной ползучести посвящено большое количество публикаций, то циклической ползучести стало уделяться серьезное внимание только в последнее время.

Основной проблемой, возникающей при исследовании процесса циклической ползучести, является необходимость одновременного учета как деформационных, так и усталостных повреждений. Усталостные повреждения, как известно, отсутствуют при высокотемпературной

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», проект № 14.В37.21.1091

ползучести. Указанные виды повреждений, как показывают предварительные эксперименты, в процессе малоциклового усталости могут оказывать неоднозначное (по-видимому, альтернативное) влияние друг на друга.

Одной из перспективных попыток учесть это возможное влияние является подход, разработанный ранее [1]. Этот подход заключается в рассмотрении кинетики циклической ползучести как *двустадийного процесса* (в отличие от современных концепций, принятых при изучении высокотемпературной ползучести, выделяющих три стадии). Рассмотрение двух стадий, по нашему мнению, позволит учесть взаимовлияние двух указанных механизмов повреждения материала – различное на разных стадиях малоциклового усталости.

Настоящая работа посвящена дальнейшей конкретизации предложенного в статье [1] подхода, а также его экспериментальной проверке на титановом сплаве.

Экспериментальные результаты и их формальное описание

Эксперименты проводились на цилиндрических образцах диаметром 8...9 мм из титанового α -сплава в состоянии поставки. Образцы испытывали на гидропульсаторе МУП-20 при комнатной температуре по стационарному мягкому циклу с коэффициентом асимметрии $R = 0$ и частотой нагружений ~ 300 цикл/мин.

На рис. 1 приведены экспериментальные результаты исследования циклической ползучести. Здесь при изучении процесса введены относительные координаты, подробно рассмотренные далее. Использование полинома 5-й степени (кривая) в форме

$$\zeta = a_0 + a_1 \omega + a_2 \omega^2 + \dots + a_5 \omega^5, \quad (1)$$

как видим, позволяет описать циклическую ползучесть в принятых координатах с небольшим экспериментальным разбросом.

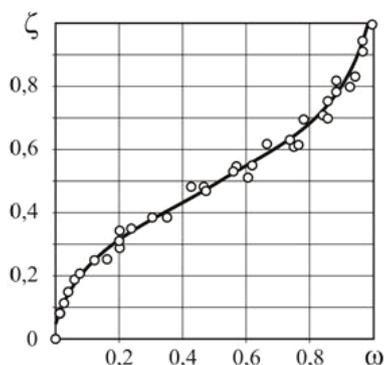


Рис. 1. Циклическая ползучесть и ее описание полиномом

Очевидно, что указанная интерпретация эмпирических данных имеет существенные недостатки. Во-первых, приходится вводить шесть констант ($a_0, a_1, a_2, \dots, a_5$), определяемых в предварительных дорогостоящих и длительных опытах. Тем более, что эту процедуру нужно повторять в полном объеме для каждого материала и каждой технологии его получения и обработки. Во-вторых, не удастся установить какой-либо смысл вводимых констант, что не позволяет выявить суть и механизмы протекающего процесса. Отсюда следует заключение о бесперспективности формального описания, к тому же *не позволяющего распространить* указанный прием на разные материалы (а также различные технологии их получения) и другие коэффициенты асимметрии цикла напряжений.

Двустадийная модель в относительных координатах

На основании подхода, предложенного в работе [1], сформулируем кинетическую двустадийную модель циклической ползучести. Для этого вначале расшифруем понятия используемых нами относительных координат: $\omega = N/N^*$ – общепринятая мера циклического повреждения на макроуровне (N – текущее число циклов; N^* – число циклов до разрушения – долговечность), $\zeta = \psi/\psi^*$ – относительная мера деформационного макроповреждения (ψ – текущее значение относительного остаточного сужения; ψ^* – то же самое на момент циклического разрушения). Ограничим действие модели квазистатической областью циклических разрушений: $\psi^* \cong \psi_{ст}$ ($\psi_{ст}$ – исходная статическая пластичность материала).

В соответствии с работой [1] базовую модель двустадийной циклической ползучести запишем в виде

$$\zeta = \zeta_C + \zeta'_C (\omega - \omega_C) + \Delta\zeta_i, \quad (2)$$

где ζ, ω – текущие безразмерные координаты, ζ_C, ω_C – координаты точки перегиба кривой циклической ползучести, ζ'_C – минимальная скорость процесса (в точке перегиба), $\Delta\zeta_i$ – дополнительная величина, позволяющая уточнить характер кривой для левой ($i = 1$) и правой ($i = 2$) частей, описание которой представляется в [1] следующим образом:

$$\Delta\zeta_i = \begin{cases} [\zeta_n - \zeta_C - \zeta'_C (\omega_n - \omega_C)] \left(\frac{\omega - \omega_C}{\omega_n - \omega_C} \right)^{m_1}, & i = 1; \\ [\zeta_k - \zeta_C - \zeta'_C (\omega_k - \omega_C)] \left(\frac{\omega - \omega_C}{\omega_k - \omega_C} \right)^{m_2}, & i = 2, \end{cases} \quad (3)$$

где $\zeta_n = \frac{\Psi_0}{\Psi^*}$ – начальное деформационное повреждение в первом цикле ($N = 1$) нагружений при величине остаточного сужения Ψ_0 ;

$\omega_n = \frac{1}{N^*}$ – начальное циклическое повреждение в первом цикле нагружений; $\zeta_k = \omega_k = 1$, что соответствует конечному исчерпанию запаса пластичности в момент циклического разрушения (подробная методика определения всех перечисленных величин изложена в [1]).

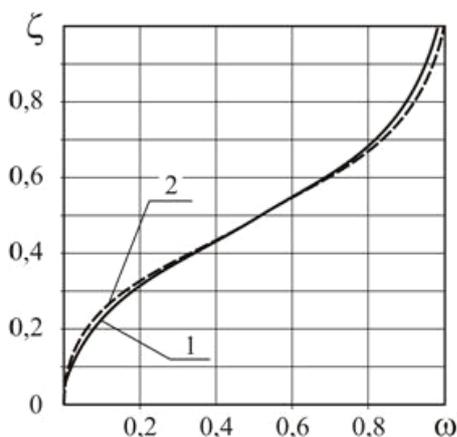


Рис. 2. Сравнение модели (2) с полиномом (1)

Полученная кривая циклической ползучести для изучаемого материала на основании вышеприведенной модели, представленная на рис. 2 (кривая 2), практически совпадает с эмпирическим описанием (кривая 1). Однако рассмотренная модель процесса имеет существенное преимущество перед эмпирическим подходом. Для функционирования двустадийной модели необходимо, в отличие от полинома, определить *три управляющих параметра* (ζ'_C, m_1, m_2) вместо шести эмпирических коэффициентов. Участвующие в модели координаты точки перегиба в первом приближении приняты нами равными 0,5 каждая, что с достаточной точностью позволяет решать прикладные задачи.

Для исследованного титанового сплава значения безразмерных параметров модели составили величины: $\zeta'_C = 0,587$; $m_1 = 9,5$; $m_2 = 5,7$.

Рассмотрим указанные параметры подробнее. В отличие от величины ζ'_C , характеризующей относительную скорость (имеющую – при переходе к абсолютным величинам – ясный физический смысл *скорости процесса*), коэффициенты m_1 и m_2 оказываются безразмерными. Предельные значения двух последних коэффициентов определены в работе [1]. Следует отметить, что в крайнем случае ($m_1 = m_2 = 1$) кривая циклической ползучести представляется ломаной, состоящей из двух прямолинейных участков.

Из введенной двустадийной модели ясно, что рассматриваемые коэффициенты управляют выпуклостью двух соответствующих участков кривой циклической ползучести. Поэтому возникают очевидные вопросы о их смысловом содержании и связи с механизмами циклической ползучести. Для расшифровки смысла этих коэффициентов в общем случае воспользуемся предложенной ранее энтропийной моделью циклической ползучести [2].

Интерпретация смысла коэффициентов двустадийной модели

Основная идея энтропийной модели заключается в рассмотрении материала при циклической ползучести как глобальной информационной системы, состоящей из локальных источников информации. В качестве меры информации о состоянии локального источника в работе [2] приняты два вида повреждений материала на внутризеренном (мезоструктурном) уровне. Разработанная в указанной статье энтропийная модель в общей редакции может быть представлена в виде функционала

$$\omega = k \int_0^{\zeta} (H + S) d\zeta, \quad (4)$$

где H и S соответственно безусловная и условная энтропии.

Как известно [3], энтропия – это мера неопределенности состояния системы, под которым мы понимаем *поврежденное состояние материала* (оно определяется сочетанием двух видов повреждений – трещинами и локальными деформациями) при циклической ползучести. Поэтому составляющие энтропии в выражении (4) приобретают смысл: безусловная энтропия (H) – мера неопределенности двух соответствующих механизмов повреждения (усталостного и деформационного) при отсутствии взаимодействия между ними; условная энтропия (S) –

составляющая, позволяющая учесть это взаимодействие. В работе [2] было показано, что циклическая ползучесть описывается лучше при одновременном учете как безусловной, так и условной энтропии в принятой нами трактовке, то есть в форме (4).

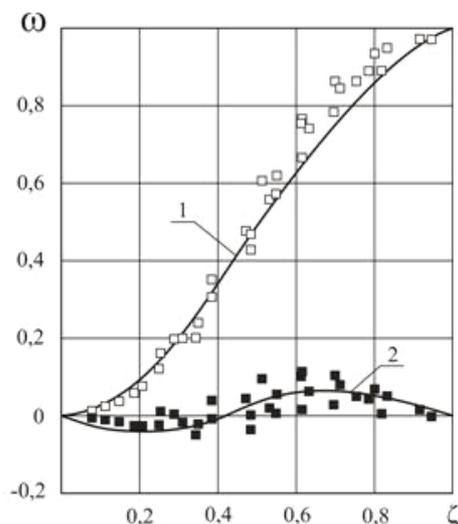


Рис. 3. Энтропийная модель циклической ползучести

На рис. 3 приведено сравнение экспериментальных данных с энтропийной моделью без учета условной энтропии (кривая 1). Как видим, расхождение (кривая 2) между эмпирическими данными и моделью, во-первых, имеет не только случайный, но и явно систематический характер, а, во-вторых, качественно связано именно с выпуклостями на двух участках кривой ползучести.

Поскольку это расхождение, как показано в работе [2], объясняется взаимодействиями между двумя типами повреждений (что учитывается условной энтропией), приходим к выводу: кривизна участков может интерпретироваться как появление взаимодействий между повреждениями. Таким образом, коэффициенты m_1 и m_2 в двустадийной модели должны численно отражать эти взаимодействия.

Резюме

Разработанная двустадийная модель позволяет уменьшить число управляющих параметров, что является ее существенным достоинством. Кроме того, дана оригинальная интерпретация смысла вводимых в модель коэффициентов m_1 и m_2 , которые, по-видимому, качественно отражают взаимодействие двух типов повреждений при малоциклового усталости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багмутов, В. П. Особенности описания процесса циклической ползучести металлического образца при мягком асимметричном растяжении, сжатии / В. П. Багмутов // Металловедение и прочность материалов: межвуз. сб. научн. тр. – Волгоград, 2003. – С. 73–82.
2. Багмутов, В. П. Применение аппарата прикладной теории информации при моделировании механического поведения материалов / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук // Справочник. Инженерный журнал. – 2005. – № 6. – С. 21–25.
3. Советов, Б. Я. Теория информации / Б. Я. Советов. – Л.: ЛГУ, 1977. – 184 с.

УДК 621.891

М. М. Матлин, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин

РАСЧЕТ СБЛИЖЕНИЯ И ФАКТИЧЕСКОЙ ПЛОЩАДИ КОНТАКТА ПЛОСКИХ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ БЛИЗКИХ ТВЕРДОСТЯХ ИХ МАТЕРИАЛОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: detmash@vstu.ru, matlin@vstu.ru

На основе закономерностей упругопластического контакта отдельной микронеровности шероховатой поверхности получены зависимости для определения сближения и фактической площади контакта плоских поверхностей при близких твердостях их материалов.

Ключевые слова: микронеровность, внедрение, сплющивание, пластическая твердость, сближение, фактическая площадь контакта.

Relation for the definition of convergence and actual contact area of flat surfaces at similar hardness of materials obtained on the basis of the laws of elastoplastic contact of single microasperity of rough surface.

Keywords: microasperity, indentation, flattening, plastic hardness, convergence, actual contact area.

При контакте плоских шероховатых поверхностей, как известно, в начале происходит контакт выступов, суммарная высота которых

наибольшая. По мере увеличения нагрузки в контакт будут вступать все новые выступы, суммарная высота которых все меньше.

Если контактируют поверхности тел с твердостью, отличающейся значительно (в 2 и более раза), то выступы более твердой поверхности внедряются в выступы сопряженной поверхности. Выступы же более мягкой поверхности сплющиваются под действием нагрузки. Такой случай соотношения твердостей достаточно подробно изучен и представлен в научной литературе ([1], [2], [3]). При этом за основные параметры контакта принимают, как правило, величины сближения контактирующих поверхностей и фактической площади контакта (ФПК).

В действительности твердости контактирующих шероховатых поверхностей зачастую оказываются близкими по своему значению, и в этом случае происходит одновременное внедрение и сплющивание выступов каждой из поверхностей. В этом случае сближение и ФПК зависят не только от нагрузки, распределения по высоте шероховатого слоя и радиуса вершин микровыступов, но и от соотношения твердостей шероховатых поверхностей.

Общепринято, что контакт двух шероховатых поверхностей можно заменить контактом шероховатой и гладкой поверхностей путем введения понятия «эквивалентная шероховатая поверхность» [2]. Кроме того, при исследовании контактной жесткости и фактической площади контакта шероховатых поверхностей в основе рассмотрения процессов контактного взаимодействия лежат закономерности контакта отдельной микронеровности, моделируемой, как правило, сферой.

В первом приближении рассмотрим случай, когда при близких твердостях контактирующих поверхностей неровности расположены на одном уровне и имеют одинаковые радиусы закругления вершин.

В рассматриваемом случае полное сближение α_{Σ} микронеровности с поверхностью контртела состоит из двух частей: обратимого упругого сближения $\alpha_{y,\Sigma}$ и фактической величины суммарной пластической деформации h_{Σ} , которая включает в себя фактическую глубину остаточного отпечатка на поверхности контртела h_{Φ} и фактическую величину остаточного сплющивания $h_{c,\Phi}$ микронеровности, то есть

$$\alpha_{\Sigma} = \alpha_{y,\Sigma} + h_{\Sigma}. \quad (1)$$

Обратимая упругая часть $\alpha_{y,\Sigma}$ полного сближения при контакте единичной неровности [4]

$$\alpha_{y,\Sigma} = \sqrt[3]{\frac{9\pi^2 \cdot F_i^2 (k_1 + k_2)^2}{16R \left[1 + \frac{2 \cdot h_{\Sigma}}{\alpha_{y,\Sigma}} \right]}}, \quad (2)$$

где R – радиус сферической неровности, $k_{1,2} = (1 - \mu_{1,2}^2) / \pi E_{1,2}$; μ – коэффициент Пуассона; E – модуль нормальной упругости (индексы 1 и 2 относятся соответственно к материалу микронеровности и контртела); F_i – нагрузка на единичный выступ.

Суммарная остаточная (пластическая) контактная деформация [5]

$$h_{\Sigma} = a \cdot R \cdot \left(\frac{F_i}{H_{D_{np}} \cdot R^2} \right)^b, \quad (3)$$

где дополнительно a и b – коэффициенты, зависящие от соотношения твердостей шероховатой и гладкой поверхностей $H_{D_{ш}}/H_{D}$, $H_{D_{np}}$ – приведенная твердость:

$$H_{D_{np}} = \frac{1,5 \cdot H_{D_{ш}} \cdot H_{D}}{H_{D_{ш}} + H_{D}}. \quad (4)$$

Коэффициенты a и b определены по результатам экспериментального исследования и зависят от соотношения твердостей $H_{D_{ш}}/H_{D}$:

$$a = \frac{0,057}{(H_{D_{ш}}/H_{D})^{1,72}} + 0,142, \quad (5)$$

$$b = 1,306 - 0,153 \cdot \left(\frac{H_{D_{ш}}}{H_{D}} \right).$$

Нагрузка на единичный выступ шероховатой поверхности

$$F_i = \frac{F}{n}, \quad (6)$$

где F – общая нагрузка; n – число выступов шероховатой поверхности.

Фактическая площадь контакта шероховатой и гладкой поверхностей для случая, когда материалы обоих тел деформируются упруго-пластически

$$A_r = \sum_{i=1}^n A_{ri} = \sum_{i=1}^n 2\pi R_i \cdot (h_{\Sigma i} + 0,5\alpha_{y,\Sigma i}) = \sum_{i=1}^n \left(\frac{2 \cdot a \cdot \pi}{R_i^{2-2b}} \cdot \left(\frac{F_i}{H_{D_{np}}} \right)^b + \pi \cdot R_i \cdot \alpha_{y,\Sigma i} \right) =, \quad (7)$$

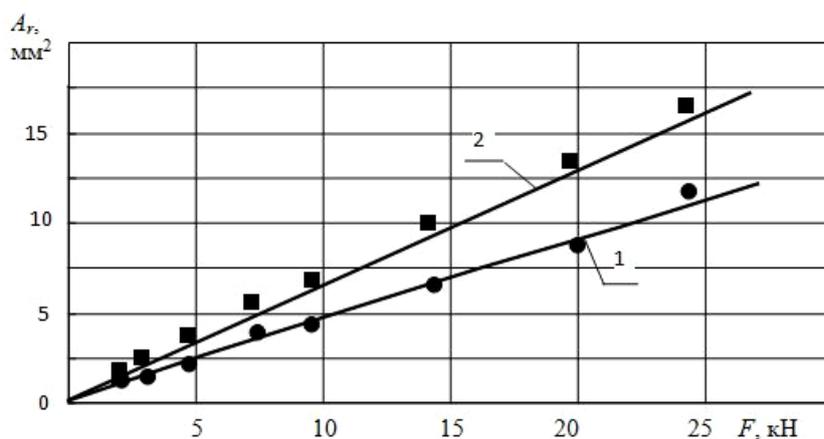
$$= \sum_{i=1}^n (A_{ri,nl} + A_{ri,yn}),$$

где $A_{ri,пл}$, $A_{ri,уп}$ – доли фактической площади контакта единичной неровности, обусловленные соответственно остаточной (пластической) и упругой деформациями в контакте.

С целью проверки зависимости (7) были проведены экспериментальные исследования контакта сферических шариков с плоской плитой при различных соотношениях их твердостей ($0,5 \leq \frac{HД_{ш}}{HД} \leq 2$) [5].

На рисунке приведены примеры сопостав-

ления рассчитанных по формуле (7) и экспериментальных значений ФПК поверхности контакта для следующих условий: 1 – пластическая твердость шариков $HД_{ш} = 2433$ МПа; пластическая твердость отшлифованной поверхности плиты $HД = 2904$ МПа; 2 – $HД_{ш} = 2433$ МПа; $HД = 2904$ МПа; радиус шарика в обоих случаях $R = 2,5$ мм; число шариков $n = 3$. В приведенных примерах, также как и в остальных случаях, погрешность не превышает 8 %.



Фактическая площадь A_r в контакте стальных шариков и шлифованной детали в зависимости от нагрузки F : линии – расчет по формуле (7), значки – экспериментальные данные

Надо отметить, что рассматриваемая «одноуровневая» модель, когда выступы одинакового радиуса расположены на одном уровне, может быть использована для описания реальной шероховатой поверхности с непрерывной функцией распределения неровностей [3]. Каждому сближению при этом соответствует свое расчетное число выступов, которое определяется из условия равенства ФПК реальной поверхности и модели. Что касается чисто геометрической задачи, состоящей в описании зависимости ФПК от полного сближения, такая модель вполне оправдана и позволяет значительно облегчить исследования. Но, когда речь идет о силовых зависимостях, тождественность рассмотренной модели и реальной поверхности требует дополнительных исследований с целью определения соотношения силовых факторов, действующих в одном и другом случае.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Крагельский, И. В. Узлы трения машин: справочник / И. В. Крагельский, Н. М. Михин. – М.: Машиностроение, 1984. – 280 с.
2. Дёмкин, Н. Б. Качество поверхности и контакт деталей машин / Н. Б. Дёмкин, Э. В. Рыжов. – М.: Машиностроение, 1981. – 244 с.
3. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.
4. Матлин, М. М. Закономерности упругопластического контакта в задачах поверхностного пластического упругости: монография / М. М. Матлин, С. Л. Лебский, А. И. Мозгунова // Машиностроение-1. – 2007. – 219 с.
5. Матлин, М. М. Оценка влияния соотношения твердостей деталей на контактную жесткость / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин // Механика и физика процессов на поверхности в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования: межвуз. сб. науч. тр. – Вып. 6. – Тверь: ТГТУ. – 2013. – С. 14–18.

УДК 539.4.015/019

Л. В. Кукса, В. И. Клименко

ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ ПОТЕРЕ УСТОЙЧИВОСТИ СТАЛЬНЫХ СТЕРЖНЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет

e-mail: vasa_klim@mail.ru

Работа направлена на повышение сопротивляемости потере устойчивости стальных стержней, применяемых в конструкциях, на основе их упрочнения различными способами. Показана возможность повышения критического напряжения с помощью термических обработок. Разработан метод повышения сопротивляемости потере устойчивости на основе многократной механико-термической обработки с применением деформационного старения. Исследованы макро- и микромеханизм деформирования на площадке текучести до и после деформационного старения. Установлено влияние старения на изменение упругих свойств стали.

Ключевые слова: устойчивость, критическое напряжение, гибкость, физико-механические свойства, повышение сопротивляемости потере устойчивости, упрочнение, деформационное старение, упругие свойства.

Work is directed at strengthening the resilience the loss of stability steel rods used in constructions, on the basis of hardening in different ways. It is shown the possibility of increasing the critical stress by thermal treatment. The method of strengthening the resilience the loss of stability was developed on the basis multiple mechanical-thermal treatment with the use of strain aging. Researched macro and micromechanism of deformation on the yield plateau before and after strain aging. It is installed effect of aging on the change in the elastic properties of steel.

Keywords: stability, critical stress, flexibility, physico-mechanical properties, strengthening the resilience of loss of stability, hardening, strain ageing, elastic properties.

Проблемы теории устойчивости, пластичности и ползучести взаимосвязаны и актуальны в механике деформируемого твердого тела. Их решение имеет большое научное и практическое значение для снижения удельной материалоемкости машин, аппаратов и конструкций, повышения их устойчивости, долговечности и надежности функционирования, создания новых технологий и др. [1,2]. Решение этих проблем требует разработки и применения различных методов, направленных на повышение сопротивляемости потере устойчивости стальных стержней, упрочненных различными способами.

Для повышения сопротивляемости потере устойчивости можно использовать различные методы. Если иметь ввиду, что для металлов (стали), деформирующихся с образованием площадки текучести, значения предела текучести, σ_T , предела пропорциональности σ_{nc} и предела упругости σ_{yn} одинаковы [3,4]; т. е. $\sigma_T = \sigma_{nc} = \sigma_{yn}$, то для определения значения гибкости λ_0 можно использовать условие:

$$\sigma_{кр} \leq \sigma_T \quad (1)$$

и тогда

$$\lambda_0 \geq \sqrt{\frac{\pi^2 \cdot E}{\sigma_T}} \quad (2)$$

В этом случае зависимости критического напряжения от гибкости [3] можно представить в виде 2 участков.

Для стержней с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$ значение критического напряжения $\sigma_{кр}$ принимается равным пределу текучести σ_T . Для стержней, работающих в упругой области $\lambda \geq \lambda_0$, критическое напряжение определяется по формуле Эйлера [4] и зависит от модуля Юнга.

$$\sigma_{кр} = \frac{\pi^2 \cdot E}{\lambda^2} \quad (3)$$

Для повышения сопротивляемости потере устойчивости сжатых стальных стержней необходимо повысить значение критического напряжения, значит, для участка с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$ увеличить предел текучести.

С учетом наличия зависимости критического напряжения от физико-механических свойств представляет большой интерес исследование вопросов повышения устойчивости сжатых стержней на основе правильности выбора и применения различных способов упрочнения конструкционных материалов.

Результаты испытания образцов, изготовленных из технического железа и углеродистых сталей различных марок с различным химическим составом, показали, что изменение предела текучести σ_T , предела прочности σ_B и относительного остаточного сужения ψ зависит от содержания углерода, определяющего процентное содержание структурных составляющих (феррита и перлита) для различных марок

стали. Увеличение предела текучести при переходе от одной марки стали к другой обуславливает существенное повышение критического напряжения (рис. 1, *а*) [4].

Повышение сопротивляемости потере устойчивости также можно получить применением различных термических обработок сталей с целью повышения физико-механических свойств (рис. 1, *б*) [4], применением концепции А. А. Ильюшина и В. Г. Зубчанинова [5] или методом упругопластической тренировки [1], предложенным В. Г. Зубчаниновым. Согласно этим методам, повышение критического напряжения достигается применением систем временных поддерживающих связей, которые удерживают стержень от бокового выпучивания и дают возможность проводить его сжатие до напряжения, превышающего критическое. После удаления поддерживаю-

щих связей стержень способен выдержать напряжение большее, чем критическое напряжение в системе без поддерживающих связей. Таким способом повышается устойчивость элементов конструкций за пределом упругости.

Применение этих методов вызывает необходимость в проведении предварительной пластической деформации стержня на машине для испытания на сжатие статической сжимающей силой без изменения знака нагружающей силы и знака деформации, чтобы исключить влияние эффекта Баушингера.

Представляет большой интерес разработанный нами способ повышения сопротивляемости потере устойчивости с использованием многократной механико-термической обработки (ММТО), основанной на деформационном старении.

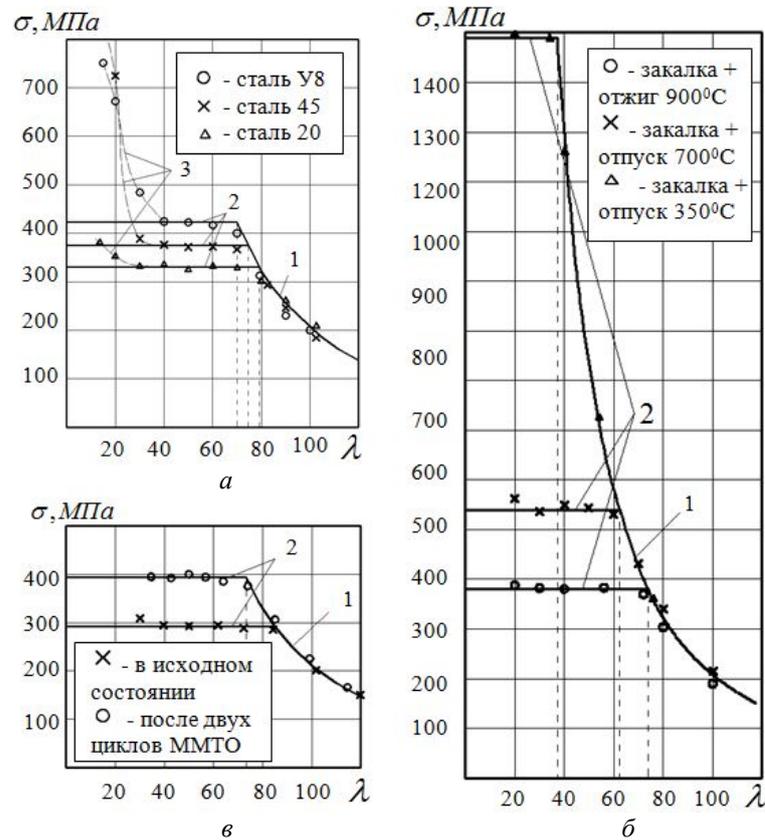


Рис. 1. Зависимости критических напряжений $\sigma_{кр}$ от гибкости λ :

а – в зависимости от химического состава; *б* – для стали 45 в зависимости от термической обработки; *в* – для стали 20 после ММТО: кривая 1 – $\sigma_{кр} = \frac{\pi^2 \cdot E}{\lambda^2}$; прямая 2 –

$\sigma_{кр} = \sigma_T$; кривая 3 – критические напряжения $\sigma_{кр}$ при малых значениях гибкости;

○, ×, Δ – экспериментальные точки

С этой целью нами разработана экспериментальная установка (рис. 2) для испытания на

сжатие и исследование устойчивости сжатых стержней с применением промежуточных опор,

которая использована для предварительного сжатия.

Экспериментальная установка (рис. 2, б) состоит из цилиндрического корпуса 1, внутри которого в нижней части расположена неподвижная опора 2, в верхней – подвижная опора, выполненная в виде нагружающего поршня 3 с возможностью его вертикального перемещения. На внутренних плоскостях опор выполнены углубления 4 под сферические шарниры 5, расположенные на вертикальной геометрической оси цилиндра. Промежуточная опора 6 (рис. 2, в, г), устанавливаемая на испытуемый образец 7, выполнена в виде металлической квадратной рамы 8 с округленными углами. Промежуточная опора 6 устанавливается на одинаковых расстояниях от неподвижной опоры 2 и подвижной опоры 3.

По двум взаимно перпендикулярным линиям А-А, расположенным параллельно сторонам рамы 8, выполнены четыре цилиндрических отверстия 9 с резьбой под крепежные болты 10, предназначенные для установки и крепления рамы на образце 7. Кроме этого, по двум взаимно перпендикулярным диагоналям Б-Б на раме 8 выполнены четыре цилиндрических отверстия 11 с резьбой для установки опорных винтов 12, с помощью которых металлическая рама 8 жестко фиксируется внутри цилиндра 1 нагружающего устройства. Также имеются цилиндрические вставки 13, которые обеспечивают жесткое крепление концов образца 7 по типу жесткой заделки с сохранением возможности осевого нагружения. При отсутствии вставок 13 имеет место шарнирное закрепление.

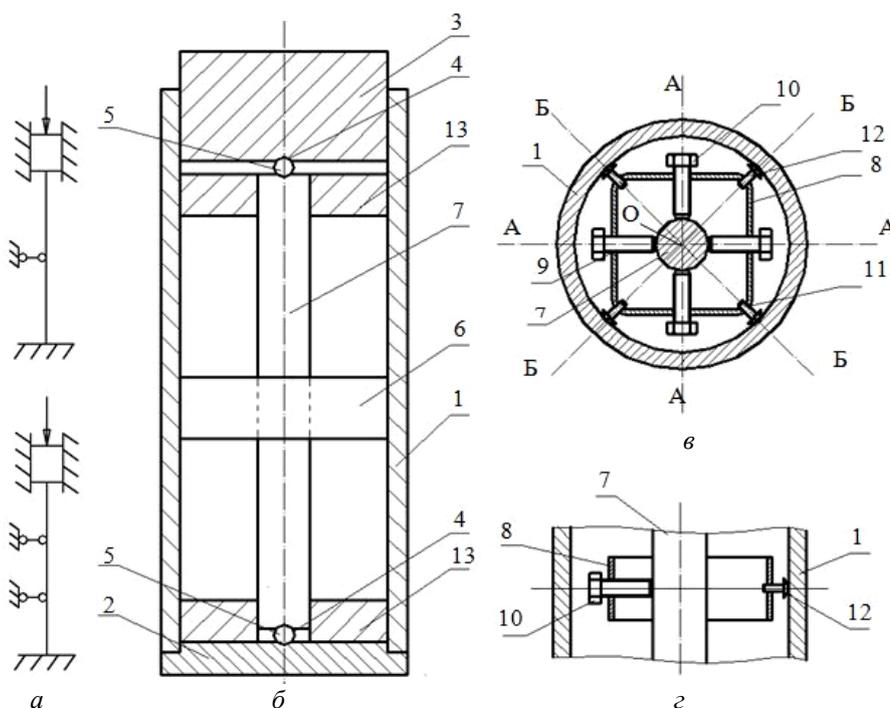


Рис. 2. Экспериментальная установка для исследования устойчивости сжатых стержней: а – схемы закрепления образцов с применением концевых и промежуточных опор; б – общий вид экспериментальной установки в разрезе; в – горизонтальный разрез промежуточной опоры; г – вертикальный разрез промежуточной опоры по линии АОБ

Таким образом, использование промежуточных опор обеспечивает более жесткое закрепление образца при сжатии его до больших степеней деформации в упругопластической области, что приводит к уменьшению гибкости образца и повышению сопротивляемости потере устойчивости.

Разработка экспериментальной установки позволяет осуществить проведение ММО для повышения предела текучести и, соответственно, сопротивляемости потере устойчивости.

Повышение прочностных свойств металла при статических сжимающих нагрузках достигается за счет деформационного старения, при котором металл подвергают сначала деформированию сжимающей силой до наступления предела текучести и полного прохождения пластических деформаций на площадке текучести, последующему нагреву и выдержке при заданной температуре. При этом пластическая деформация составляет 1–2 %, что существенно ускоряет процессы распада компонентов пересыщен-

ного твердого раствора, и происходит дополнительное выпадение упрочняющей дисперсной фазы в местах скопления дислокаций – дефектов кристаллической структуры металла. Дополнительное закрепление дислокаций затрудняет прохождение пластических деформаций в металле, что приводит к повышению его прочностных свойств – предела текучести. Предварительное пластическое деформирование образца и последующее старение возвращают стали способность повторного деформирования с образованием площадки текучести, что позволяет проводить деформационное старение в несколько циклов, количество которых задается требованием к прочностным свойствам металла. Количество циклов упрочнения ограничено окончанием прохождения равномерной деформации по длине образца, при котором происходит насыщение упрочнением [4,6].

Установлено [6], что при первом пластическом деформировании в исходном состоянии происходит образование эллиптичности поперечного сечения. Несмотря на то, что после старения наблюдается площадка текучести, приблизительно равная по длине первоначальной площадке, дополнительного образования эллиптичности не происходит. При этом изменение механизма продвижения фронта начальной пластической деформации после старения и сохранения нового механизма после нагрева указывают на высокую стойкость полученных искажений в кристаллической структуре, что вызывает переход к сдвигам по новым, более коротким, плоскостям в результате упрочнения, что требует приложения больших усилий.

В результате многократного деформационного старения значение предела текучести σ_T может быть увеличено более чем в 2 раза. Наибольший эффект повышения предела текучести имеет место при температуре 250–350 °С. Определение твердости подтверждает характер зависимости предела текучести упрочненной стали [7].

Для пластичных сталей кривые деформации, полученные в опытах на растяжение и сжатие, имеют одинаковый вид [7], поэтому значения модуля Юнга E при растяжении и сжатии принимаются одинаковыми. На рис. 1, в представлено повышение сопротивляемости потере устойчивости после проведения ММТО, что свидетельствует о целесообразности применения ММТО.

Различие в макромеханизме деформации на площадке текучести до и после деформационного старения обуславливает целесообразность проведения исследования микромеханизма и микроособенностей деформации на основе измерения ее на малых базах до 10 мкм в сравнении с проявлением общей закономерности микронеоднородной деформации поликристаллов [8,9], заключающейся в высоком постоянстве и закреплении очагов повышенной и уменьшенной деформации в ходе всего процесса пластического деформирования (рис. 3). Методика измерения на малых базах и методика подготовки поверхности испытуемых образцов как металлографического шлифа подробно описана в работе [8].

Сравнительные исследования микромеханизма и микроособенностей деформации технического железа после проведения ММТО и при пластическом деформировании показывают существенные различия в микромеханизме деформации. Графики микронеоднородной деформации, полученные при растяжении образцов из железа (рис. 3, а) в ходе трех последовательных ступеней нагружения (деформация на одной ступени нагружения составляла 3–5 %), без деформационного старения показывают высокое постоянство и закрепление очагов повышенной и уменьшенной деформации в ходе всего процесса пластического деформирования [10]. Как видно из рис. 3, а, возникающая в начале пластического деформирования микронеоднородность деформации, наиболее выгодная в энергетическом отношении и обеспечивающая условие неразрывности материала, практически без изменения действует в процессе всего пластического деформирования [10].

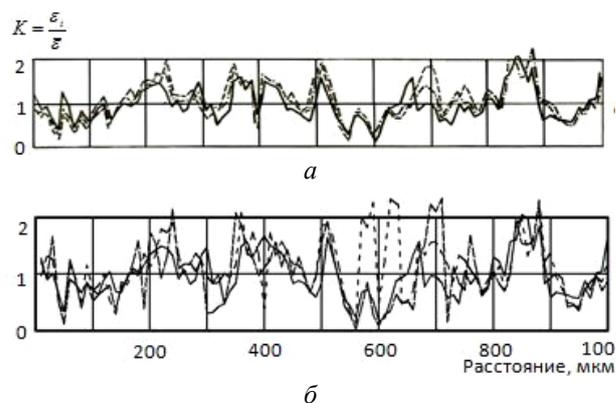


Рис. 3. Развитие микронеоднородной деформации технического чистого железа:
а – при пластическом деформировании; б – после деформационного старения; — 1; - - 2; --- 3

Повторяемость микроочагов деформации оказывается присущей поликристаллическим образцам. Особенности строения поликристалла, являющегося конгломератом различно ориентированных кристаллитов зерен, связанные с наличием границ зерен, сложным взаимодействием отдельных зерен между собой, невозможностью деформации отдельного зерна вне связи с другими зернами, обуславливают проявление общей закономерности пластической деформации поликристаллических сплавов [11].

Представляет интерес исследование развития микронеоднородной деформации при проведении ММО. С целью объяснения механизма упрочнения исследовался микромеханизм деформации микроучастков цилиндрических образцов из технического железа (диаметром 10 мм и длиной 100 мм) на базе 10 мкм с предварительно подготовленной поверхностью [8]. Деформирование образцов производилось растяжением на величину площадки текучести с промежуточными старениями при температуре 150 °С в течение 2 ч. При такой температуре не наблюдалось порчи микрошлифа на цилиндрической поверхности рабочей части образца, являющейся микрошлифом. На рис. 3, б показано развитие микронеоднородности деформации после 1-й, 3-й и 5-й площадок текучести.

При некотором наличии повторяемости микроочагов повышенной и уменьшенной деформации имеет место переброс очагов локальной деформации на другие микроучастки (рис. 3, б), чего при обычном растяжении практически не наблюдается. Общий уровень неоднородности деформации при этом не получает существенного изменения. Параметр K_i находится в пределах от 0 до 2. Упрочнение микрообластей, переброс микроочагов деформации, изменение макромеханизма деформации обуславливают повышение уровня напряжений, необходимых для деформирования металла.

Зависимость критического напряжения $\sigma_{кр}$ от гибкости λ при определенных значениях, определяемых по формуле (2), обуславливается также значением модуля Юнга E . Поэтому представляет значительный интерес исследовать изменения модуля Юнга после прохождения пластической деформации, а также после деформационного старения при проведении механико-термической обработки.

Интенсивность неупругих процессов может изменяться с ростом напряжения. Мгновенный

модуль упругости E_M может быть определен как первая производная [12]:

$$E_M = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cong \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon}, \quad (5)$$

где $\Delta\sigma$ – степень приращения напряжения; $\Delta\varepsilon$ – относительное удлинение, соответствующее ступени $\Delta\sigma$.

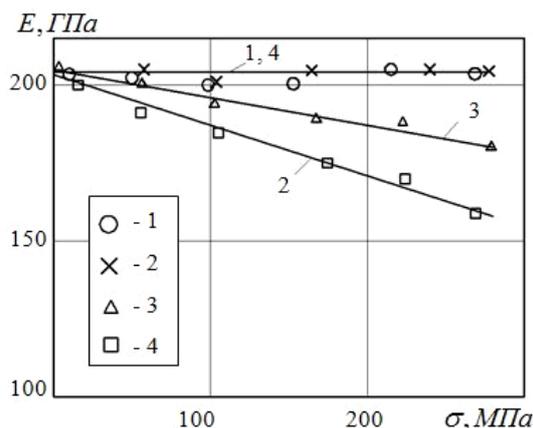


Рис. 4. Изменение мгновенного модуля Юнга железа: 1 – в исходном состоянии при напряжениях, не превышающих предел текучести; 2 – после прохождения фронта пластической деформации на площадке текучести; 3, 4 – после старения при температуре 150 °С в течение 15 и 45 мин соответственно

Для измерения деформаций применялся колленчато-рычажный индикаторный тензометр [13], позволяющий измерять деформацию с достаточно высокой точностью до 0,1 мкм.

На рис. 4 показаны результаты измерения модуля для стали 20. В исходном состоянии значение $E_M \approx 210 ГПа$ и не изменяется в процессе нагружения (прямая 1). После прохождения фронта пластической деформации на площадке текучести наблюдается значительное изменение модуля E_M в процессе нагружения. Модуль упругости уменьшается с $\approx 210 ГПа$ до $160 ГПа$ (прямая 2). Уменьшение значения модуля упругости после деформации может привести к снижению критического напряжения $\sigma_{кр}$ при $\lambda \geq \lambda_0$, когда справедлива формула Эйлера (3).

После проведения деформационного старения (150 °С) в течение 15 мин наблюдается повышение значения E_M (прямая 3). После проведения дополнительного нагревания образца до 150 °С и выдержке при этой температуре в течение 45 мин упругие свойства полностью восстанавливаются (прямая 4), значит, повышается сопротивляемость потере устойчивости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Зубчанинов, В. Г.* Актуальные проблемы теории пластичности и устойчивости / В. Г. Зубчанинов // Устойчивость и пластичность в механике деформируемого твердого тела: материалы III симпозиума. – Тверь: ТвеПИ 1992. – Ч. I. – С. 10–94.
2. *Зубчанинов, В. Г.* Устойчивость и пластичность. Кн. 3. Доклады и выступления / В. Г. Зубчанинов. – Тверь: ТвГТУ, 2006. – 400 с.
3. *Кукса, Л. В.* Экспериментальные исследования устойчивости элементов конструкций и физико-механических свойств конструкционных материалов / Л. В. Кукса, А. В. Черепенников // Современные проблемы пластичности и устойчивости в механике деформируемого твердого тела: VI Междунар. науч. симпозиум : тез. докл. – Тверь, 2006. – С. 34.
4. *Кукса, Л. В.* Устойчивость сжатых стержней в зависимости от повышения физико-механических свойств упрочненных конструкционных материалов / Л. В. Кукса, В. И. Клименко // Вестник ВолгГАСУ. Серия «Строительство и архитектура». – 2012. – Вып. 28 (47). – С. 67–75.
5. *Зубчанинов, В. Г.* Сопротивление материалов: учеб. пособие / В. Г. Зубчанинов. – Тверь: ТГТУ, 2005. – Кн. 2. – 352 с.
6. *Гурьев, А. В.* Об одной особенности деформации стали на площадке текучести после деформационного старения / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса // Физика металлов и металловедение. – 1963. – Т. 16. – Вып. 4. – С. 589–595.
7. *Кукса, Л. В.* Сравнительные исследования устойчивости сжатых стальных стержней в состоянии после нормализации и механико-термической обработки / Л. В. Кукса, В. И. Клименко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 6). – С. 109–113.
8. *Кукса, Л. В.* Механика структурно-неоднородных материалов на микро- и макроуровнях : монография / Л. В. Кукса. – Волгоград : ВолгГАСА. – 2002. – 160 с.
9. *Гурьев, А. В.* Исследование микронеоднородностей деформации реальных сплавов / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса, Ю. Д. Хесин // Известия АН СССР, Металлы. – 1967. – № 2. – С. 122–129.
10. *Кукса, Л. В.* Общие закономерности и особенности микронеоднородной деформации в поликристаллах при различных видах напряженного состояния и температурах испытания / Л. В. Кукса // Проблемы прочности. – 1990. – № 8. – С. 58–64.
11. *Кукса, Л. В.* Закономерности развития микронеоднородной деформации поликристаллических сплавов / Л. В. Кукса // Проблемы прочности. – 1971. – № 9. – С. 23–25
12. *Гурьев, А. В.* Исследование границы раздела упругой и пластической деформации в стали / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса // Физика металлов и металловедение. – 1966. – Т. 21. – Вып. 1. – С. 116–124.
13. Пат. № 2350898 РФ Коленчато-рычажный индикаторный тензомер / Л. В. Кукса, А. В. Черепенников. – Опубликовано 27.03.2009, Бюл. № 9.

ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, С. М. Рыжова, С. П. Писарев, М. У. Хашиева

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОПРОВОДИМОСТИ ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ МЕТАЛЛОПОЛНЕННЫХ ПОЛИАРИЛАТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе изложены результаты исследования особенностей электропроводимости полученных взрывным прессованием скользящим ударной волной металлонаполненных полиарилатов. Показано, что взрывная обработка обеспечивает интенсивную деформацию металлических частиц и межчастичное взаимодействие, что сопровождается ростом электропроводимости полимерных композиционных материалов (ПКМ). Это приводит к анизотропии электропроводимости ПКМ: вдоль направления распространения ударного фронта ее значение на 40–60 % выше, чем в поперечном направлении.

Ключевые слова: полиарилат, полимерные композиционные материалы, взрывное прессование, электропроводимость, микроструктура.

The paper presents the results of studies of the electrical conductivity obtained explosive pressing moving shockwave metal-filled polyarylates. It is shown that the explosive treatment provides intense deformation of the metallic particles and the interparticle interaction, accompanied by increase of conductivity of polymer composite materials (PCM). This leads to anisotropy of conductivity PCM: along the direction of its shock front value at 40–60 % higher than in the transverse direction.

Keywords: polyarylate, polymer composites, explosive pressing, conductivity, microstructure.

Простейший электропроводящий металлополимерный композит состоит из мелких металлических частиц, однородно распределенных в диэлектрической полимерной матрице. Основной недостаток такой системы заключается в том, что электропроводящие частицы изолированы друг от друга и, таким образом, не вносят необходимого вклада в сквозную проводимость композита, если, конечно, их концентрация не очень велика. При высокой же концентрации частиц механические свойства композита резко ухудшаются и материал становится жестким и хрупким. Поэтому создание композита, сочетающего в себе хорошие механические и электрические свойства, представляет непростую задачу [1]. Взрывное прессование (ВП) позволяет не только получать полимерные композиционные материалы (ПКМ) на основе трудноперерабатываемых термостойких полимеров, но и варьировать содержание наполнителя в широких пределах, а изменением

исходной пористости смеси и дисперсности наполнителя можно реализовывать условия получения композитов с различными физико-механическими свойствами, что открывает перспективы применения таких композиционных материалов при создании деталей и узлов повышенной надежности и долговечности [2,3].

В данной работе в качестве исследуемых материалов применялись ПКМ на основе полиарилата ДВ [4,5] с наполнением от 50 до 90 % об. порошками алюминия, железа (размер частиц до 45 мкм), меди, никеля (размер частиц до 30 мкм), вольфрама (размер частиц до 15 мкм). Эффективность взрывной обработки в значительной степени определяется способом нагружения, поэтому ВП металлонаполненного полиарилата осуществлялось скользящей ударной волной (УВ) при плоском нагружении с давлением прессования 0,67 ГПа, обеспечивающим получение качественных прессовок. С целью достижения необходимого уровня физико-механических свойств обработанные взрывом образцы металлонаполненного полиарилата были подвергнуты спеканию в свободном состоянии при температуре 260 °С [6].

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00344.

Измерение электрического сопротивления ПКМ проводили по четырехпроводной системе с использованием мультиметра типа 2000, обладающего широким измерительным диапазоном (от $100 \cdot 10^{-6}$ до $120 \cdot 10^6$ Ом). С целью избавления от погрешностей измерения, обусловленных контактным сопротивлением [7], исследуемые ПКМ зажимали между медными электродами специальной конструкции, обеспечивающими надежный контакт с прессовками по всем поверхностям соприкосновения. Микроструктурные исследования проводили методом оптической микроскопии на микроскопе *Olympus 61BX* в отраженном свете при 200-кратном увеличении.

Известно, что полиарилаты обладают хорошими диэлектрическими свойствами, которые практически не изменяются в широком интервале температур [4]. Главными факторами, определяющими образование проводящей сетки электропроводящего компонента в диэлектрической полимерной матрице с целью создания требуемого уровня электрических свойств ПКМ, является качество контактов, форма и размер проводящих частиц. Образование проводящих путей в двухфазной системе зависит от способности частиц электропроводящей фазы образовывать хороший электрический контакт при их соприкосновении или сближении. При наличии большого числа контактов между частицами в ПКМ любые изменения в свойствах контакта оказывают сильное влияние на электропроводимость материала [1]. Как известно [8], при ВП металлофторопластовых композиционных материалов при концентрациях металла более 50 % происходит образование сетки контактов (каркаса) за счет сварки металлических частиц. Кроме того, взрывная обработка композиционных смесей различных составов позволяет регулировать активность полимерной составляющей и ее способность к адгезионному взаимодействию с металлом, давая возможность реализации наиболее высокой адгезионной прочности соединения полимер-металл, что изменяет структуру граничного слоя, влияя на его проводящие свойства [2].

Электропроводящие свойства ПКМ чувствительны к деформациям: одноосное сжатие образцов приводит к значительному росту электропроводимости композитов в направлении деформирования из-за сближения частиц проводящего наполнителя [1]. Так как при ВП происходит интенсивная деформация, то целе-

сообразно исследование полученных материалов вдоль и поперек направления распространения ударного фронта (УФ).

Анализ результатов исследования электропроводящих свойств металлонаполненного (50 % об.) полиарилата показал, что ВП скользящей УВ сопровождается ростом электропроводимости ПКМ в зависимости от вида металлического наполнителя (рис. 1): наибольшей электропроводимостью обладает композиция полиарилата с медью (γ от $98 \cdot 10^3$ до $190 \cdot 10^3$ См/м), а наименьшей – с железом (γ от $18 \cdot 10^3$ до $30 \cdot 10^3$ См/м). При этом наблюдается анизотропия электропроводимости: вдоль направления распространения УФ она значительно выше (на 40–60 % в зависимости от вида металлического наполнителя), чем в поперечном направлении. Это связано не только с повышенным адгезионным взаимодействием между полимером и металлом, но и прежде всего с ориентацией частиц металла вдоль направления распространения УФ, реализацией более сильного контакта между частицами металлического наполнителя, вплоть до их сварки с образованием непрерывной электропроводящей фазы в виде длинных, связанных между собой цепочек контактирующих частиц проводящего наполнителя. Те частицы, ориентация которых не совпадает с направлением поля, снижают электропроводимость материала по сравнению с максимально возможной, что определяет значительно более низкое значение электропроводимости ПКМ в поперечном направлении распространения УФ.

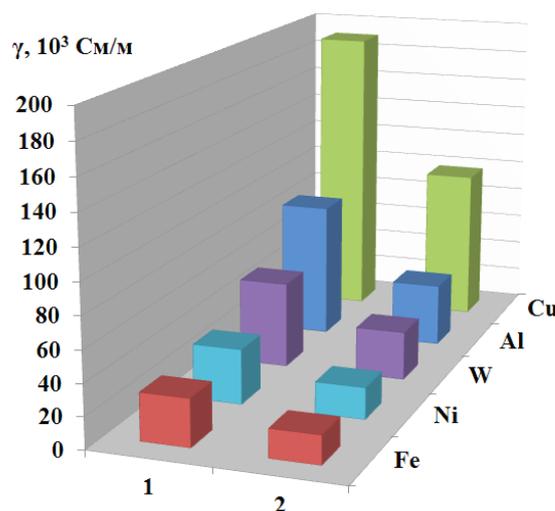


Рис. 1. Электропроводимость металлонаполненных ПКМ (50 % об.) на основе полиарилата после ВП и спекания при 260 °С:

1 – вдоль УФ; 2 – поперек УФ

Известно [1,9], что практически все попытки объяснения протекания тока в полимерной матрице, содержащей электропроводящие частицы, сводятся к теории перколяции (протекания), согласно которой электропроводимость при постоянном токе зависит от объемной доли электропроводящего наполнителя. Так, с увеличением содержания электропроводящего наполнителя в ПКМ растет число контактов между его частицами пропорционально квадрату концентрации наполнителя. Исследование металлонаполненных полиарилатов с различным содержанием металлов (50–90 % об.) показало, что наблюдается значительный рост электропроводимости вдоль направления распространения УФ, в то время как в поперечном направлении электропроводимость остается значительно меньшей (рис. 2).

Полученные результаты хорошо согласуются с литературными данными по электропроводимости применяемых металлов [10], т. е. наибольшей электропроводимостью обладает медь, наименьшей – железо. Различия в электропроводимости вдоль и поперек направления распространения УФ подтверждаются микроструктурными исследованиями композиций (рис. 3–5). Вдоль направления распространения

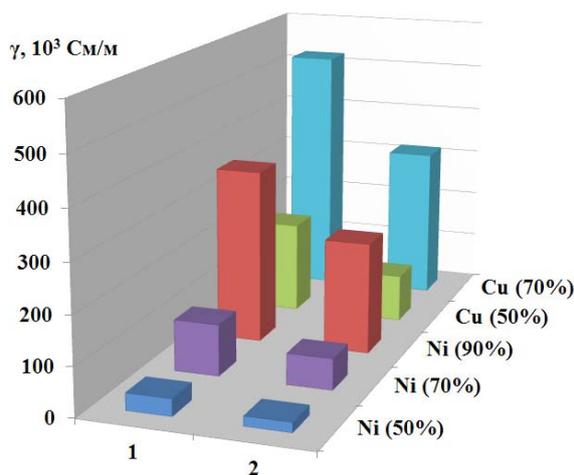


Рис. 2. Электропроводимость металлонаполненных ПКМ (50–90 % об.) на основе полиарилата после ВП и спекания при 260 °С:

1 – вдоль УФ; 2 – поперек УФ

УФ наблюдается значительная деформация металлических частиц независимо от вида металла, способствующая их ориентации, сварке в местах контакта, что обеспечивает беспрепятственное прохождение электрического тока через частицы металла. При этом более крупные частицы алюминия и железа образуют менее протяженные каналы, что также может снизить электропроводимость ПКМ.

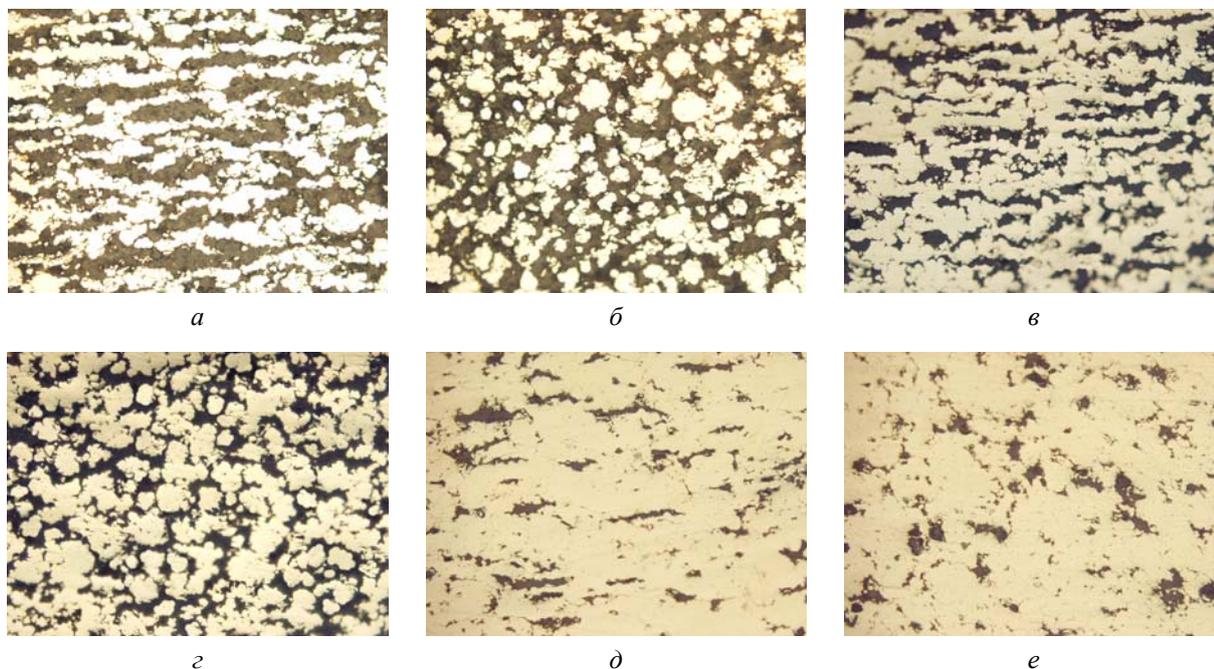


Рис. 3. Микроструктуры (×200) ПКМ на основе полиарилата с никелем после ВП и спекания при 260 °С:
 а, б – 50 % Ni; в, г – 70 % Ni; д, е – 90 % Ni; а, в, д – вдоль УФ; б, г, е – поперек УФ
 (темный фон – полимер, светлые включения – металл)

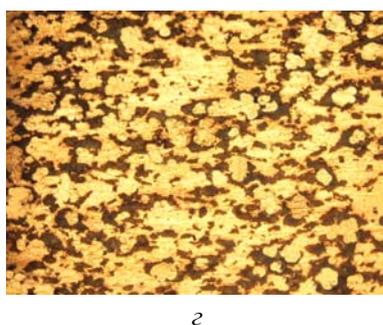
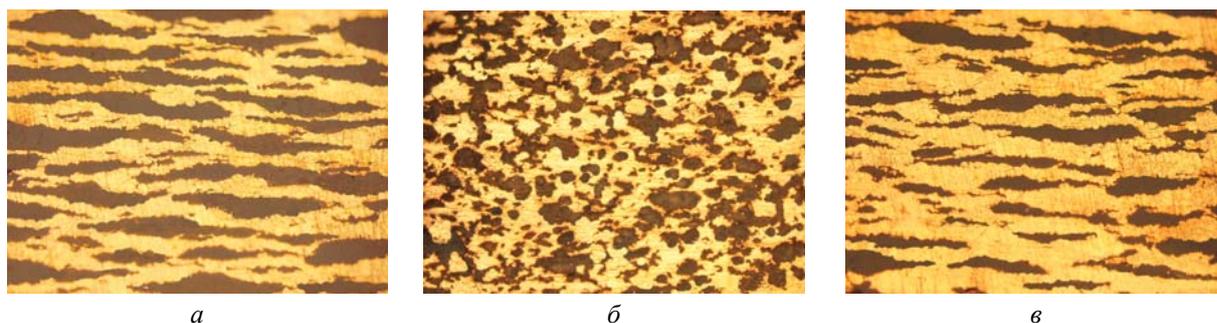


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 200$) ПКМ на основе полиакрилата с медью после ВП и спекания при 260 °С:
a, б – 50 % Cu; *в, г* – 70 % Cu; *a, в* – вдоль УФ; *б, г* – поперек УФ (темный фон – полимер, светлые включения – металл)

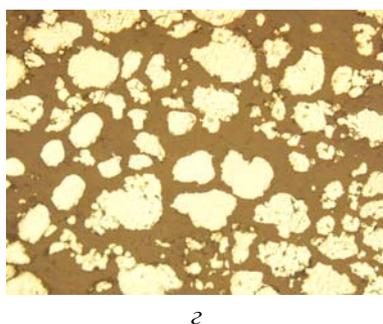
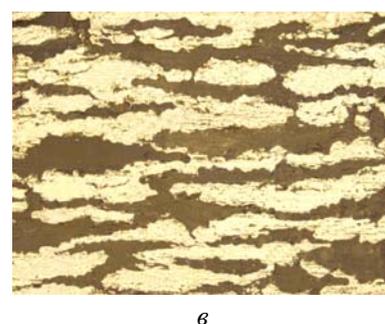
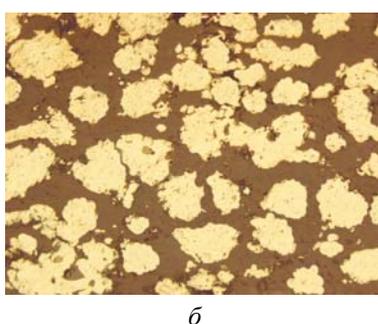
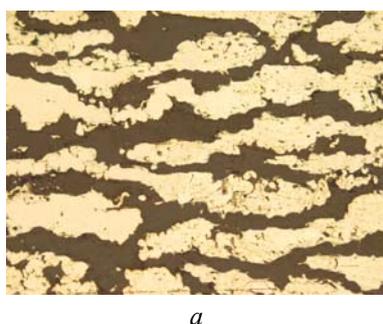


Рис. 5. Микроструктуры ($\times 200$) ПКМ на основе полиакрилата с 50 % об. Fe (*a, б*) и Al (*в, г*) после ВП и спекания при 260 °С:
a, в – вдоль УФ; *б, г* – поперек УФ (темный фон – полимер, светлые включения – металл)

Выводы

Взрывная обработка металлонаполненных полиакрилатов скользящей УВ обеспечивает интенсивную деформацию металлических частиц, их межчастичное взаимодействие, что сопровождается ростом электропроводности ПКМ. Это приводит к анизотропии электропроводности ПКМ: вдоль направления распространения УФ она значительно выше (на 40–60 %), чем в поперечном направлении, что связано с образованием контактов между металлическим наполнителем за счет деформации частиц

вдоль направления распространения УФ, их сварки по границам контакта с образованием электропроводящих каналов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Блайт, Э. Р. Электрические свойства полимеров / Э. Р. Блайт, Д. Блур; пер. с англ. – М.: Физматлит. – 2008. – 376 с.
2. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
3. Адаменко, Н. А. Термостойкие полимерные композиционные материалы, полученные взрывным прессова-

нием / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Г. В. Агафонова // Известия вузов. Химия и химическая технология. – 2006. – Т. 49, № 6. – С. 123–124.

4. *Аскадский, А. А.* Физико-химия полиарилатов / А. А. Аскадский. – М.: Химия, 1967. – 234 с.

5. *Макаров, В. Г.* Промышленные термопласты / В. Г. Макаров, В. Б. Коптенармузов. – М.: Химия, ЛОКОСС, 2003. – 208 с.

6. Структурные изменения полиарилата при взрывном прессовании порошков / Н. А. Адаменко, С. М. Залина, В. Н. Арисова, М. У. Хашиева // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 89–92.

7. *Гуль, В. Е.* Электропроводящие полимерные композиции / В. Е. Гуль, Л. З. Шенфиль. – М.: Химия, 1984. – 240 с.

8. Влияние взрывной обработки на теплофизические свойства меднофторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Проничев, И. В. Сергеев // Конструкции из композиционных материалов. – 2010. – № 4. – С. 28–35.

9. *Сажин, Б. И.* Электрические свойства полимеров / Б. И. Сажин, А. М. Лобанов, О. С. Романовская. – Л.: Химия, 1986. – 224 с.

10. *Корякин-Черняк, С. Л.* Электротехнический справочник / С. Л. Корякин-Черняк, О. Н. Партала, Ю. Н. Давиденко, В. Я. Володин. – СПб.: Наука и Техника. – 2009. – 464 с.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, С. М. Рыжова

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИАРИЛАТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Представлены результаты исследования влияния параметров взрывного прессования на термомеханические свойства полиарилатов. Установлено, что взрывная обработка полиарилатов на оптимальных параметрах приводит к уменьшению их термической деформируемости и смещению температур стеклования в область более высоких температур. Применение высоких давлений взрывного воздействия (от 2,2 до 3,8 ГПа) вызывает снижение теплостойкости и повышение деформируемости полиарилатов.

Ключевые слова: полиарилат, взрывное прессование, плотность, пористость, температура спекания, термомеханический анализ, температура стеклования, термическая деформируемость.

The results of research into the influence of parameters of explosive pressing of the thermo-mechanical properties of polyarylates. It is established, that the explosive processing of polyarylates leads to a reduction of their thermal deformability and the displacement of the glass transition temperature whilst experiencing high temperatures. Use of high-pressure explosive impact (from 2.2 to 3.8 GPa) calls for the reduction of heat-resistance and increased deformability polyarylates.

Keywords: polyarylate, explosive pressing, density, porosity, sintering temperature, thermo mechanical analysis, the glass transition temperature, thermal deformability.

Расширение температурных границ работоспособности деталей и узлов машин из полимерных материалов достигается применением термостойких полимеров [1]. Одним из перспективных термопластов конструкционного назначения является полиарилат, который наряду с хорошими физико-механическими показателями, теплостойкостью и диэлектрическими свойствами обладает ограниченной перерабатываемостью, обусловленной высокими вязкостью расплава и температурой размягчения, близкой к температурам начала деструктивных процессов. Взрывное прессование (ВП) представляет собой высокоэнергетический процесс нагружения материалов и является перспективным способом получения заготовок из трудно-

перерабатываемых термостойких полимеров [2,3]. В результате такой обработки в них происходят глубокие структурные и фазовые превращения, которые существенно влияют на свойства получаемых материалов.

В качестве исследуемых материалов применялись сложные гетероцепные полиэферы на основе двухатомных фенолов и ароматических дикарбоновых кислот – полиарилаты ДВ и Ф-1 [1,4] в виде порошков с насыпной плотностью 0,3–0,4 Мг/м³. ВП порошков полиарилатов осуществлялось скользящей ударной волной (УВ) давлениями 0,67–3,8 ГПа. Для сравнения были получены образцы полиарилатов статическим прессованием (СП) при давлении 0,7 ГПа.

Исследование теплофизических характеристик и деформируемости в широком интервале температур проводилось методом термомеханического анализа (ТМА). Для проведения ТМА

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00344.

использовался прибор ТМИ-1, обеспечивающий измерение и регистрацию деформаций, возникающих при одноосном сжатии, которое осуществлялось через пуансон с фиксированной нагрузкой 0,5 Н и скоростью нагрева 3 град/мин. В экспериментах применялись прямоугольные образцы высотой 2,5–3,5 мм. Измерение плотности осуществлялось гидростатическим взвешиванием на электронных аналитических весах *SHINKO HTR-220CE*.

Известно, что начальная пористость может оказывать существенное влияние на процесс ВП полимерных порошков. Фактически наличие исходных пор в обрабатываемом полимере создает свободное пространство, в котором полимерные частицы перемещаются в процессе высокоскоростного уплотнения. Чем больше свободное пространство, тем выше скорость соударения и трения частиц друг о друга, тем большие изменения претерпевают их поверхности и тем большая вероятность их активации в УВ. Однако в этом случае возникает опасность резкого повышения температуры в результате соударения и пластической деформации частиц, что может вызвать как деструкцию полимера, так и нарушение целостности прессовки, что снижает прочностные характеристики материала [3]. Таким образом, с целью избежания разрушения прессовок перед ВП проводилась предварительная подпрессовка порошков давлениями от 0,1 до 40 МПа для снижения величины их исходной пористости до 40–50 % [5]. ВП полиарилатов с разной пористостью осуществлялось при давлении 0,67 ГПа. Установлено, что максимальной плотностью после ВП полиарилат ДВ обладает после предварительной подпрессовки давлениями 10 МПа ($1,13 \text{ Мг/м}^3$), а полиарилат Ф-1 после подпрессовки давлением 30 МПа ($1,21 \text{ Мг/м}^3$). Применение заряда ВП с большей скоростью детонации, обеспечивающего повышение давления ВП до 2,2–3,8 ГПа, приводит к снижению плотности материалов (рис. 1), что обусловлено деструкцией полимера.

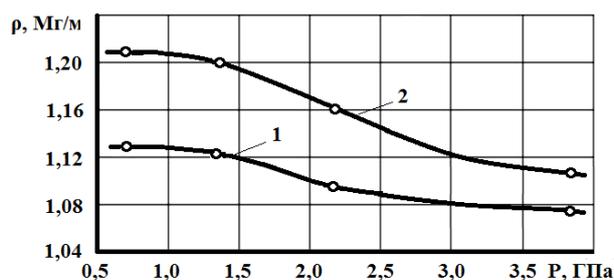


Рис. 1. Зависимость плотности прессовок полиарилатов ДВ (1) и Ф-1 (2) от давления ВП

Окончательной технологической операцией, формирующей структуру и физико-механические свойства полимерных материалов, является спекание. Спрессованным взрывом полимерным образцам необходимо дополнительное спекание для снятия внутренних напряжений и получения монолитного материала с однородной структурой и необходимым комплексом физико-механических свойств. Полученной взрывной обработкой качественной (без трещин, расслоений и других дефектов) полимерной прессовке требуется проведение спекания по такому режиму, чтобы при тепловом воздействии на полимер у прессовки не возникли новые дефекты. Как известно [6], монолитизация частиц аморфно-кристаллического полимера происходит при переходе полимера в вязкотекучее состояние или при плавлении кристаллической фазы. Температура спекания для каждого полимера определяется температурой размягчения (кристаллизации или стеклования). При спекании полиарилатов следует учитывать, что температура разложения аморфной фазы (200–280 °С) ниже, чем температура плавления кристаллитов (255–320 °С).

Как показывают ранее проведенные исследования [5], оптимальная температура спекания прессовок полиарилата ДВ после ВП составляет 260 °С. При этом взрывное воздействие, усиливающее межмолекулярное взаимодействие, позволяет спекать заготовки из полиарилата ДВ в свободном состоянии в отличие от компрессионного спекания, обеспечивая равномерную усадку прессовок и получение материалов с высокой плотностью. При спекании в свободном состоянии жесткоцепного стеклообразного полиарилата Ф-1 происходит интенсивное снижение плотности материала из-за разрыхления структуры в области температуры стеклования и образования пористости (рис. 2, кривая 1). Поэтому с целью избавления от остаточной пористости (от 8 до 10 %) и достижения максимальной плотности ($1,3 \text{ Мг/м}^3$) прилагалось давление при спекании (рис. 2, кривая 2). При выборе давления при спекании полиарилата Ф-1 после ВП учитывалось повышение межмолекулярного взаимодействия при взрывном нагружении полимера, поэтому оно не так велико ($P = 0,2 \text{ МПа}$), как при горячем прессовании (до 150 МПа) [6].

Известно [3,7], что у порошкообразных полимерных материалов, подвергнутых воздействию высоких энергий, наблюдается ряд структурных преобразований, их интенсификация

при нагреве и т. п. ТМА не только эффективен при исследовании теплофизических характеристик и деформируемости материалов в широ-

ком интервале температур, но и выявляет происходящие при технологической обработке структурообразования [8,9].

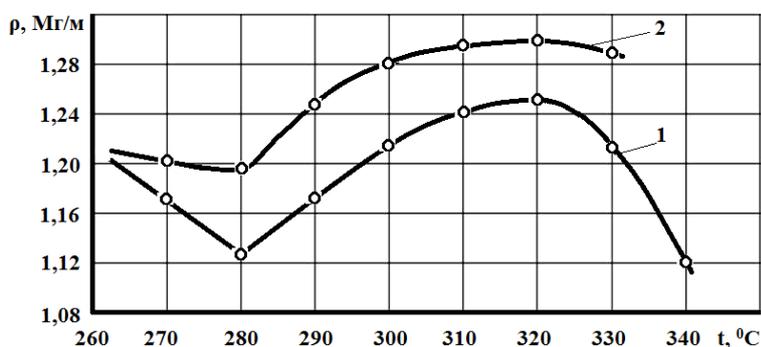


Рис. 2. Зависимость плотности полиарилата Ф-1 от температуры спекания в свободном состоянии (1) и под давлением P = 0,2 МПа (2)

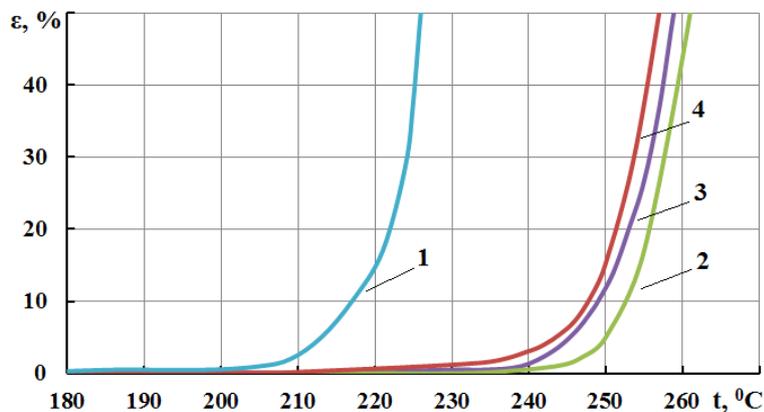


Рис. 3. Термомеханические кривые полиарилата ДВ после СП (1) и ВП при давлениях: 2 – 0,67 ГПа; 3 – 2,2 ГПа; 4 – 3,8 ГПа (температура спекания 260 °C)

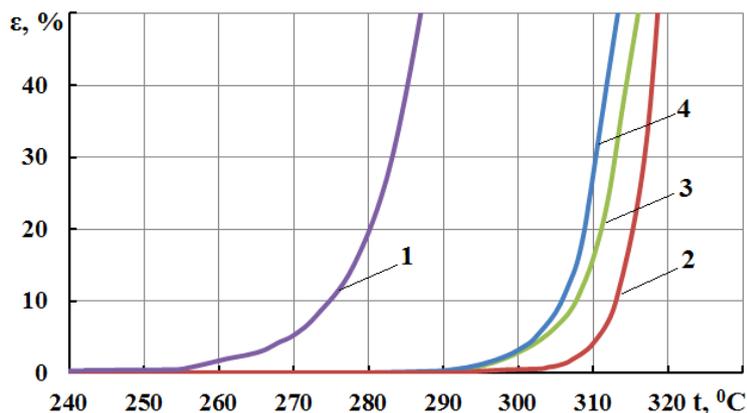


Рис. 4. Термомеханические кривые полиарилата Ф-1 после СП (1) и ВП при давлениях: 2 – 0,67 ГПа; 3 – 2,2 ГПа; 4 – 3,8 ГПа (температура спекания 320 °C)

Термомеханические исследования полиарилатов ДВ (рис. 3) и Ф-1 (рис. 4) показали, что ход термомеханических кривых (ТМК) после ВП давлениями 0,67–3,8 ГПа и спекания при оптимальных температурах одинаков для всех

значений давления взрывного воздействия (рис. 3 и 4, кривые 2–4) и не отличается от хода ТМК после СП (рис. 3 и 4, кривые 1). Но ВП приводит к смещению температур стеклования на 30–35 °C в область более высоких темпера-

тур, что связано с увеличением межчастичного взаимодействия и возможной упорядоченностью структуры полиарилатов при взрывной обработке и подтверждается значительно меньшей деформацией полимеров в области температуры стеклования. В результате ВП давлением 0,67 ГПа и последующего спекания полиарилатов температура стеклования достигает наибольшего значения (250 °С для ДВ и 310 °С для Ф-1). Повышение давления взрывного воздействия до 2,2–3,8 ГПа способно вызвать в полимерной прессовке более высокий уровень напряжений, деструкцию полимера и др., сни-

жающие межмолекулярное взаимодействие и плотность прессовки, что приводит к некоторому снижению температуры стеклования до 245 °С у полиарилата ДВ и 305 °С у полиарилата Ф-1. Также наблюдается значительное увеличение деформируемости получаемых материалов в области температур стеклования (табл. 1 и 2). Полученные данные ТМА подтверждают, что оптимальной является взрывная обработка полиарилатов ДВ и Ф-1 при давлении 0,67 ГПа. Термомеханические характеристики полиарилатов после различных обработок приведены в табл. 1 и 2.

Таблица 1

Термомеханические характеристики полиарилата ДВ после различных видов обработки (температура спекания 260 °С)

Обработка	Давление прессования, ГПа	Температура стеклования, °С	Относительная деформация (%) при температурах, °С				
			210	220	230	240	250
СП	0,7	215	2,6	14,8	–	–	–
ВП	0,67	250	0,1	0,1	0,1	0,5	4,9
	2,2	245	0,1	0,1	0,5	1,3	11,8
	3,8	245	0,1	0,2	1,3	3,1	15,4

Таблица 2

Термомеханические характеристики полиарилата Ф-1 после различных видов обработки (температура спекания 320 °С)

Обработка	Давление прессования, ГПа	Температура стеклования, °С	Относительная деформация (%) при температурах, °С				
			270	280	290	300	310
СП	0,7	275	5,3	19,4	–	–	–
ВП	0,67	310	0,1	0,1	0,1	0,5	4,1
	2,2	305	0,1	0,1	0,3	2,9	16
	3,8	305	0,1	0,1	0,5	3,2	27,8

Выводы

1. Получение качественных высокоплотных прессовок из порошков термостойких полиарилатов ДВ и Ф-1 зависит от давления взрывной обработки и исходной пористости образцов, и оптимальным является давление ВП 0,67 ГПа.

2. Взрывная обработка с последующим спеканием при 260 °С в свободном состоянии полиарилата ДВ и спеканием под давлением при температуре 320 °С полиарилата Ф-1 приводит к уменьшению их термической деформируемости и повышению температуры стеклования, что свидетельствует об улучшении теплостойкости полимеров. Применение высоких давлений ВП (от 2,2 до 3,8 ГПа) вызывает снижение теплостойкости и повышение деформируемости полиарилатов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Макаров, В. Г. Промышленные термопласты / В. Г. Макаров, В. Б. Коптенармузов. – М.: Химия, ЛОКОСС, 2003. – 208 с.
2. Ударно-волновая обработка полимеров и полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, А. В. Фетисов, Г. В. Агафонова // Физика и химия обработки материалов. – 2006. – № 5. – С. 20–24.
3. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
4. Аскадский, А. А. Физикохимия полиарилатов / А. А. Аскадский. – М.: Химия, 1967. – 234 с.
5. Адаменко, Н. А. Структурные изменения полиарилата при взрывном прессовании порошков / Н. А. Адаменко, С. М. Залина, В. Н. Арисова, М. У. Хашиева // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 89–92.

6. Михайлин, Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб.: Профессия, 2006. – 624 с.

7. Adamenko, N. A. Study of the effect of explosive pressing on the structure and properties of polymers and composite materials (статья на вьетнамском языке) / N. A. Adamenko, N. H. Nguyen, G. V. Agafonova, H. A. Pham // Journal of Chemistry (in Viet Nam), 2008. – Т. 46. – № 6. – Р. 728–732.

8. Крыжановский, В. К. Применение термомеханического анализа для оценки технологических свойств полимерных материалов / В. К. Крыжановский, В. В. Бурлов, А. Д. Паниматченко // Пластические массы. – 2002. – № 3. – С. 18–21.

9. Адаменко, Н. А. Термомеханические свойства медно-фторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. Х. Фам // Пластические массы. – 2006. – № 12. – С. 13–16.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев, П. А. Бессонов, А. С. Рыбин

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИИМИД-ФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе проведены сравнительные исследования влияния статического и взрывного прессования с последующей термической обработкой на термомеханические свойства полиимида с 30 и 50 % фторопласта-4. Установлено усиление межмолекулярного взаимодействия полимеров после взрывного прессования, которое приводит к значительному снижению термомеханических деформаций, теплового расширения и повышению температур размягчения. Показано, что наиболее выгодным является применение спекания в замкнутом состоянии вследствие интенсификации процессов взаимодействия между полимерами.

Ключевые слова: полиимид, фторопласт-4, композиционный материал, взрывное прессование, термомеханический анализ, тепловое расширение.

In this article, the comparative research of the influence of static and explosive pressing with subsequent heat treatment on the thermomechanical properties of the polyimide with 30 and 50% fluoroplastic-4. It has been determined increasing intermolecular interaction of polymers after explosive pressing, which leads to a significant reduction in the thermomechanical deformations, heat expansion and increased softening points. It is shown that the most beneficial is the use of sintering in a closed state, due to the intensification of the processes of interaction between the polymers.

Keywords: polyimide, fluoroplastic-4, composite material, explosive pressing, thermomechanical analysis, heat expansion.

В узлах трения современной техники все более широкое распространение находят антифрикционные термостойкие термопластичные полимеры, способные длительно работать в тяжелых условиях эксплуатации [1]. К таким полимерам относятся полиимиды, обладающие высокими механическими и антифрикционными свойствами, термо- и коррозионной стойкостью [2, 3]. Для повышения работоспособности в термостойкие полимеры вводят до 30–50 % об. фторопласта-4 (Ф-4), который позволяет значительно снизить коэффициент трения и улучшить прирабатываемость полимерных триботехнических деталей, тем самым существенно повышая их эксплуатационные характеристики [4]. Такие детали получают литьем под давлением или компрессионным прессованием [2], однако высокая вязкость и склонность Ф-4 к агломерации не всегда позволяют добиться

его равномерного распределения в структуре полимерного композиционного материала (ПКМ), что снижает их прочностные свойства [5], поэтому при получении таких ПКМ актуальны методы порошковой металлургии [6].

Взрывное прессование (ВП) порошковых смесей полимеров является перспективным способом получения ПКМ с высокими физико-механическими свойствами, при котором реализация одновременно высоких давлений, скоростей нагружения и температур способствует повышению межмолекулярного взаимодействия между полимерами [4].

Целью работы являлось изучение влияния ВП на термомеханические свойства полиимид-фторопластовых ПКМ. В работе проводили сравнительные исследования влияния статического и взрывного прессования на термомеханические свойства и структуру ПКМ на основе полиимида ПМ-69 (ГОСТ 25288–82), наполненного 30 и 50 % об. Ф-4 (ГОСТ 10007–80).

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00344.

Объемное содержание компонентов в ПКМ обеспечивали смешиванием навесок полимеров заданной массы (с точностью до 0,01 г.), взвешенных на лабораторных электронных весах *OHAUS-123*. ПКМ получали статическим пресованием (СП) в пресс-формах давлением 0,3 ГПа и ВП в цилиндрических ампулах давлением в ударном фронте 0,2–0,3 ГПа [4]. Спекание при температуре 390 °С ПКМ после СП проводили как в свободном, так и замкнутом состоянии, ПКМ после ВП спекали только в замкнутом состоянии. Плотность определяли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах *Shinko HTR-220CE* согласно ГОСТ 15139–69. Значения пористости ПКМ определяли соотношением измеренной плотности к теоретической. Термомеханический анализ (ТМА) проводили на приборе ТМИ-1 по стандартной методике, основанной на пенетрации цилиндрического индентора (диаметром 1,1 мм) в полимер под нагрузкой 1 Н. Образцы для экспериментов имели высоту 3 мм, диаметр 6 мм. Температуры размягчения (стеклования) определяли по характерным изгибам термомеханической кривой. Для всестороннего изучения особенностей термического поведения ПКМ,

особенно с учетом больших объемных изменений Ф-4 при плавлении кристаллической фазы (20–25 %) [2], исследовали тепловое расширение [7]. Тепловое расширение ПКМ определялось по специально разработанной на базе ТМИ-1 методике, основанной на простой форме дилатометрического анализа [8]. Микроструктуры материалов исследовали на оптическом микроскопе *Olympus 61BX*.

Исследования показали, что независимо от способа получения образцов характер термомеханических кривых одинаков (рис. 1, 2): на кривых наблюдаются изгибы, соответствующие температурам размягчения (t_p), которые определяют переход из одного физического или фазового состояния в другое [3]. Ниже t_p на кривых наблюдаются небольшие значения деформаций пенетрации, обусловленные стеклообразным состоянием полиимида и высокоэластическим Ф-4. При нагреве выше t_p деформации пенетрации резко возрастают и достигают максимальных значений, что связано с превышением температур переходов полиимида из стеклообразного состояния в высокоэластическое ($t_p=290$ °С) и плавлением кристаллической фазы Ф-4 ($t_{пл}=327$ °С).

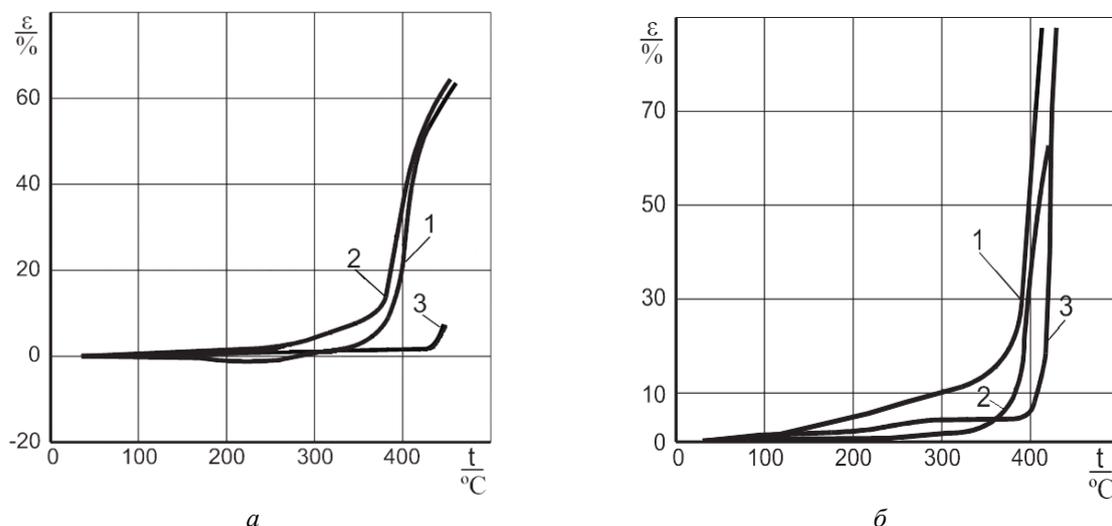


Рис. 1. Термомеханические кривые ПКМ после СП с 30 % (а); 50 % (б) содержанием Ф-4: 1 – без спекания; 2 – со спеканием в свободном состоянии; 3 – со спеканием в замкнутом состоянии

Спекание в свободном состоянии ПКМ после СП неоднозначно влияет на ход термомеханических кривых. Так, при 30 %-ном содержании Ф-4 наблюдается понижение t_p на 5 °С (рис. 1, кривые 2) и повышение максимальных деформаций пенетрации в 1,6 раза (с 22 до 35 %). При более высоком содержании Ф-4 (50 %) t_p также снижается (на 6 °С), но при этом происхо-

дит и уменьшение деформаций в 1,6 раза (с 58 до 36 %). Данные закономерности, очевидно, связаны со снижением плотности и повышением пористости ПКМ (табл. 1), вызванными разрыхлением структуры в результате значительных объемных изменений (до 25 %) Ф-4, разрывающих слабые межмолекулярные связи компонентов при спекании в свободном со-

стоянии и повышающих дефектность структуры. Это подтверждается в ПКМ с 30 %-ным содержанием Ф-4 более интенсивным (с 1430 до 1070 кг/м³) снижением плотности, чем при 50 % (с 1620 до 1460 кг/м³), и приводит не только к снижению температур размягчения, но и повышению деформируемости ПКМ. При

этом с увеличением концентрации Ф-4 с 30 до 50 % происходит небольшой рост (на 5–6 °С) температур размягчения ПКМ как после СП без спекания, так и со спеканием в свободном состоянии, что, очевидно, объясняется изменением закономерностей структурообразования [1, 6].

Таблица 1

Характерные температуры и деформации ПКМ полиимид+Ф-4

Концентрация Ф-4, %	Способ получения	Спекание	В замкнутом состоянии	ρ , кг/м ³	Π , %	t_p , °С	Деформации (%) при различных температурах (°С)			
							250	300	350	400
30	СП	–	–	1430	11,2	379	–1	1	3	22
		+	–	1070	33,5	374	2	4	8	35
		+	+	1570	6,2	420	1	3	3	3
	ВП	+	+	1580	1,9	436	1	1	1	2
50	СП	–	–	1620	7,4	385	8	10	14	58
		+	–	1460	16,6	379	1	1	3	36
		+	+	1730	4,6	398	3	4	5	6
	ВП	+	+	1740	0,6	432	1	1	1	1

Спекание в замкнутом состоянии (рис. 1, кривые 3), в отличие от свободного, приводит как к снижению температур размягчения, так и деформаций пенетрации: при содержании Ф-4 30 и 50 % t_p повышается на 46 °С (с 374 до 420 °С) и 19 °С (с 379 до 398 °С), а деформации снижаются в 11,7 раза (с 35 до 3 %) и в 6 раз (с 36 до 6 %) соответственно. Более высокое межмолекулярное взаимодействие в ПКМ, полученных со спеканием в замкнутом состоянии, обусловлено действием повышенного давления, при ко-

тором усиливается контакт между макромолекулами, активизируется их взаимное перемешивание с появлением диффузионной зоны и интенсифицируются реакции в полимерах [9].

Установлено, что по сравнению со СП применение ВП с последующим спеканием в замкнутом состоянии позволяет существенно снизить деформации пенетрации и повысить температуры размягчения ПКМ (рис. 2). После ВП при 30 %-ной концентрации Ф-4 значения деформаций не превышают 2 %, что в 1,5 раза

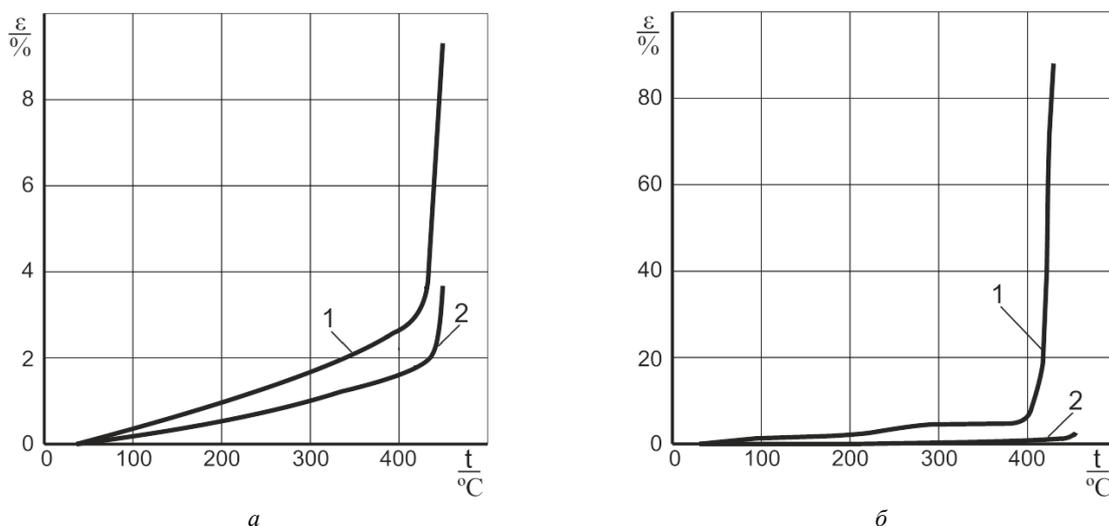


Рис. 2. Термомеханические кривые ПКМ после спекания в замкнутом состоянии: а – 30 %; б – 50 % Ф-4: 1 – СП; 2 – ВП

меньше, чем у ПКМ после СП (3 %). С увеличением концентрации Ф-4 до 50 % деформации снижаются до 1 % для ПКМ после ВП, то есть в 6 раз по сравнению со СП. При этом ВП способствует повышению температуры размягчения ПКМ с 420 до 436 °С и с 398 до 432 °С при наполнении 30 и 50 % Ф-4 соответственно (табл. 1). Это объясняется более высоким межмолекулярным взаимодействием между полимерами после ВП, приводящим к лучшей монолитизации ПКМ, что подтверждается их более высокой плотностью и меньшей пористостью образцов. Интенсификация межмолекулярного взаимодействия в ПКМ после ВП происходит за счет ударно-волновой активации структуры полимеров [4]. Увеличение концентрации Ф-4 с 30 до 50 % приводит к снижению t_p на 22 и на 4 °С для ПКМ, полученных СП и ВП (со спеканием в замкнутом состоянии) соответственно. Существенно меньшее снижение t_p ПКМ еще раз подтверждает прохождение более выгодных процессов структурообразования при ВП.

Согласно проведенному ТМА, спекание в замкнутом состоянии обеспечивает лучшую монолитизацию полимеров и межмолекулярное взаимодействие в ПКМ, поэтому тепловое расширение исследовали на образцах, спеченных в замкнутом состоянии. На кривых теплового расширения наблюдаются характерные температурные переходы: t_1 , t_2 , t_3 , которые соответствуют определенным физическим и фазовым переходам [6]. В температурном интервале до t_1 (рис. 3, табл. 2) происходит небольшое увеличение деформации, связанное со стабильностью высококристаллической структуры Ф-4 и стеклообразного состояния полиимида. В интервале t_1 – t_2 наблюдается резкий скачок деформации, обусловленной плавлением кристаллической фазы Ф-4 и размягчением полиимида. Выше t_3 400–415 °С происходит дальнейшее расширение,

связанное с увеличением теплового движения макромолекул в вязкотекучем состоянии.

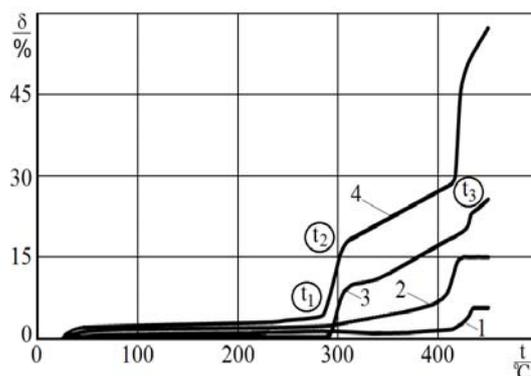


Рис. 3. Тепловое расширение ПКМ, полученных ВП (1, 3) и СП (2, 4) со спеканием в замкнутом состоянии: 1, 2 – 30 %; 3, 4 – 50 %

Как следует из кривых теплового расширения (рис. 3), максимальные деформации (δ_{420} =420 °С) ПКМ с 30 %-ным наполнением Ф-4 после ВП в 7 раз меньше (2 %), чем после СП (14 %), что обусловлено повышенным межмолекулярным взаимодействием [7]. Увеличение концентрации Ф-4 до 50 % приводит к значительному росту теплового расширения как в случае СП (в 2 раза с 17 до 35 %), так и ВП (в 2,1 раза с 9 до 19 %). Температура t_3 (табл. 2), характеризующаяся значительным ростом деформаций Ф-4, наблюдается только на кривых ПКМ с 50 % Ф-4, что связано с повышением количества Ф-4, плавление которого происходит с большими объемными изменениями, что оказывает существенное влияние на поведение ПКМ. Уменьшение содержания Ф-4 до 30 % привело, вероятно, к его полному переходу в межфазный слой и снижению деформируемости ПКМ после ВП. Как показали сравнительные результаты, теплостойкость ПКМ после ВП с 30 % Ф-4 повышается до 435 °С, а с 50 % Ф-4 – до 426 °С.

Таблица 2

Характерные температуры и деформации теплового расширения ПКМ полиимид+Ф-4

Концентрация Ф-4, %	Способ получения	t_1 , °С	δ_1 , %	t_2 , °С	δ_2 , %	t_3 , °С	δ_3 , %	δ_{420} (при 420 °С), %
30	СП	408	8	421	15	–	–	14
	ВП	418	3	435	6	–	–	2
50	СП	283	4	310	17	416	29	35
	ВП	289	1	310	9	426	20	19

Вывод

Результаты термомеханических испытаний свидетельствуют, что при ВП ПКМ обеспечи-

вается более интенсивное межмолекулярное взаимодействие полиимида и Ф-4 и приводит к снижению термических деформаций матери-

ала и повышению температур размягчения, что является результатом быстротечного действия высоких энергий взрыва в отличии от СП. При этом наиболее выгодным является применение спекания в замкнутом состоянии, которое повышает силовое воздействие на ПКМ вследствие компенсации теплового расширения и способствует монолитизации материала, что приводит к улучшению его физико-механических свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Головкин, Г. С. Научные основы производства изделий из термопластичных композиционных материалов / Г. С. Головкин, В. П. Дмитренко. – М.: РУСАКИ. – 2005. – 472 с.
2. Справочник по пластическим массам / под ред. В. М. Катаева, В. А. Попова, Б. И. Сажина. – Изд. 2-е, перераб. и доп. В 2 т. – М.: Химия, 1975. – Т. 1. – 448 с.

3. Михайлин, Ю. А. Термостойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб.: Профессия, 2006. – 624 с.

4. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.

5. Будник, А. Ф. Влияние процесса смешения наполнителей и матрицы на технологию композитного материала на основе политетрафторэтилена / А. Ф. Будник, П. В. Руденко, М. В. Бурмистр // Вестник Сумского государственного университета. – 2007. – № 1. – С. 72–79.

6. Тагер, А. А. Физикохимия полимеров / А. А. Тагер. – Изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Научный мир, 2007. – 546 с.

7. Тейтельбаум, Б. Я. Термомеханический анализ полимеров / Б. Я. Тейтельбаум. – М.: Химия. – 1979, 234 с.

8. Адаменко, Н. А. Термомеханические свойства меднофторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. Х. Фам // Пластические массы. – 2006. – № 12. – С. 13–16.

9. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие / М. Л. Кербер [и др]; под ред. А. А. Берлина. – СПб.: Профессия, 2008. – 566 с.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев, В. С. Трифионов, Д. В. Проничев

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БРОНЗОФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе исследовано влияние интенсивности взрывной обработки на тепловое расширение и теплопроводность антифрикционных композиционных материалов на основе фторопласта-4, содержащих 10 и 30 % дисперсной бронзы. Установлено, что интенсификация взрывной обработки обеспечивает понижение термического коэффициента объемного расширения и повышение теплопроводности композиционных материалов за счет усиления адгезионного взаимодействия в системе полимер–металл.

Ключевые слова: фторопласт-4, дисперсная бронза, взрывная обработка, ударное давление, композиционный материал, тепловое расширение, теплопроводность, адгезионное взаимодействие.

In work influence of intensity of explosive treatment on heat expansion and heat conductivity of antifrictional composite materials on a basis fluoroplast-4, containing 10 and 30 % of disperse bronze is investigated. It is established that intensification of the explosive treatment leads to fall temperature factor of volume expansion and increase heat conductivity of composite materials that is connected with strengthening of adhesive interaction in system polymer-metal.

Keywords: fluoroplast-4, disperse bronze, explosive treatment, shock pressure, composite material, heat expansion, heat conductivity, adhesive interaction.

В узлах трения машиностроительного оборудования широко применяются материалы на основе фторопласта (Ф-4, политетрафторэтилена), обладающего высокими антифрикционными свойствами, химической инертностью и термостойкостью, что ставит его в ряд перспективных полимеров для создания самосмазывающихся композиций. Однако низкие прочностные свойства и износостойкость, высокая

хладотекучесть Ф-4 ограничивают эксплуатационные свойства антифрикционных изделий на его основе [1, 2]. Создание композиционных материалов (КМ) введением во Ф-4 до 30 % об. различных порошкообразных неорганических материалов позволяет увеличить износостойкость в 250–1000 раз, прочность при сжатии в 1,5–2,0 раза, а также снизить хладотекучесть [1, 2]. Однако из-за низкого адгезионного взаимодействия между Ф-4 и наполнителем происходит снижение прочности при растяжении, относительного удлинения и ударной вязкости,

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00344.

что не позволяет в полной мере решить проблему повышения эксплуатационных свойств антифрикционных изделий. При этом введение во Ф-4 большего количества упрочняющей фазы (более 30 % об.) приводит к резкому падению физико-механических свойств КМ на основе Ф-4 [1]. Повысить эксплуатационные свойства КМ на основе Ф-4 можно путем усиления адгезионного взаимодействия между матрицей и наполнителем [1]. Наиболее перспективно использование в антифрикционных деталях в качестве наполнителей Ф-4 бронзы, которая значительно улучшает их триботехнические характеристики [1, 2].

Использование энергии взрыва для прессования порошковых смесей полимеров с наполнителем является перспективным направлением развития способов получения полимерных КМ высокоэнергетическим воздействием, обеспечивающим одновременно формование, термодинамическую активацию и консолидацию порошков адгезионноинертных трудноперерабатываемых полимеров и металлов [3].

Целью работы являлось изучение влияния режимов взрывного прессования (ВП) на теплофизические свойства: термический коэффициент объемного расширения (ТКОР, β) и коэффициент теплопроводности (λ) равноплотных фторопластовых композиционных материалов, содержащих от 10 до 30 % об. порошкообразной бронзы ПБрО5Ц5С5, с размером частиц 14–150 мкм.

Получение КМ осуществлялось ВП бронзофторопластовых смесей в стальных ампулах. Смеси приготавливались сухим смешиванием порошков Ф-4 и бронзы, которые перед ВП статически подпрессовывались в ампулах для достижения оптимальной пористости смеси (30–40 %) [3]. Изменение интенсивности ВП осуществлялось вариацией скорости детонации инициируемого заряда взрывчатого вещества, что позволяло изменять давление в ударном фронте (P) от 0,1 до 0,6 ГПа [4]. Спекание КМ проводили в свободном состоянии при температуре 380 °С с выдержкой 20 мин на один миллиметр толщины образца.

Объемное тепловое расширение КМ на основе Ф-4 определялось на установке термомеханического анализа ТМИ-1 по оригинальной методике, основанной на простой форме дилатометрического анализа [5]. ТКОР определяли по следующей формуле:

$$\beta = \frac{1}{h_0} \cdot \frac{\Delta h}{\Delta t},$$

где Δh – приращение высоты образца в заданном интервале температур; $\Delta t = t_2 - t_1$ – разность температур в заданном интервале; h_0 – начальная высота образца при 22 °С. При анализе термического поведения КМ удобнее пользоваться средними значениями ТКОР в интервале температур [6], где $t_1 = \text{const}$, поэтому температура $t_1 = 22$ °С, а t_2 соответствовала температуре нагрева (от 23 до 415 °С).

Теплопроводность измерялась на установке КИТ-02Ц «Теплофон» при комнатной температуре (22 °С) по стандартной методике в диапазоне от 1 до 400 Вт/м·К. Поверхности образцов, соприкасающиеся с электродами, полировали и смазывали термопастой «Титан» для снижения теплового сопротивления. Микроструктурные исследования осуществляли с помощью оптического микроскопа *Olympus 61BX* с увеличением $\times 200$.

На кривых термического расширения КМ Ф-4+бронза, микроструктуры которых представлены на рис. 1, наблюдаются характерные участки (рис. 2), соответствующие определенным фазовым (аморфное и кристаллическое) и физическим состояниям (высокоэластическое и вязкотекучее) Ф-4, интервал которых определяется температурами перехода t_1 (температура начала плавления кристаллической фазы Ф-4), t_2 (температура завершения плавления кристаллической фазы Ф-4) и t_3 (415 °С – температура термоокислительной деструкции Ф-4), значения которых и соответствующие им ТКОР указаны в табл. 1. В температурном интервале до t_1 происходит небольшое увеличение ТКОР (до $9\text{--}37 \cdot 10^{-5}$ 1/°С), связанное со стабильной высококристаллической структурой Ф-4. В интервале $t_1\text{--}t_2$ наблюдается резкий скачок ТКОР (до $56\text{--}100 \cdot 10^{-5}$ 1/°С), обусловленный плавлением кристаллической фазы Ф-4 ($t_{\text{пл}} = 327$ °С), так как упорядоченная структура разориентирована, в результате чего удельный объем полимера возрастает на 20–30 % [6]. В интервале $t_2\text{--}t_3$ °С происходит равномерный рост ТКОР до $63\text{--}185 \cdot 10^{-5}$ 1/°С, связанный с дальнейшим расширением аморфной фазы Ф-4 в результате снижения межмолекулярного взаимодействия и повышения тепловых колебаний макромолекул [1]. При температурах, близких к 415 °С, у образцов, полученных на слабых режимах ВП, наблюдается резкий скачок ТКОР, что, очевидно, связано с разрывом адгезионных связей между полимером и металлом.

Существенные различия в значениях ТКОР КМ, полученных при различных режимах ВП, обнаруживаются только при температурах выше температуры плавления кристаллической фазы Ф-4. Как следует из экспериментально полученных зависимостей (рис. 2, а) максимальное тепловое расширение (при t_2-t_3) КМ с 10 %-ным содержанием бронзы после ВП при высоких ударных давлениях ($P = 0,4-0,6$ ГПа) (без спекания)

в 1,3–2,0 раза меньше ($\beta_{415}^{\circ\text{C}} = 75-94 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$), чем после ВП при низких ударных давлениях ($P = 0,1-0,3$ ГПа) – $\beta_{415}^{\circ\text{C}} = 100-185 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$. С увеличением концентрации бронзы с 10 до 30 % в интервале t_2-t_3 ТКОР наиболее интенсивно снижается у КМ, полученных ВП при низких ударных давлениях (на $13-45 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$), а у КМ, полученных при высоких ударных давлениях, на $12-23 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$.

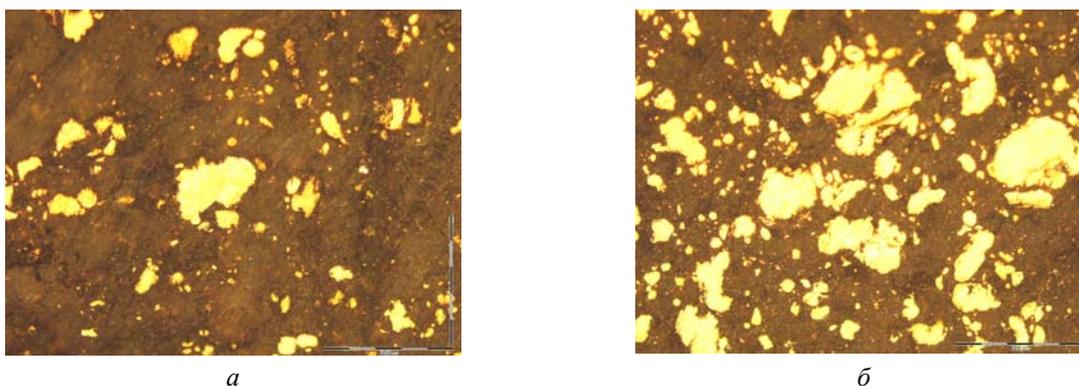


Рис. 1. Микроструктуры КМ фторопласт-4 + 10 % (а) и 30 % (б) бронзы (увеличение $\times 200$) после ВП: темное–Ф-4, светлое–бронза

После спекания максимальные значения ТКОР ниже на $1-8 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$ у КМ, полученных при более интенсивном ВП. Причем, если у КМ, полученных ВП при $P = 0,4-0,6$ ГПа, после спекания ТКОР не изменяется (при 10 % бронзы) или изменяется незначительно (на $8 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$) при 30 % содержании бронзы (рис. 2, б), то у КМ после ВП при $P = 0,1-0,3$ ГПа наблюдается существенное снижение ТКОР: при 10 %-ном наполнении в 1,5 раза (со $100-185 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$ до $65-120 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$) (рис. 2, а), при 30 %-ном

наполнении в 1,0–1,2 раза (с $87-140 \cdot 10^{-5}$ до $70-136 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$) (рис. 2, б).

При исследовании теплопроводности установлено, что более интенсивные режимы ВП обеспечивают большую теплопроводность КМ. Так, для КМ с 10 %-ным содержанием бронзы, полученных при низких ударных давлениях, коэффициент теплопроводности не определяется, так как он ниже $1 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$, что выходит за диапазон измерения прибора. При высоких ударных давлениях коэффициент теплопровод-

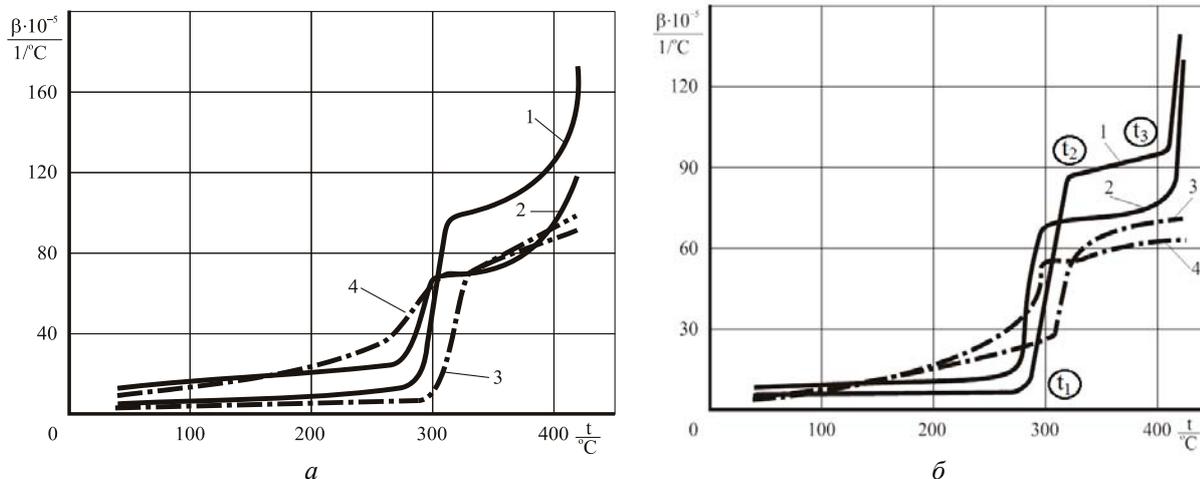


Рис. 2. Зависимость термического коэффициента объемного расширения КМ Ф-4 + 10 % (а) и 30 % (б) бронзы от температуры, после ВП при $P = 0,1-0,3$ ГПа (кривые 1 и 2) и $P = 0,4-0,6$ ГПа (кривые 3 и 4): 1, 3 – образцы до спекания; 2, 4 – образцы после спекания

Характерные температуры и ТКОР КМ на основе Ф-4

Концентрация бронзы, %	Давление в ударном фронте (P), ГПа	Спекание, 380°C	$t_1, ^\circ\text{C}$	$\beta_1, \cdot 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$	$t_2, ^\circ\text{C}$	$\beta_2, \cdot 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$	β_{415} (при 415 °C), $\cdot 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$
10	0,1–0,3	–	278	21	315	100	185
		+	278	37	305	65	120
	0,4–0,6	–	300	9	340	75	94
		+	265	42	315	74	93
30	0,1–0,3	–	283	10	321	87	140
		+	277	14	295	70	136
	0,4–0,6	–	308	27	326	63	71
		+	292	35	297	56	63

ности достигает 1,6–1,7 Вт/м·К, который после спекания понижается в 1,1 раза: до 1,4–1,5 Вт/м·К (табл. 2). С увеличением концентрации бронзы с 10 до 30 % теплопроводность КМ после ВП при $P = 0,4–0,6$ ГПа повышается в 2 раза (до 3,3–3,5 Вт/м·К). При этом теплопроводность КМ после ВП при $P = 0,1–0,3$ ГПа в 1,6 раза ниже: 2,0–2,1 Вт/м·К. После спекания происходит снижение теплопроводности в 1,4 и 1,2 раза (до 1,4–1,5 и 2,7–2,8 Вт/м·К) для КМ, полученных как при низких, так и при высоких ударных давлениях соответственно.

Таблица 2

Коэффициенты теплопроводности фторопластовых КМ

Концентрация бронзы, %	Давление в ударном фронте (P), ГПа	Спекание	$\lambda, \text{Вт/м}\cdot\text{К}$
10	0,1–0,3 ГПа	–	<1
		+	<1
	0,4–0,6 ГПа	–	1,6–1,7
		+	1,4–1,5
30	0,1–0,3 ГПа	–	2,0–2,1
		+	1,4–1,5
	0,4–0,6 ГПа	–	3,3–3,5
		+	2,7–2,8

Достаточно низкие значения теплопроводности связаны с тем, что при 10–30 %-ном содержании бронзы несмотря на более высокое адгезионное взаимодействие между компонентами КМ после ВП при высоких ударных давлениях, в отличие от ВП при низких ударных давлениях, количество армирующей фазы не достаточно, чтобы существенно влиять на

большую часть полимерной матрицы (рис. 1). В результате основной вклад в теплофизические свойства КМ вносит полимер с исходными свойствами, а наполнитель, являясь изолированной фазой, понижает общий уровень физико-механических свойств [4]. При этом теплопередача преимущественно осуществляется за счет колебаний решетки, то есть за счет переброса длинноволновых фононов между макромолекулами [1, 8, 9].

Выявленные особенности изменения теплофизических свойств (ТКОР и теплопроводности) связаны как с количественными смешивными закономерностями, так и с качественными структурными изменениями в КМ, что в совокупности обеспечивает более низкий ТКОР и более высокую теплопроводность у КМ после ВП на более интенсивных режимах.

При ВП на более интенсивных режимах бронзофторопластовых КМ обеспечивается более высокое адгезионное взаимодействие между полимером и металлом, что является результатом быстротечного действия высоких энергий взрыва [3]. В результате при передаче тепла в КМ упрочняющая фаза выполняет функцию узлов сетки, препятствующих тепловому перемещению макромолекул и их сегментов, что проявляется в снижении термического расширения КМ. При этом за счет перечисленных структурных модификаций в КМ после ВП при высоких давлениях увеличивается теплопроводность в результате замыкания отдельных макромолекул через металлическую фазу и теплопередача в значительной мере идет по цепям главной валентности полимера, которая обладает значительно меньшим сопротивлением, а не через ван-дер-ваальсовы связи

путем переброса фононов между разными макромолекулами, где тепловое сопротивление значительно выше [8]. После ВП при низких ударных давлениях из-за низкого адгезионного взаимодействия между полимером и наполнителем макромолекулы совершают свободные тепловые колебания, происходят большие объемные изменения при плавлении кристаллической фазы Ф-4, практически не связанного дополнительным адгезионным взаимодействием с металлом, между макромолекулами сохраняется повышенное тепловое сопротивление, где происходит значительное тепловое рассеивание, в результате тепловое расширение максимально, а теплопроводность минимальна. Следует отметить, что при низких температурах нагрева (до 290 °С) разница в ТКOP KM, полученных на различных режимах ВП, несущественна, так как тепловое движение макромолекул еще не столь велико и, соответственно, минимально влияние указанных сдерживающих факторов.

При этом за счет усиления взаимодействия между полимером и металлом при взрывной обработке появляется межфазная зона с иными структурными характеристиками, чем матрица, и усиливаются процессы самоармирования полимера [1, 8, 9]. Поэтому можно предположить, что после интенсивного ВП увеличившаяся межфазная зона, обладая более высокими теплопроводящими свойствами, вследствие ориентации макромолекул вокруг частиц металла [8, 9] увеличивает теплопроводность KM не только в результате смесевых закономерностей, но из-за большей глубины внедрения этих зон в надмолекулярную структуру Ф-4. Следовательно, создаются тепловые зонды, по которым идет тепловой поток с меньшим рассеиванием. Это подтверждается повышением теплопроводности с ростом содержания бронзы в KM после ВП на интенсивных режимах.

Снижение теплопроводности после спекания может быть связано с нарушением при нагреве адгезионного взаимодействия, а также быть следствием протекания процессов аморфизации структуры полимера и окисления металла. Близкие деформации образцов после ВП на высоких ударных давлениях как без спе-

кания, так и со спеканием, подтверждают участие большего объема полимера в адгезионном взаимодействии и усилении межмолекулярного взаимодействия в межфазном слое, в отличие от ВП при низких ударных давлениях, где полимер спекается, как в малонаполненных KM.

Таким образом, установлено, что интенсивная взрывная обработка способствует усилению адгезионного взаимодействия между полимером и наполнителем в KM, в результате упрочняющая фаза выполняет функцию узлов сетки, препятствующих перемещению сегментов макромолекул, что сопровождается снижением коэффициента термического расширения и повышением теплопроводности, а следовательно повышается эксплуатационная термостабильность антифрикционных металлофторопластовых изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Промышленные полимерные композиционные материалы; пер. с англ.; под ред. П. Г. Бабаевского. – М.: Химия, 1980. – 472 с.
2. Исследование влияния модификаторов и наполнителей фторопласта на основные триботехнические характеристики бронзофторопластовых подшипников / М. А. Герцык [и др.] // Вопросы материаловедения. – 2001. – № 2. – С. 148–156.
3. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров. – ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
4. Рогозин, В. Д. Анализ параметров взрывного прессования металлополимерной смеси в цилиндрической ампуле / В. Д. Рогозин, А. В. Казуров, Н. А. Адаменко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10 (48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки, прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 42–44.
5. Адаменко, Н. А. Термомеханические свойства меднофторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. Х. Фам // Пластические массы – 2006. – № 12. – С. 13–16.
6. Справочник по пластическим массам / под ред. В. М. Катаева, В. А. Попова, Б. И. Сажина. – Изд. 2-е. В 2 т. Т. 1. – М.: Химия, 1975. – 448 с.
7. Берман, Р. М. Теплопроводность твердых тел / Р. М. Берман; пер. с англ. Л. Г. Асламазова; под ред. В. З. Кресина. – М.: Мир, 1979. – 286 с.
8. Кулезнев, В. Н. Химия и физика полимеров / В. Н. Кулезнев, В. А. Шершнев. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: КолосС, 2007. – 367 с.
9. Белый, В. А. Металлополимерные материалы и изделия / В. А. Белый. – М.: Химия, 1979. – 135 с.

УДК 678-19:621.777.044.2

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Д. Rogozin, В. Н. Арисова,
В. В. Лупиногин, А. Е. Заседателев*

ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКТИВНОГО ПОСТРОЕНИЯ СХЕМЫ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ПОЛИОКСИБЕНЗОИЛА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты исследования влияния конструктивного построения схемы взрывного прессования на структурные изменения полиоксibenзоила. Изучено влияние давления взрывного прессования, конструктивного построения схемы взрывной обработки на термомеханические свойства и параметры кристаллической структуры полимера.

Ключевые слова: взрывное прессование, полиоксibenзоил, термомеханические свойства, кристаллическая структура.

Shows the results research about the influence of the constructive scheme of constructing explosive pressing on structural changes in the polyoxibenzoil are submitted. The effect of the pressure of the explosive pressing, effective construction scheme of explosive treatment on the thermo-mechanical properties and parameters of the crystal structure of the polymer are investigated.

Keywords: explosive pressing, polyoxibenzoil, thermo-mechanical properties, crystal structure.

Введение

Возрастающие требования машиностроения к показателям прочности, теплостойкости и высокой химической стойкости деталей, в том числе узлов трения, предопределили использование термостойких полимеров, обладающих заданными свойствами. Одним из перспективных полимеров является термостойкий линейный полиэфир – полиоксibenзоил (ПОБ, аропласт) с длительной работоспособностью до 313 °С, а кратковременной до 425 °С. Он обладает высокой жесткостью, химической стойкостью, низким коэффициентом трения, высоким модулем упругости, а его композиции с фторопластом по продолжительности эксплуатации превосходят чистый фторопласт и бронзу [1–3]. Ценные свойства ПОБ обеспечивают его применение для изготовления деталей узлов трения, работающих в жестких температурных условиях и агрессивных средах. В то же время высокая термостойкость полимера ограничивает возможности переработки его в изделия и требует применения различных технологических методов модификации. Одним из перспективных способов получения изделий из порошков трудноперерабатываемых полимеров и их композиций является взрывное прессование (ВП), создающее благоприятные условия для структурных превращений, приводящих к активации полимера, повышению прочностных характеристик, износостойкости и долговечно-

сти антифрикционных материалов [4–8]. В данной работе авторами представлены результаты исследования влияния конструктивного построения схемы ВП на структурные изменения ПОБ.

Методика эксперимента

Для взрывного прессования плоских образцов из порошка ПОБ использовали известную схему [5] нагружения порошка скользящей детонацией заряда взрывчатого вещества (ВВ) через металлическую пластину-ударник. Интенсивность взрывного воздействия варьировали применением ВВ с различными скоростями детонации D от 1900 до 3800 м/с. Импульс давления в прессуемом порошке зависит не только от мощности взрыва, но и от наличия в схеме промежуточных слоев с различной акустической жесткостью. Поэтому эксперименты проводили по трем вариантам:

схема I: ВВ–ударник–порошок–металлическая подложка;

схема II: ВВ–ударник–порошок–подложка из древесно-стружечной плиты (ДСП);

схема III: ВВ–ударник–прослойка песка–порошок–металлическая подложка.

Параметры ударного нагружения в порошке определяли путем компьютерного расчета волновой картины в каждой схеме по методике, описанной в [9]. На рис. 1 представлены результаты расчета для нескольких вариантов, где давление ВП изменялось от 1,6 до 4,6 ГПа. Поскольку механическое сопротивление полимера имеет вязкую природу, поэтому при взрывном нагружении эффективным является не только

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00344.

величина ударного давления, но и длительность его воздействия (τ). Величина длительности ударного импульса изменялась от 6 до 20 мкс.

Кривые 1, 2, 3 (рис. 1) показывают, что при увеличении скорости детонации давление в порошке значительно возрастает, причем оказалось, что максимум давления примерно соответствует давлению взрыва ВВ [10]. Из сопоставления кривых 1 и 4 видно, что прессование на металлической подложке значительно (примерно в 2 раза) увеличивает давление и длительность ударного импульса в порошке, что можно объяснить воздействием на порошок не только падающей волны от взрыва ВВ, но и сильной отраженной волны от жесткой подложки. Сравнение кривых 3 и 5 показало, что прослойка песка сильно затягивает процесс прессования и смягчает ударный импульс, умень-

шая его давление и увеличивая длительность почти в 3 раза, что способствует лучшей сохранности ударно-спрессованных образцов. Таким образом, расчеты показывают, что использование различных типов ВВ и изменения в конструкции схем нагружения позволяют в широких пределах изменять давление и длительность ударного импульса для прессования порошков. Оценка влияния конструктивного построения схемы скользящего нагружения и параметров взрывной обработки производилась на образцах с размерами 50×100 мм и толщиной 3–5 мм, полученных по схемам I, II и III после ВП и последующего спекания при температуре 400 °С в свободном состоянии посредством анализа свойств и структуры рентгеноструктурным (РСА) и термомеханическим (ТМА) методами.

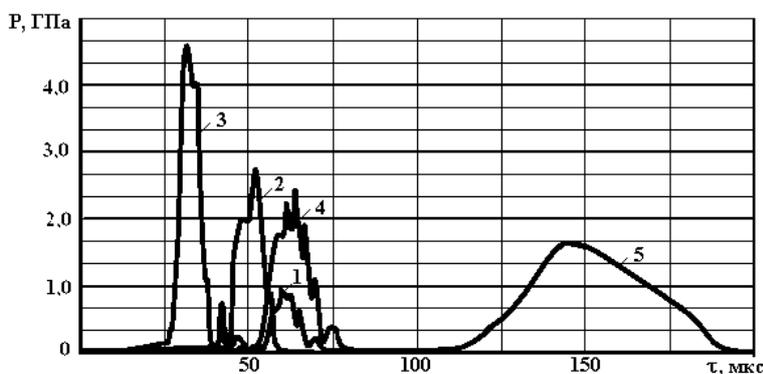


Рис. 1. Форма ударного импульса в полимерной прессовке в зависимости от типа ВВ: 1, 4 – $D=1900$ м/с; 2 – $D=2900$ м/с; 3, 5 – $D=3800$ м/с; 1, 2, 3 – схема II; 4 – схема I; 5 – схема III

Запись дифрактограмм полимера проводилась на дифрактометре ДРОН-3 в излучении медного анода с никелевым фильтром. Полученные дифракционные кривые позволили определить степень кристалличности χ , размер кристаллитов D , физическое уширение β и уровень относительной деформации решетки ($\Delta d/d$). Расчет проводили по стандартным методикам [11].

Исследование теплофизических характеристик и деформируемости материалов в широком интервале температур производили с помощью термомеханических испытаний на установке ТМИ-1, которая обеспечивает измерение и регистрацию деформаций, возникающих при одноосном сжатии, осуществляемом через пуансон с нагрузкой 1 Н при скорости нагрева 5 °С/мин.

Результаты и обсуждение

О влиянии параметров обработки на уровень внутренних напряжений в полимерных

прессовках свидетельствуют термомеханические исследования (рис. 2). Образцы ПОБ после ВП независимо от конструктивного построения схемы и давления при нагреве до 350 °С (особенно в области температур ~ 220–250 °С) расширяются, о чем свидетельствует появление отрицательных деформаций на термомеханических кривых (ТМК), вызванных разрыхлением структуры (рис. 2, табл. 2) в результате релаксации внутренних напряжений этого жесткоцепного стеклообразного полимера при повышении температуры.

Исследование влияния конструктивных изменений схемы ВП на термомеханические свойства полимера показало (рис. 2), что применение металлической подложки (схема I), усиливающей эффект отражения ударных волн, вызывает возрастание локальных напряжений в материале уже при ВП более низким давлением 1,8 ГПа (рис. 1, кривая 1). Термомеханическая кривая (ТМК) этих прессовок практически

совпадает с ТМК образцов, полученных давлением 4,6 ГПа по схеме II (рис. 1, кривая 4). Напротив, ВП давлением 1,6 ГПа с прохождением ударной волны через слой песка (схема III) приводит к получению более стабильной структуры (рис. 1, кривая 2) с меньшими деформациями при нагреве до 340 °С, чем после ВП $P=4,6$ ГПа по схеме II. Более высокие термические деформации при нагреве выше 350 °С и наименьшая температура размягчения $T_p = 373$ °С, наблюдаемые у этих прессовок (табл. 1), обусловлены недостаточным разогревом порошка при взрывном нагружении невысоким ударным давлением. В результате этого не наблюдается усиления межмолекулярного взаимо-

действия и повышения когезионной прочности, рост которых достигается при последующем спекании образцов. Параметры кристаллической структуры ПОБ по данным РСА в зависимости от схемы и давления взрывного прессования представлены в табл. 2. Исследование влияния конструктивных изменений схемы ВП на структуру ПОБ показало, что применение металлической подложки, вызывает повышение значений физического уширения рентгеновских линий и уровня относительной деформации решетки, являющихся интегральной характеристикой структурных искажений кристаллической решетки уже при ВП давлением 1,8 ГПа.

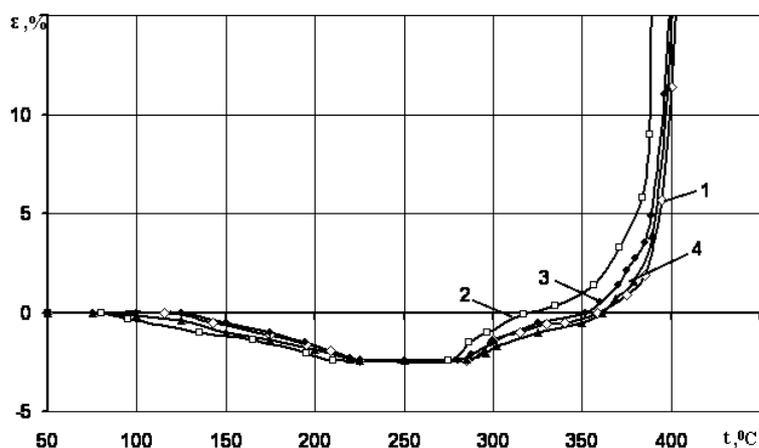


Рис. 2. Термомеханические кривые ПОБ, полученные:

1 – ВП, $P=1,8$ ГПа (схема I); 2 – ВП, $P=1,6$ ГПа (схема III); 3 – ВП, $P=2,8$ ГПа (схема II); 4 – ВП, $P=4,6$ ГПа (схема II)

Таблица 1

Характерные температуры и деформации ПОБ

Схема и давление ВП	Деформация при температурах, %				t_p , °С
	300	330	350	370	
Схема I: $P=1,8$ ГПа	-1,7	-2,0	-0,1	3,2	379
Схема III: $P=1,6$ ГПа	-1,2	0,2	1,9	4,1	373
Схема II: $P=2,8$ ГПа	-1,4	-0,8	0,5	2,7	376
Схема II: $P=4,6$ ГПа	-1,7	-1,9	-0,2	3,0	378

Характеристики тонкой структуры этих прессовок ($D = 18,3$ нм, $\beta = 8,2$ мрад и $\Delta d/d = 7,9 \cdot 10^{-3}$) соответствуют значениям параметров структуры образцов, полученных при давлении 4,6 ГПа по схеме II (табл. 2). ВП давлением 1,6 ГПа с прохождением ударной волны через слой песка приводит к снижению уровня напряжений в материале и получению более стабильной структуры ($D = 22,2$ нм, $\beta = 6,7$ мрад

и $\Delta d/d = 6,6 \cdot 10^{-3}$), близкой к формируемой при обработке давлением $P=2,8$ ГПа по схеме II, что согласуется с результатами ТМА.

Последующая термическая обработка, приводящая к монолитизации материала при спекании, уменьшила его структурные искажения: физическое уширение снизилось до 6,2–6,7 мрад, а относительная деформация решетки до $6,0-6,6 \cdot 10^{-3}$. Одновременно несколько увеличился размер кристаллитов до 21,5–24,3 нм и снизилась степень кристалличности с 50,1–55,9 до 47,3–54,9 %. Такие изменения вызваны более интенсивной аморфизацией структуры с одновременным снижением остаточных напряжений в результате нагрева.

Однако приведенные в табл. 2 данные показывают, что несмотря на значительные различия в величинах ударного давления, а также длительности воздействия взрыва характеристики тонкой структуры полученных образцов отличаются сравнительно мало. В связи с этим

показатели давления дополнены оценкой величины удельного ударного импульса (на 1 ед. площади образца). По этому показателю все

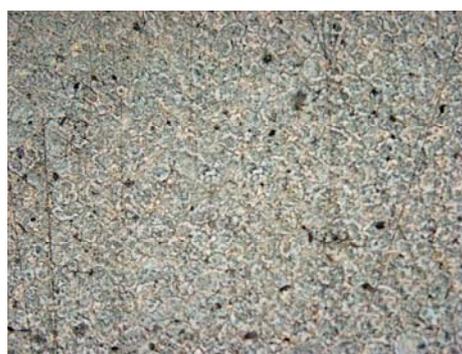
образцы мало отличаются (23–28 ГПа·мкс), что и соответствует их характеристикам тонкой структуры.

Таблица 2

Структурные параметры ПОБ

Параметр	Спекание	Схема I	Схема II		Схема III
		$P_{вп}=1,8$ ГПа; $\tau = 15$ мкс	$P_{вп}=2,8$ ГПа; $\tau = 8$ мкс	$P_{вп}=4,6$ ГПа; $\tau = 6$ мкс	$P_{вп}=1,6$ ГПа; $\tau = 20$ мкс
$\chi, \%$	–	52,7	55,9	50,1	53,4
	+	48,9	54,9	47,3	52,5
$D, \text{нм}$	–	18,3	23,5	18,2	21,5
	+	24,3	24,1	23,0	22,2
$\beta, \text{мрад}$	–	8,2	6,4	8,2	7,0
	+	6,2	6,2	6,5	6,7
$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$	–	7,9	6,2	7,9	6,8
	+	6,0	6,0	6,3	6,6

Примечания. $P_{вп}$ – ударное давление взрывного прессования, ГПа; τ – длительность ударного импульса в порошке, мкс.



а



б

Рис. 3. Микроструктуры ПОБ после ВП давлением (x200): а – 2,8 ГПа (схема II); б – 1,8 ГПа (схема I)

Полученные результаты согласуются с исследованиями микроструктур образцов после ВП в диапазоне выбранных давлений и последующего спекания при температуре 400 °С (рис. 3). Выявлено, что при давлении 2,8 ГПа (схема II) деформация частиц является результатом равномерного сжатия, а образующаяся структура не имеет дефектов. При ударном давлении 1,8 ГПа (схема I) в микроструктуре наблюдаются незначительные следы деструкции, а также дробление частиц и образование пустот в результате их неравномерной переукладки при многократном воздействии отраженной ударной волны.

Заключение

Таким образом, конструктивные изменения схемы взрывного прессования скользящей де-

тонацией заряда взрывчатого вещества с применением металлической подложки, усиливающей эффект отражения ударных волн, как и повышение давления до 4,6 ГПа, вызывают неоднородность сжатого состояния, интенсивную деформацию полимерных частиц, что приводит к получению наиболее дефектной структуры с уровнем напряжений (β до 8,2 мрад).

Применение пористой прослойки смягчает ударный импульс и увеличивает его длительность, формируя стабильную структуру (β до 7,0 мрад), как при взрывном прессовании $P = 2,8$ ГПа.

Установлено, что при взрывном нагружении полиоксibenзоила характеристики тонкой структуры определяются одновременно величиной ударного давления и длительностью его воздействия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Термоустойчивость пластиков конструкционного назначения / под ред. Е. Б. Тростянской. – М.: Химия, 1980. – 240 с.
2. Охлопкова, А. А. Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями / А. А. Охлопкова, А. В. Виноградов, Л. С. Пинчук. – Гомель: ИМС НАНБ, 1999. – 164 с.
3. Барашков, В. Н. Разработка полимерных композиционных антифрикционных материалов для торцевых уплотнений / В. Н. Барашков, В. В. Гузев, Б. А. Люкшин // Химическая промышленность. – 1996. – № 12. – С. 7–12.
4. Адаменко, Н. А. Ударно-волновая обработка полимеров и полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, А. В. Фетисов, Г. В. Агафонова // Физика и химия обработки материалов. – 2006. – № 5. – С. 82–87.
5. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
6. Адаменко, Н. А. Свойства обработанных взрывом полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Н. Х. Нгуен, Ю. А. Калмыкова // Пластические массы. – 2007. – № 6. – С. 13–15.
7. Адаменко, Н. А. Структура и свойства обработанных взрывом дисперсных термопластов / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, Э. В. Седов, А. В. Фетисов // Материаловедение. – 2001. – № 1. – С. 36–40.
8. Адаменко, Н. А. Структурные изменения в композиции фторопласта с аропластом при взрывном прессовании в ампуле / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, С. М. Рыжова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10(48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 35–39.
9. Rogozin, V. D. Взрывная обработка порошковых материалов: монография / В. Д. Рогозин; ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.
10. Баум, Ф. А. Физика взрыва / Ф. А. Баум, Л. П. Орленко, К. П. Станюкович [и др.]. – М.: Наука, 1975. – 704 с.
11. Мартынов, М. А. Рентгенография полимеров / М. А. Мартынов, К. А. Вылегжанина. – М.: Химия, 1972. – 98 с.

УДК 678.011

*Н. А. Мультиановская, Л. М. Гуревич***ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПОЛУЧЕНИЯ
НА СТРУКТУРУ КОМПОЗИТОВ ИЗ ЭЛАСТОМЕРОВ И ТЕРМОПЛАСТОВ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: post-nm@mail.ru

Представлены результаты исследований влияния технологических особенностей получения композитов на основе эластомеров и термопластов на их структуру. Выявлены особенности структуры композитов, полученных при смешении фторкаучука с расплавом полиамида.

Ключевые слова: структура, фторкаучук, полиамид, этиленпропиленовый каучук, полиэтилен, оптическая и электронная микроскопия, термоэластопласт.

Research results of the effect of technological features of obtaining composites based on elastomers and thermoplastics on their structure are submitted. The features of the structure of the composites, obtained by mixing fluorine elastomer with melt polyamide, were identified.

Keywords: structure, fluorine elastomer, polyamide, ethylene-propylene-st rubber, polyethylene, optical and electron microscopy, thermoplastic elastomer.

В последнее время все большее применение в промышленности находят композиционные материалы на основе эластомеров и термопластов, так называемые термоэластопласты (ТЭП). Такие материалы обладают достаточной для эксплуатации эластичностью, а их переработка осуществляется традиционными для термопластов высокопроизводительными и энергосберегающими методами экструзии или литья под давлением. Практически все выпускаемые ТЭП изготавливают на основе каучуков общего назначения и полиэтилена или полипропилена, обладающих низкой температурой плавления и деструкции.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния технологических особенностей получения композитов на основе термостойких фторкаучуков и полиамида-6 (ПА) на их структуру.

Исследования структур полимерных композитов на основе термостойкого фторкаучука марки ФКМ-601 и нетермостойкого этиленпропиленового каучука марки СКЭПТ-50 с термопластами полиамидом-6 (ПА) и полиэтиленом (ПЭ) проводили методами оптической и электронной микроскопии. Изучение поверхностей, полученных срезом на микротоме, позволяло наблюдать структуры полимеров на выбранных участках, а сколом после выдержки образца в жидком азоте – изучать границу раздела фаз.

Оптический анализ проводили с применением модульного моторизованного оптического микроскопа *Olympus BX-61* с фиксацией микроструктур компонентов композиционных материалов с помощью цифровой камеры микроскопа *DP12* при увеличениях $\times(50-100)$. Обработку цифровых фотографий и измерение

различных параметров структуры исследуемых материалов осуществляли на ЭВМ с использованием программного комплекса *AnalySIS*[®] фирмы *Soft Imaging System GmbH*.

Изучение микроструктур растровой электронной микроскопии проводили с использованием растрового электронного микроскопа *JSM-6480LV* фирмы JEOL (Япония) с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии *INCA ENERGY Dry Cool* фирмы *OXFORD INSTRUMENTS* (Великобритания) в режимах вторичных и отраженных электронов. Образцы с фторкаучуком позволяли производить исследования микроструктуры в пучке первичных электронов в режиме высокого вакуума. Образцы с этиленпропиленовым каучуком из-за практически полного засвечивания поверхности образца из-за электризации поверхности в таких условиях исследовать было невозможно, поэтому исследование проводили при низком вакууме в режиме вторичных электронов, что позволяло нейтрализовать зарядовые состояния на поверхности образца, возникающие вследствие взаимодействия пучка первичных электронов с поверхностью.

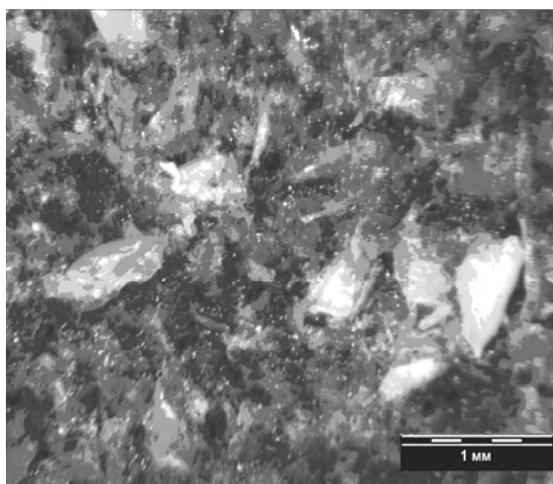
В ряде случаев для изучения поверхностей применяли электронные просвечивающие микроскопы *TESLA BS-540* и *TESLA BS-613* (изучали реплики).

Макроструктуры композитов, полученных при смешении каучука с расплавом термопласта, существенно отличались от структуры композитов на основе этих же полимеров, полученных традиционным для эластомеров спо-

собом в резиносмесителе или на вальцах. Смешение на вальцах или в пластикодере «Брабендер» при температурах ниже плавления термопласта и последующей термообработки в прессе при температуре на 25 ± 5 °C выше точки плавления термопласта (для ПЭ- 135 °C, для ПА-6 – 230 °C) приводило к получению материала, состоящего из эластомерной дисперсионной среды и распределенных в ней частиц термопласта (рис. 1). Превалировали частицы термопласта крупных размеров. Границы раздела фаз четко просматривались при изучении срезов как на световом, так и на электронном микроскопе (рис. 2).

Структуры композитов, полученных смешением эластомера с расплавом термопласта в пластикодере «Брабендер» при температурах выше плавления термопластов (композиты с ПЭ получали смешением при 135 °C, а с ПА-6 при 230 °C), принципиально отличалась от структур, полученных по вышеописанной традиционной технологии: для макроструктур композитов, на основе СКЭПТ-50 с ПЭ, СКЭПТ-50 с ПА-6 и фторкаучука марки ФКМ-601 с ПА-6 характерно отсутствие крупных частиц термопласта. Поверхности среза и скола образцов представляли собой однородную поверхность с равномерно распределенными микрочастицами. Крупные частицы термопласта отсутствовали.

При изучении композитов на основе фторкаучука и ПА после смешения в пластикодере «Брабендер» на некоторых участках поверхности образцов были обнаружены поры размером 2–4 мкм (рис. 3).



а



б

Рис. 1. Поверхности среза композитов после смешения при температуре 40 ± 5 °C на резиносмесительных вальцах: а – СКЭПТ с ПЭ; б – фторкаучук марки ФКМ-601 с ПА

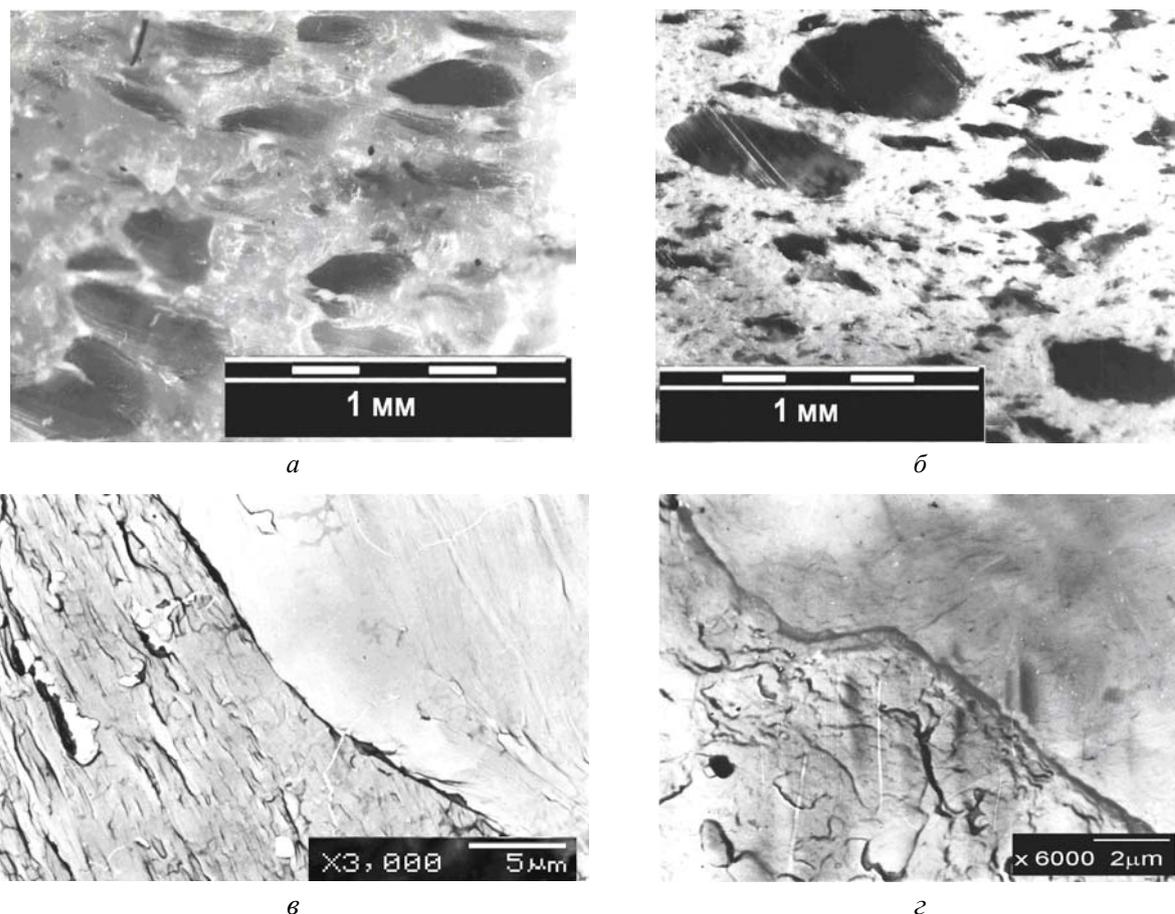


Рис. 2. Поверхности среза композитов после смешения на резиномесительных вальцах и последующего прессования при температуре выше плавления термопласта:

а, в – СКЭПТ с ПЭ; *б, г* – фторкаучук марки ФКМ-601 с ПА

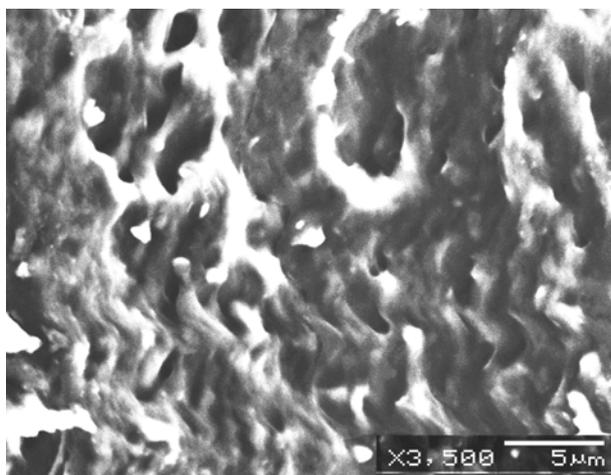


Рис. 3. Участок с микропорами на поверхности среза ТЭП на основе фторкаучука марки ФКМ-601 и ПА-6

На поверхностях среза и скола композитов на основе ПА и СКЭПТ-50, таких микропор не наблюдалось. Появление пор на образцах композита с фторкаучуком мы связываем с выделением газообразных продуктов, образующихся в результате протекания при смешении

фторкаучука и полиамида при температуре 230 °С химических процессов. В результате таких процессов при температуре выше 200 °С, по данным [1], происходит отщепление от фторкаучука атомов водорода и фтора и образование двойных связей. Данные ИК-спектроскопии композита на основе фторкаучука и ПА показали наличие полосы поглощения 1675,75 см⁻¹, характерной для двойных связей С=С [2–5]. Такой полосы поглощения не было на ИК-спектрах фторкаучука и ПА-6. При таких температурах возможны [1] отщепления и от полиамида NH₃ или H₂O, также способствующих порообразованию.

На образцах, прошедших дальнейшую переработку в экструдере или в литьевой машине, поры уже не наблюдались, что могло свидетельствовать о завершении химических процессов и связанных с ними газовой выделением на стадии смешения компонентов.

Практически для всех поверхностей композитов после переработки методом литья под давлением характерно наличие структур, пред-

ставляющих собой микрочастицы термопласта, распределенные в эластомерной матрице (рис. 4). Значительная часть таких частиц имела размеры, сравнимые с наночастицами (рис. 5).

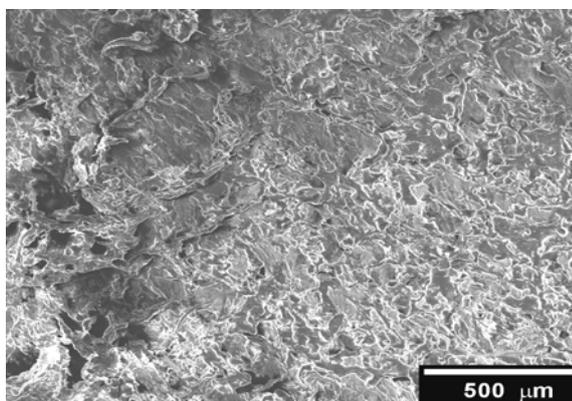


Рис. 4. Поверхность ТЭП на основе СКЭПТ-50 и ПА-6

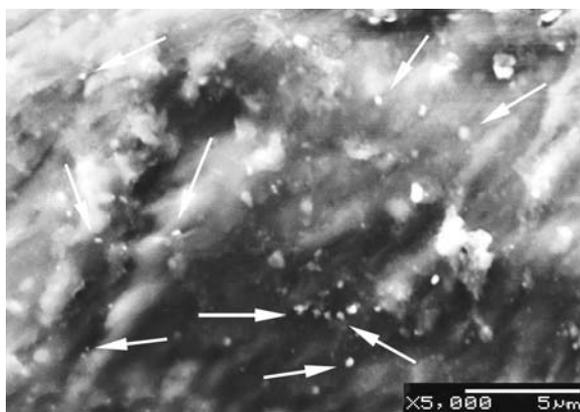


Рис. 5. Поверхность ТЭП на основе фторкаучука марки FKM-601 и ПА-6

В ы в о д ы

1. Изучение структуры композитов на основе каучуков и термопластов показало определяющее влияние технологии получения на их морфологию. Установлено, что для композитов, полученных при смешении фторкаучука с расплавом полиамида, характерно наличие участков с пористой структурой, появление которой обусловлено образованием газообразных продуктов в результате отщепления атомов водорода и фтора от фторкаучука. Последующая переработка композитов методами литья под давлением или экструзии приводила к устранению пористости.

2. Интенсивное смешение при температуре выше плавления полиамида ПА-6 способствовало измельчению его расплавленных частиц до размеров, сравнимых с наночастицами, и равномерному распределению в эластомере.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мадорский, С. Термическое разложение органических полимеров / С. Мадорский. – М.: Мир, 1967. – 328 с.
2. Беллами, Л. Инфракрасные спектры сложных молекул / Л. Беллами. – М.: Издательство иностранной литературы, 1963. – 590 с.
3. Купцов, А. Х. Фурье-спектры комбинационного рассеяния и инфракрасного поглощения полимеров: справочник / А. Х. Купцов, Г. Н. Жижин. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2001. – 656 с.
4. Тарутина, Л. И. Спектральный анализ полимеров / Л. И. Тарутина, Ф. О. Позднякова. – Л.: Химия, 1986. – 248 с.
5. Казицына, Л. А. Применение УФ, ИК и ЯМР спектроскопии в органической химии / Л. А. Казицына, Н. Б. Куплетская. – М.: Высшая школа, 1971. – 263 с.

УДК 621.74.002.6:669.715

А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, П. В. Рожков, А. В. Тороцин

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТЫХ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ВАКУУМНОЙ ПРОПИТКОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ В КАЧЕСТВЕ ПОРООБРАЗОВАТЕЛЯ ГРАНУЛИРОВАННОГО ПЕНОПОЛИСТИРОЛА

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: mitlp@vstu.ru

Приведены результаты получения пористых литых заготовок с использованием в качестве порообразователя плакированных гранул пенополистирола. Дана конструктивно-технологическая схема установки для вакуумной пропитки в литейной форме засыпки гранул пенополистирола с жидкостекольным покрытием с добавкой ПАВ и дисперсного порошка алюминия или огнеупорного материала силуминовым расплавом. При термодеструкции пенополистирол газифицируется, образуя поры в заготовке. Получены образцы пористых (пеносилуминовых) литых заготовок.

Ключевые слова: пористая литая заготовка, порообразователь, плакирование, гранула пенополистирола, вакуумная пропитка, образец пористой силуминовой заготовки.

The results of the production of porous castings, using as a blowing agent clad polystyrene pellets. Given the structural and technological setup for vacuum impregnation in the mold filling with polystyrene beads coated with liquid glasses surfactant added and dispersed powder aluminum or refractory silumin melt. When polystyrene thermal gasifies forming pores in the workpiece. Samples of porous (foam of silumin) castings.

Keywords: porous cast billet, porogen, cladding, polystyrene bead, vacuum impregnation, the sample silumin porous preform.

Одной из многих технологий получения пористых (пенометаллических) изделий, известных в настоящее время, является литейная технология.

Наиболее распространенные методы литейной технологии [1–8]:

- вдувание в расплав газа (аргона, азота, воздуха и др.);

- замешивание в расплав порообразователей, преимущественно гидридов Ti, Ba, Zr, Li, а также карбоната кальция CaCO_3 с предварительным введением керамических частиц глинозема Al_2O_3 , кремнезема SiO_2 , карбида кремния SiC для стабилизации процесса порообразования (вспенивания);

- газовыделение за счет предварительно растворенного газа в расплаве;

- пропитка расплавом засыпки водорастворимого порообразователя (водорастворимой соли);

- фильтрация расплава через водорастворимые соли.

Исследователи отмечают как положительные стороны литейной технологии, так и ее недостатки.

В настоящей работе приведены результаты попытки получения пористых литых заготовок (отливок) с использованием в качестве порообразователя плакированных гранул пенополистирола.

Данная идея, с одной стороны (на первый взгляд), может показаться абсолютно утопической (пустой) затеей, с другой – вполне заслуживающей экспериментальной проверки. Подтверждением последнего является информация о том, что «во ФТИМС (г. Киев, Украина) получали образцы медной пены методом нанесения меди на гранулы полистирола (возможно пенополистирола? – Авторы) с последующим их выжиганием, но производство металлической пены и сотовых материалов литьем предпочтительнее с точки зрения промышленного внедрения» [9].

Подвспученные (подвспененные) гранулы ($d = 3\text{--}4$ мм) пенополистирола получали на кафедре литейного производства ВолгГТУ на лабораторной установке для порционного сухого вспучивания полистирола; использовали бисерный полистирол марок NF415 (компания «StiroChem», Финляндия) и 321MM (Тайвань). Устройство, работа установки, технологические особенности процесса вспучивания приведены в работах [10, 11]. Подробно данные о методах получения, свойствах и термодеструкции

пенополистирола (в гранулах и пенопласта), применяющегося при ЛГМ, изложены в работах [12, 13].

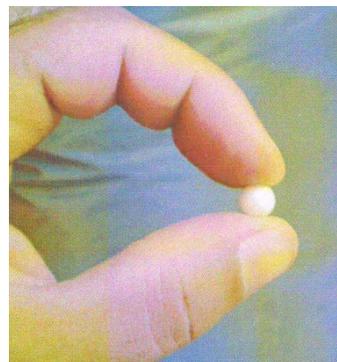


Рис. 1. Гранула подвспененного (подвспученного) пенополистирола [14]

Технические (прочностные и теплофизические) характеристики пенополистирола (гранулированного и пенопласта):

- форма гранул – сферическая (шарики белого цвета, рис. 1) [14];

- пенополистирол (пенопласт) – газотворное вещество, при тепловом воздействии происходит его термодеструкция (размягчение – $80\text{--}100$ °С, переход в жидкоподвижное состояние – 164 °С, образование летучих веществ – $350\text{--}420$ °С, интенсивное газовыделение – 560 °С, горение – при более высоких температурах) [12];

- предел прочности на сжатие $\sigma_{сж}$ – $0,15\text{--}0,38$ МПа при 10 %-ной линейной деформации (при надавливании пальцами на гранулу она сплющится и раздавливается);

- теплопроводность в сухом состоянии при 25 ± 5 °С – $0,032\text{--}0,036$ Вт/м·К;

- плотность – $16\text{--}17$ кг/м³.

Анализ характеристик показывает, что в «натуральном» виде пенополистирол (в гранулах) не вполне подходящий материал, не технологичен и не соответствует поставленной задаче. Если по форме, газотворности, теплопроводности можно признать, что соответствие имеется (есть) то по прочности, температуре размягчения и плавления оно отсутствует (его нет), он явно не подходит.

Чтобы использовать гранулы пенополистирола в качестве порообразователя для получения пористых отливок, предусмотрели меры, предотвращающие преждевременный контакт пенополистирола с расплавом при заполнении им зазоров (несплошностей) между гранулами в их засыпке, расположенной в литейной форме, в условиях вакуума. Взаимодействие пено-

полистирола с расплавом до его схватывания (до образования закристаллизованной корочки вокруг гранулы) вызовет термодеструкцию, что приведет к дестабилизации процесса формирования пористого строения заготовки.

В связи с этим при проведении экспериментов на гранулы пенополистирола наносили за-

щитный (от деформирования) теплоизоляционный слой pulverизацией жидкостекольного покрытия с добавкой поверхностно-активного вещества (ПАВ) и обсыпкой дисперсными порошками алюминия или огнеупорного материала: глинозема Al_2O_3 , кремнезема SiO_2 и карбида кремния SiC (рис. 2).



Рис. 2. Гранулы пенополистирола, плакированные жидкостекольным покрытием с добавкой ПАВ и дисперсных порошков:
а – алюминия; *б* – глинозема и кремнезема; *в* – карбида кремния

На рис. 3 представлена конструктивно-технологическая схема установки для получения пористых литых заготовок вакуумной пропиткой, включающая цилиндрическую перфорированную опоку 1 с фланцем в верхней части, в которой установлен фольговый контейнер 2 с размещенной в нем засыпкой 3 плакированных гранул пенополистирола, наверху опоки заформована литниковая воронка 4. Опка 1 с контейнером 2 с засыпкой 3 гранул и литниковой воронкой 4 через уплотнительную прокладку 5 соединена с вакуум-камерой 6 со штуцером 7 для подсоединения к вакуум-системе 8 (показана условно).

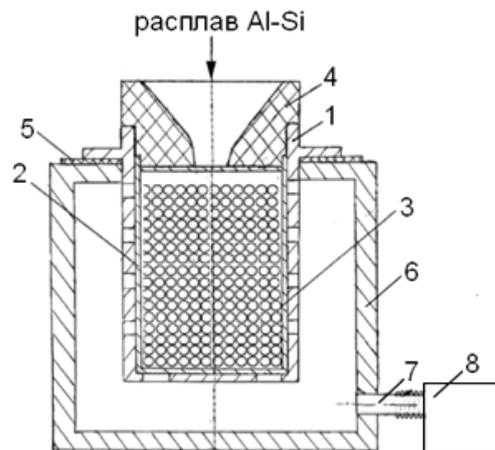


Рис. 3. Конструктивно-технологическая схема установки для получения пористых отливок вакуумной пропиткой:
 1 – опока, 2 – фольговый контейнер, 3 – засыпка плакированных гранул пенополистирола, 4 – литниковая воронка, 5 – уплотнительная прокладка, 6 – вакуум-камера, 7 – штуцер, 8 – вакуум-система

На рис. 4 приведены фотоснимки опоки, контейнера с засыпкой гранул пенополистирола, опоки с установленным в ней контейнером с гранулами и формы в сборе.



Рис. 4. Фотоснимки опоки (*а*), фольгового контейнера с засыпкой плакированных гранул пенополистирола (*б*), опоки с установленным контейнером, заполненным гранулами (*в*), формы в сборе с литниковой воронкой (*г*)

При подготовке формы к заливке производили следующие операции: наносили перфорации на фольговый контейнер; размещали засыпку лакированных гранул пенополистирола в контейнере; формовали на опоре литниковую воронку; устанавливали форму в вакуум-камеру (рис. 3).

После этого вакуум-камеру с установленной в ней формой подсоединяли к вакуум-системе (рис. 5) и приводили ее в действие. По достижении остаточного давления в ресивере 0,5 атм производили заливку формы нестандартным силуминовым расплавом (Al-Si) при температуре 730–750 °С. Затем, после затвердевания и охлаждения заготовки, ее извлекали из формы и отделяли литниковую систему.

В полученных заготовках в верхней части, располагающейся непосредственно под литниковой воронкой, имелись раковины ($h = 15\text{--}20$ мм) от динамического и теплового воздействия на лакированные гранулы пенополистирола, поступающего в форму расплава (с напором) под действием вакуума; в нижней части заготовок

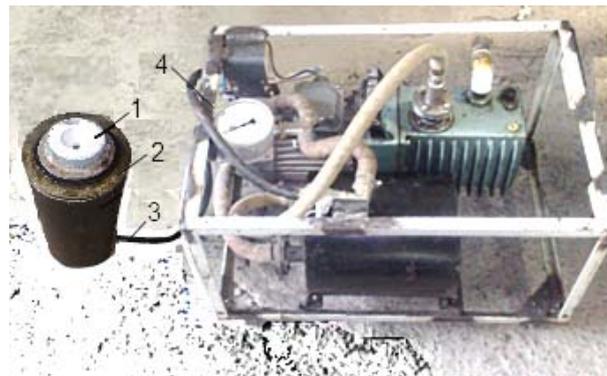


Рис. 5. Фотоснимок установки для получения пористых литых заготовок:

1 – форма с засыпкой лакированных гранул пенополистирола; 2 – вакуум-камера; 3 – соединительный шланг; 4 – вакуум-система (двигатель, вакуум-насос, ресивер с манометром). Используется в ювелирном и художественном литье

были места (участки), не пропитанные расплавом. В поперечных разрезах (сечениях) средней части заготовки имели пористое строение с достаточно равномерным распределением пор, обрамленных слоем спеченного жидкостекольного покрытия (рис. 6).



Рис. 6. Образцы опытных пористых (пеносилуминовых) заготовок: крайние слева и справа – вид заготовок в разрезе

Таким образом, проведенное экспериментальное исследование подтвердило возможность использования гранул пенополистирола с нанесенными на них защитными теплоизоляционными покрытиями в качестве порообразователя для получения пористых литых заготовок в условиях вакуума. Полученные заготовки в разрезах имеют пористое строение, при этом поры обрамлены сферической спеченной коркой. Выявлены характерные технологические особенности (факторы) процесса порообразования и сложности его осуществления, что свидетельствует о необходимости проведения дополнительных исследований, включая оценку экономической целесообразности исследуемой опытной технологии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тубулин, А. В. Литейные пенометаллы (обзор) / А. В. Тубулин // Литейное производство. – 1993. – № 10. – С. 4–5.
2. Фурман, Е. Л. Пористый литой алюминий / Е. Л. Фурман, А. Б. Финкельштейн // Литейное производство. – 1997. – № 8–9. – С. 56–57.
3. Новикова, М. Б. О формировании структуры слитка пенометалла / М. Б. Новикова, В. С. Романова, А. М. Пономаренко // Технология легких сплавов. – 2000. – № 5. – С. 22–25.
4. Финкельштейн, А. Б. Получение пропиткой пористых отливок из алюминиевых сплавов / А. Б. Финкельштейн // Литейное производство. – 2010. – № 5 – С. 13–15.
5. Изготовление отливок из пеноалюминия [Электронный ресурс] – [2011]. – Режим доступа : http://sciencebsea.narod.ru/2009/mashin_2009_2/jablonsky_izgot.htm.

6. Иванов, Д. О. Перспективные методы получения пеноалюминия / Д. О. Иванов, А. А. Аксенов // *Металлургия машиностроения*. – 2008. – № 6. – С. 35–38.

7. Исследование процессов формирования пеноалюминия фильтрацией через водорастворимые соли / А. И. Ковтунов, Д. А. Семистенов, Ю. Ю. Хохлов, Т. В. Чермашенцева // *Технология легких металлов*. – 2011. – № 4. – С. 74–78.

8. Тепловые условия формирования пеноалюминия фильтрацией через водорастворимые соли / А. И. Ковтунов, Д. А. Семистенов, Ю. Ю. Хохлов, Т. В. Чермашенцева // *Литейщик России*. – 2011. – № 6. – С. 43–45.

9. Дорошенко, В. С. Способы получения каркасных и ячеистых материалов и деталей по газифицируемым моделям / В. С. Дорошенко // *Литейное производство*. – 2009. – № 9. – С. 28–32.

10. Кукса, А. В. Универсальная лабораторная установка для получения гранул пенополистирола и изготовление

из них газифицируемых моделей для ЛГМ / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, В. Ф. Щипанов // *Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ*. – Волгоград. – 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). – С. 61–65.

11. Кукса, А. В. О получении гранул пенополистирола методом сухого вспучивания для литья по газифицируемым моделям / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов // *Литейщик России*. – 2011. – № 7. – С. 39–44.

12. Озеров, В. А. Литье по моделям из пенополистирола / В. А. Озеров, В. С. Шуляк, Г. А. Плотников. – М.: *Машиностроение*, 1970. – 292 с.

13. Шуляк, В. С. Литье по газифицируемым моделям / В. С. Шуляк. – СПб : НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.

14. Гранулированный пенополистирол, Гранула пенопласта – Завод «ТИС» [Электронный ресурс]. – 2012. – Режим доступа : http://www.tis-e.ru/produktsija/granuli-rovannyj_penopolistirol_granula_penoplasta.

ВОПРОСЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ

УДК 621.74.019

Е. Ю. Карпова, Н. И. Габельченко, Н. И. Канатов, А. А. Сапрыкин, К. И. Кривобоков

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ГАЗОВЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе изучен механизм образования газовых дефектов в железоуглеродистых сплавах на физической модели. Установлено, что образование газовых несплошностей зависит от соотношения скоростей затвердевания и изменения газовой концентрации в зоне, прилегающей к фронту кристаллизации.

Ключевые слова: газовые дефекты в отливках, моделирование процесса образования газовых раковин.

In this paper we studied the mechanism of formation of gas defects in iron-carbon alloys on the physical model. It was shown that the formation of gas discontinuities depends on the ratio of the solidification velocity and changes in gas concentration in the zone adjacent to the crystallization front.

Keywords: gas defects in castings, modeling of the formation of blowholes.

Нарушение сплошности литого металла в результате наличия в нем газовых включений занимает до 25 % в общем перечне естественных дефектов литых заготовок. Свести эти виды дефектов до нуля невозможно, поэтому задачей теории и практики может служить их минимизация [1].

Для предотвращения возможности образования газовых дефектов в отливках необходимо иметь представление о гидро-газодинамических процессах, происходящих в расплавах, и физической картине образования газовых включений в нем.

Первое до некоторой степени известно и сводится к тому, что в любом сплаве находится определенное количество газов, растворимость которых скачкообразно увеличивается при расплавлении металла и снижается до нуля при его кипении [2]. С охлаждением металла растворимость газа уменьшается и при его кристаллизации газы интенсивно выделяются.

При постоянной температуре растворимость газа зависит от его природы и давления, которое он оказывает на металл.

Растворение в жидком металле больших количеств газа является предпосылкой газовых дефектов в отливке. При охлаждении раство-

римость газов уменьшается, и они выделяются в металле. Механизм этого процесса не полностью противоположен механизму растворения газов, так как обратная диффузия атомов газа из внутренних частей отливки к периферии затруднена. Скорость охлаждения расплавленного металла до его затвердевания значительно больше скорости нагрева металла до расплавления. При таких условиях обратная диффузия газов протекает медленнее, чем скорость образования твердой корки в отливке, и газ остается в металле. С другой стороны, в результате быстрого охлаждения наружных частей отливки растворимость газов в них быстро падает. Поэтому диффузия газов происходит от внешних слоев отливки к внутренним, и в конце кристаллизации сплава газы выделяются в молекулярной форме в виде самостоятельных газовых включений или заполняют усадочные раковины, образовавшиеся из-за недостаточного питания отливки.

Основное количество газов, растворенных в жидком металле, выделяется в виде самостоятельной фазы, т. е. образует пузырьки, если выполнено условие [3]:

$$P_{\text{газ}} > P_{\text{атм}} + P_{\text{мет}} + P_{\sigma},$$

где $P_{\text{газ}}$ – парциальное давление газа в металле; $P_{\text{атм}}$ – атмосферное давление газов в форме над жидким металлом; $P_{\text{мет}}$ – металлостатическое дав-

* Работа выполнялась при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (соглашение № 14.В37.21.1274).

ление, равное произведению высоты столба жидкого металла над местом образования газового пузырька и плотности жидкого металла; P_0 – давление газа в пузырьке с радиусом r на окружающий металл с поверхностным натяжением σ .

Газы, выделившиеся в жидком металле до его затвердевания, не образуют раковин в отливке. Газы, выделившиеся в период кристаллизации металла, вязкость которого сильно выросла, как правило, остаются в отливке. Газовые раковины часто возникают в отливках из сплавов с большим интервалом кристаллизации и низкой степенью эвтектичности (ковкий и модифицированные чугуны) [4].

Получить физическую картину образования газовых раковин довольно затруднительно из-за невозможности создания условий наблюдения реального процесса кристаллизации высокотемпературных расплавленных сред. Поэтому литейщикам приходится прибегать к более доступным методам исследования.

С целью качественного изучения механизма образования газовых раковин, имеющих эндогенный характер, использовали метод моделирования, который является довольно эффективным при экспериментальном изучении физических процессов. Для этого применялась методика, которая позволила визуально проследить и зафиксировать процесс образования газовых дефектов в прозрачной кристаллизующейся модели [5].

В качестве моделирующего состава применялся салол (фенилсалицилат – С13Н10О3) – вещество, используемое исследователями при изучении процессов, протекающих в затвердевающем металле.

Характерные свойства салола: низкая температура плавления $-42\text{ }^\circ\text{C}$; прозрачность (в жидком состоянии); способность не разлагаться при нагреве; сходная с металлом кристаллическая структура; низкая линейная скорость кристаллизации. Значения линейной скорости кристаллизации салола лежат в пределах $0,5\text{--}4\text{ мм/мин}$. Максимальная линейная скорость (4 мм/мин) остается практически постоянной при температуре от 0 до $20\text{ }^\circ\text{C}$.

В ходе исследования на экспериментальной установке получали направленный фронт кристаллизации и варьировали скорость его продвижения.

Наблюдение за процессом роста газовых пузырьков осуществляли с помощью бинокулярной лупы при увеличении 25 и 50 крат.

В результате проведенных исследований было обнаружено, что газовые поры образуются либо на стыке двух граней соседних кристаллов сразу же после зарождения этих кристаллов, и дальнейшее поведение таких пузырьков определялось соотношением скоростей их роста и продвижения фронта кристаллизации (рис. 1), либо непосредственно на гранях кристаллов (рис. 2).

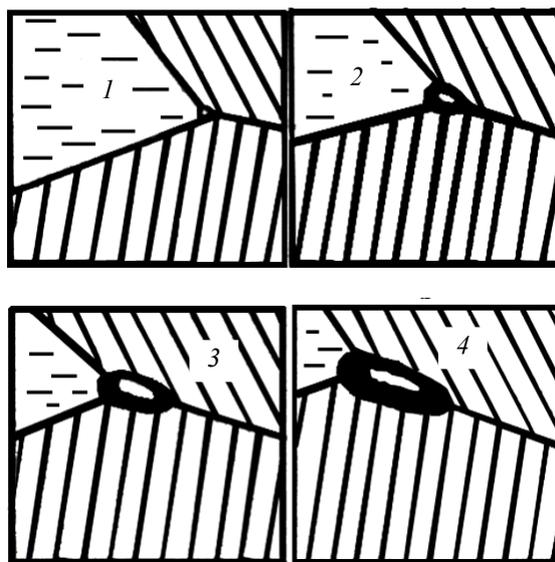


Рис. 1. Схема зарождения и роста газового пузырька на стыке граней двух кристаллов

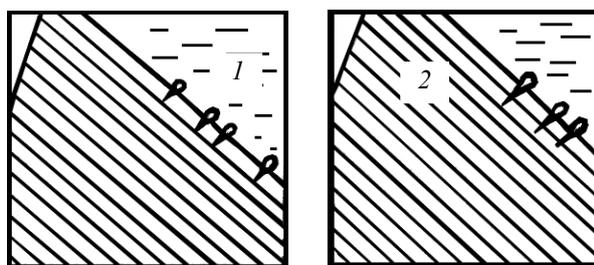


Рис. 2. Схема зарождения газовых пузырьков на грани растущего кристалла

Способность отрыва пузырька от кристалла и его всплытия проявлялась только у пузырьков второго типа.

Скорость роста газового пузырька зависит от изменения плотности газов на границе раздела твердой и жидкой фаз, и, следовательно, в определенных пределах является величиной постоянной. Скорость продвижения фронта кристаллизации по условиям эксперимента можно изменять, варьируя температуру воды в нагревательной емкости и «холодильнике».

Таким образом, различные варианты соотношения скоростей дают возможность наблюдения принципиально различных вариантов механизма образования газовых дефектов в теле отливки.

Было также отмечено, что соотношение скорости роста газового пузырька и скорости затвердевания расплава влияет на его форму и размер. Так, если скорость роста газового включения равна скорости затвердевания расплава, то образуется цепочка несплошностей преимущественно цилиндрической или каплевидной формы (рис. 1). Такие поры могут поражать все тело отливки, нарушая тем самым ее герметичность.

Если же скорость кристаллизации опережает скорость роста газового пузырька, то образуется отдельная пора или небольшая раковина (рис. 3).

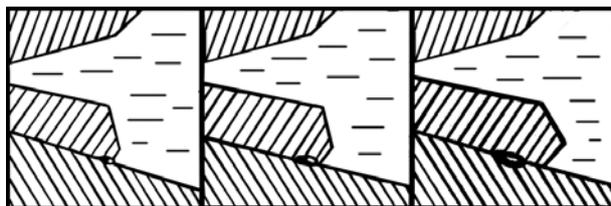


Рис. 3. Схема образования отдельной поры (раковины)

Таким образом, описанный метод моделирования позволил получить достаточно наглядную картинку процесса зарождения и роста газовых дефектов и установить, что механизм образования газовых несплошностей зависит от соотношения скоростей затвердевания и изменения газовой концентрации в зоне, прилегающей к фронту кристаллизации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильинский, В. А. Исследование особенностей формирования дендритных структур сталей / В. А. Ильинский, Н. И. Габельченко, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова, Н. П. Житникова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 74–78.
2. Аверин, В. Азот в металлах / В. Аверин [и др.]. – М.: Металлургия, 1976. – 224 с.
3. Тодоров, Р. П. Дефекты в отливках из черных сплавов / Р. П. Тодоров, П. Ц. Пешев. – М.: Машиностроение, 1984. – 184 с.
4. Ильинский, В. А. Влияние дисперсности первичной структуры на эксплуатационную надежность анодных штырей электролизеров / В. А. Ильинский, Н. И. Габельченко, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 158–162.
5. Бушмин, В. Е. О моделировании процесса образования газовых дефектов в отливках / В. Е. Бушмин. – В кн.: Технология производства санитарно-технического и отопительного оборудования: сб. трудов НИИСантехники, № 54. – М.: НИИСантехники, 1980. – 124 с.

УДК 621.74-034.13:621.785

Н. И. Габельченко, Л. В. Костылева, В. А. Ильинский, Е. Ю. Карпова, Э. А. Мажитова

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СКОРОСТИ РОСТА ДЕНДРИТНЫХ ВЕТВЕЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе представлены результаты определения скорости роста дендритных ветвей, выполненные на основе развитых представлений о подобии дендритных структур и границе дендритного роста при кристаллизации сталей и сплавов. Установлено, что расчетные значения скорости роста дендритных ветвей хорошо коррелируются с опытными данными.

Ключевые слова: кристаллизация, дендритная кристаллизация, скорость роста дендритных ветвей.

The results of determining the rate of dendritic branches growth, made on the basis of the developed concepts of dendritic structures similarity and the boundary of the dendrite growth during crystallization of steels and alloys are represented in the paper. It was found that the calculated values growth rates of the dendritic branches are well correlated with experimental data.

Keywords: crystallization, dendritic crystallization, the growth rate of the dendritic branches.

Многочисленные попытки рассчитать скорость роста дендритных ветвей на основе функциональной зависимости от степени переохлаждения жидкой фазы были проанализиро-

ваны в работе [1] и оказались безуспешными. Вместе с тем, дендритная форма роста является преобладающей при кристаллизации промышленных сплавов и проблема требует решения даже по чисто практическим соображениям.

Анализ скорости линейного роста дендритных кристаллов выполняли на основе развитых

* Работа выполнялась при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (соглашение №14.В37.21.1274).

в работе [2] представлений о подобии дендритных структур, который в связи с важностью его использования по новому назначению подвергли дополнительной проверке.

Предполагалось, что вследствие соблюдения принципа подобия дендритных структур, сформированных при различных степенях переохлаждения, соответствующим подбором оптического увеличения (уменьшения) можно достигнуть полной идентичности геометрических размеров дендритных ветвей.

Проверку подобия структур литых углеродистых сталей выполняли в широком интервале скоростей охлаждения, предельные значения которых предусматривали сопоставление дендритов в закаленных дробинках $\varnothing 20...40$ мкм и в центральных зонах крупных стальных слитков [3]. Критерием принципа подобия, помимо чисто внешнего сходства дифференцированно увеличенных структур, служило равенство (1), справедливость которого подтверждалась действительными измерениями:

$$\frac{V_1}{F_1} \cdot m_2 = \frac{V_2}{F_2}, \quad (1)$$

где V и F – соответственно удельные объемы и площади поверхности отдельных дендритов, m_2 – масштабный фактор.

При достоверно известной линейной скорости роста (R_i) дендритной ветви какого-либо одного радиуса r_i , использование ее в качестве реперного значения позволит рассчитать линейные скорости роста любых дендритов с помощью уравнения (2), поскольку $V_1=V_2=0,65$, а разница F определяется квадратом r_i .

$$R_i = R_o / m^2 \text{ или } R_i = R_o / \left(\frac{r_i}{r_o} \right)^2. \quad (2)$$

Реперные значения скорости линейного роста R_o рассчитывали для предельно тонких дендритов на основе кластерного [4] и послойного [5] механизмов их роста, считая полученные значения (R_o) предельно возможными. Для обоих механизмов роста предельная скорость определялась как частное от деления приращиваемой длины ΔL на продолжительность элементарного акта $R_o = \Delta L / \tau_c$. Соответственно, $\Delta L_{\text{кл}}$ кластера, содержащего примерно 1000 атомов (куб со стороной в 10 атомов), и $\Delta L_{\text{ат}}$ в один атомный слой; $\tau_c^{\text{кл}} = 10^{-7} \dots 10^{-8}$; $\tau_c^{\text{ат}} = 10^{-12} \dots 10^{-13}$ с.

В обоих случаях предполагалось, что цилиндрическая ветвь предельно тонкого дендри-

та имеет размер окружности, описанной вокруг грани (10×10 ат) кластера, т. е. примерно $\varnothing 50 \dots 60 \text{ \AA}$ или $6 \cdot 10^{-3}$ мкм.

Естественно, наблюдать в оптический микроскоп такой дендрит невозможно, так как диаметр его ветвей на 2 порядка величины меньше разрешающей способности оптики. Но по размерам он близок к дендритам, которые, по данным, приведенным в работе [6], образуются при скорости охлаждения $10^{10} \text{ }^\circ\text{C/с}$. Таким образом, выбор его в качестве абсолютного репера для вычисления скоростей более крупных дендритов представляется достаточно обоснованным.

Таким образом, концепция принятого метода анализа линейных скоростей роста дендритных кристаллов основывалась: на выборе радиуса (r_o) максимально переохлажденного, самого тонкого дендрита; приближенного определения его предельно возможной скорости роста (R_o); использовании принципа подобия для вычисления R_i любого дендрита в обход его функциональной зависимости от степени переохлаждения (ΔT).

Достоверность расчетных значений R_i проверялась путем сопоставления их с результатами прямых измерений. Такое сопоставление требовало приведения параметра λ – расстояния между ветвями второго порядка к радиусу (r_i) дендрита, исходя из примерного соотношения $r = \lambda / 3$ и пересчета скорости охлаждения на время (τ , с) продолжительности дендритной кристаллизации по формуле

$$\tau = \frac{\Delta T, \text{ }^\circ\text{C}}{V_{\text{охл}}, \text{ }^\circ\text{C/с}}. \quad (3)$$

Измерения, выполненные при металлографическом анализе дробинки $\varnothing 20$ мкм, кристаллизовавшейся в виде одного кристаллита с единым дендритом, и одного из кристаллитов поликристаллической отливки, подтвердили пропорциональный характер изменения таких параметров, как r , λ и L . Другими словами, дендритные структуры, сформированные при скоростях охлаждения, отличающихся в 10^6 раз, могут быть путем подбора соответствующего увеличения m_2 приведены к полностью тождественным, и, следовательно, они отвечают принципу подобия и равенству (1).

Расчет предельной линейной скорости роста (R_o), выполненный по кластерной схеме применительно к параметрам решетки $a_{\alpha\text{Fe}} = 2,86 \text{ \AA}$ и $a_{\gamma\text{Fe}} = 3,56 \text{ \AA}$ и, соответственно, раз-

меру кубического кластера из 1000 атомов $L_{\text{кл}} \approx 3 \cdot 10^{-9}$ м, при частоте колебаний кластера $10^7 \dots 10^8 \text{ с}^{-1}$ дает следующее значение скорости: $R_0 = 3 \cdot 10^{-9} \cdot 10^7 \dots 10^8 = 0,03 \dots 0,3$ м/с.

При поатомном механизме присоединения вещества к атомношероховатой грани с шагом L в один атомный слой в пределе возможной будет частота присоединения, на 4–5 порядков большая, чем у кластеров и, соответственно, скорость

$$R_0 = 3 \cdot \text{Å} / 10^{-12} \text{ с} = 3 \cdot 10^{-10} \text{ м} / 10^{-12} \text{ с} \approx 300 \text{ м/с}.$$

Значение R_0 , полученное при поатомном росте, в большей мере отвечает требованиям теории ($R_0 \rightarrow$: при $r_0 \rightarrow 0$) и соответствующим реакциям гранульной металлургии, поэтому $R_0 = 300$ м/с принимаем в качестве абсолютного репера для расчетов конкретных скоростей линейного роста дендритов.

Рассчитанные значения скоростей линейного роста дендритных кристаллов с заданной толщиной ветви (r_i), полученные в соответствии с равенством (2), сравнивались с экспериментальными данными различных авторов.

Экспериментальные значения скоростей роста для тех же радиусов дендритных ветвей получены путем пересчета графических зависимостей [6,7]. При этом скорость роста (R_i) находили делением длины ветви на время дендритного роста.

$$R_i^{\text{эксп}} = \frac{L_{\text{дендр}}}{\tau, \text{ с}},$$

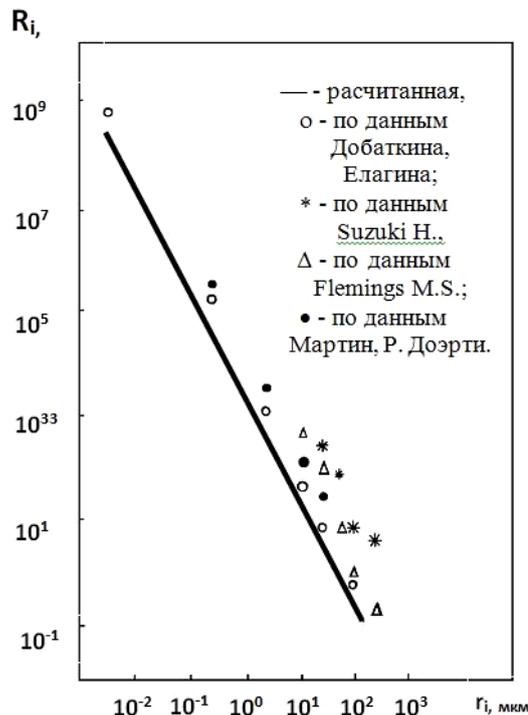
где $L_{\text{дендр}}$ – длина ветви $\approx 100r_i$, $\tau, \text{ с}$ – время роста в секундах.

Указанные на рисунке экспериментальные точки, совмещенные с расчетной зависимостью

$$R_i = AR_0 / \left(\frac{r_i}{r_0} \right)^2,$$

показывают, что некоторые данные обнаруживают очень хорошее соответствие расчету, другие – удовлетворительное, но все они укладываются практически в одинаковую функциональную зависимость, отличающуюся только величиной A , т. е. попадают в область ограниченную семейством близко расположенных параллельных линий.

Если же отнести рассчитанные значения R_i к соответствующим длинам дендритных ветвей, достигнутым за 1с их роста, то оказывается, что при любой толщине дендрита в каждую секунду кристаллизуется строго постоянный объем ветвей, т. е. $\pi r_1^2 \cdot R_1 = \pi r_2^2 \cdot R_2 + \dots + \pi r_i^2 \cdot R_i \approx 8480 \text{ мкм}^3 = \text{const}$. Поверхность же таких вет-



Линейные скорости роста дендритных кристаллов

вей в каждую секунду уменьшается в обратной зависимости от величины радиуса.

Этот результат оказался самым неожиданным, поскольку вопреки всем прогнозам о влиянии поверхности раздела (F_{S-L}) на дендритный рост, он лимитируется не поверхностью раздела (F_{S-L}), а условием постоянства приращения объема твердой фазы, $\Delta V = \text{const}$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чалмерс, Б. Теория затвердевания / Б. Чалмерс. – М.: Металлургия, 1968. – 288 с.
2. Костылева, Л. В. Особенности кристаллизации сталей в интервале температур ликвидус–солидус / Л. В. Костылева, Н. И. Габельченко, В. А. Ильинский // МиТОМ. – 2000. – № 4. – С. 31–34.
3. Ильинский, В. А. Исследование особенностей формирования дендритных структур сталей / В. А. Ильинский, Н. И. Габельченко, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова, Н. П. Житникова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 74–78.
4. Гаврилин, И. В. Модель плавления металлов / И. В. Гаврилин, Г. С. Ершов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1973. – № 4. – С. 149–152.
5. Марч, Н. Г. Жидкие металлы / Н. Г. Марч. – М.: Металлургия, 1972. – 290 с.
6. Добаткин, В. И. Гранулированные алюминиевые сплавы / В. И. Добаткин, В. И. Елагин. – М.: Металлургия, 1981. – 176 с.
7. Мирошниченко, И. С. Механизм и кинетика кристаллизации / И. С. Мирошниченко. – Минск: Наука и техника, 1969. – 183 с.

УДК 669.14

*Н. А. Зюбан, С. А. Пегешева, О. А. Шевцова, Н. В. Клячина***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОКИСЛЕННОСТИ МЕТАЛЛА
НА ФОРМИРОВАНИЕ ОКСИДНЫХ, СУЛЬФИДНЫХ И ОКСИСУЛЬФИДНЫХ
ВКЛЮЧЕНИЙ И СВОЙСТВ ГОТОВЫХ ИЗДЕЛИЙ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru, shevtzova@list.ru

В работе представлены результаты исследований оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений в процессе кристаллизации металла, а также установление взаимосвязей между величиной окисленности низколегированных конструкционных сталей и морфологией сульфидных и оксисульфидных включений.

Ключевые слова: оксисульфидные включения, степень окисленности, граница зерна, пластические свойства, морфология включений.

The paper presents the results of research oxide, sulfide and oxysulfide inclusions in the process of crystallization of metal, as well as the establishment of links between the size of the oxidation of low-alloyed structural steels and morphology of sulphide and oxysulfide inclusions.

Keywords: oxisulfide inclusions, oxidation level, grain border, plastic properties, morphology inclusions.

Роль неметаллических включений в формировании структуры и свойств металлоизделий достаточно велика, однако особенности образования оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений находятся между собой в тесной взаимосвязи, и в зависимости от их количественного соотношения уровень пластических характеристик готового изделия может существенно изменяться.

Известны работы, в которых показано, что вакуумирование неоднозначно влияет на механические свойства поковок. Было исследовано влияние типа стали (основная или кислая) и вида ее обработки (с вакуумированием или без него) на механические свойства поковок одного наименования [1].

Анализ данных показывает, что невакуумированная кислая сталь по сравнению с основной электросталью обладает меньшими (на 10–14 %) значениями прочностных свойств, но более высокими пластическими показателями. После вакуумной обработки прочностные характеристики σ_b и σ_t кислой стали возросли на 5–6 %, но при этом отмечено снижение пластических свойств в среднем на 9–11 %. Для основной стали характерно уменьшение ударной вязкости KCU на образцах после вакуумирования в среднем на 18–20 %.

Таким образом, воздействие вакуумирования на качество металла наряду с положительными показателями в отдельных случаях может приводить к ухудшению пластических характеристик металлоизделий. Можно предположить,

что снижение вязкостных и пластических свойств поковок из кислой и основной стали после вакуумирования обусловлено морфологией оксидных и сульфидных включений в исследуемом металле [2].

Для уточнения механизма образования неметаллических включений, выявления факторов, определяющих вид и форму включений, провели серию лабораторных исследований по выплавке и разливке стали 20 с различными вариантами раскисления.

Результаты исследования индекса загрязненности полученных образцов представлены на рис. 1.

Из приведенных данных видно, что в 1-м образце (нераскисленный металл) наблюдается незначительное количество оксисульфидов. Сульфидов, напротив, в 2 раза больше; преимущественное расположение по границам зерен. При введении Al (2-й образец) наблюдается снижение количества сульфидов и резкое увеличение количества оксисульфидов (в 4,5 раза по сравнению с исходным металлом). Далее с увеличением количества вводимого Al (3, 4-й образцы) наблюдается увеличение количества оксисульфидов, а количество сульфидов уменьшается (в 2,5 раза по сравнению с исходным металлом).

При традиционном конечном раскислении литой стали алюминием 80–85 % неметаллических включений (практически все сульфиды) находятся на границах литых кристаллитов. Значительное очищение границ литых зерен от неметаллической фазы может быть достигнуто дополнительным (к раскислению алюминием) раскислением-модифицированием щелочно-зе-

* Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, (соглашение 14.В37.21.1065).

мельными или редкоземельными элементами. Редкоземельные элементы, имея высокое сродство к кислороду, сере и другим примесям, активно взаимодействуют с ними, образуя при этом совершенно новый тип включений – твердые растворы переменного нестехиометриче-

ского состава. Вновь образованные включения имеют преимущественно глобулярную форму, коагулируют, что способствует образованию более крупных включений [3]. Поэтому во второй серии экспериментов в качестве модификатора использовался SiCa.

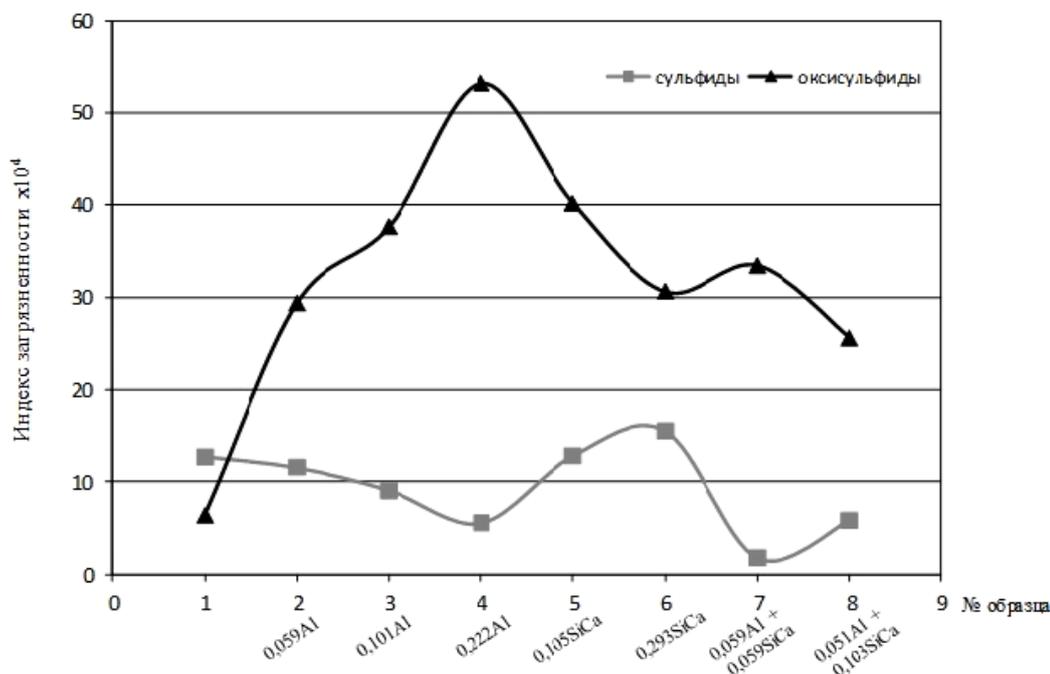


Рис. 1. Загрязненность образцов сульфидными и оксисульфидными включениями (средние значения)

При введении SiCa (5, 6-й образцы) наблюдается уменьшение количества оксисульфидов, количество сульфидов увеличивается. На рис. 2 представлена наиболее характерная форма и расположение неметаллических включений в 5-м образце.

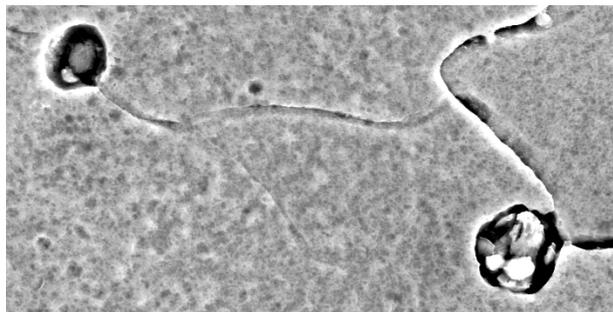


Рис. 2. Глобулярные оксисульфиды, располагающиеся по границам зерен (образец № 5). $\times 8000$ (электронный сканирующий микроскоп «Versa 3D»)

При совместном раскислении Al и SiCa наблюдается минимальное количество сульфидов (7-й образец), далее с увеличением количества вводимого SiCa количество оксисульфидов уве-

личивается, они представлены включениями преимущественно глобулярной формы, располагаются внутри зерна (рис. 3).

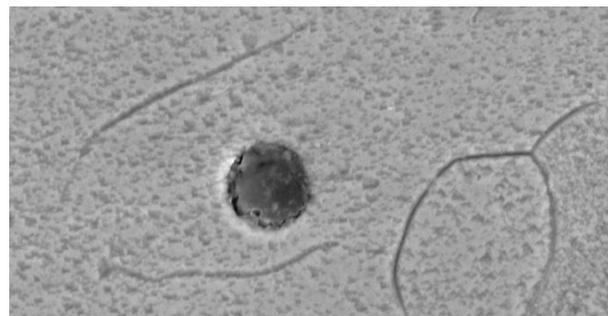


Рис. 3. Глобулярный оксисульфид внутри зерна (образец № 7). $\times 8000$

По данным экспериментов построена эмпирическая компьютерная модель (рис. 4), показывающая количество оксисульфидов в зависимости от содержания серы и кислорода в металле. Из приведенных данных видно, что увеличение количества оксисульфидов сопровождается понижением концентрации серы в металле, что способствует уменьшению кон-

центрации сульфидной фазы по границам зерен и стабилизации пластических свойств.

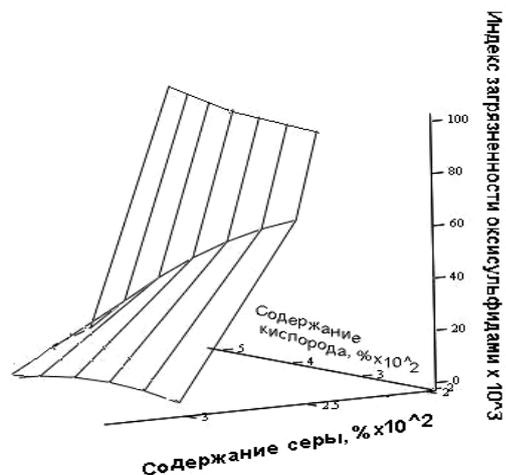


Рис. 4. Влияние содержания серы и кислорода металле на количество оксисульфидных включений

Была исследована твердость образцов, отмечено повышение твердости при увеличении количества оксисульфидов и уменьшении сульфидов.

Полученные результаты свидетельствуют о наличии определенной связи между количеством образующихся сульфидных и оксисульфидных включений, зависящим от степени окисленности металла.

При выделении оксисульфида в расплаве понижается содержание как кислорода, так и серы. После израсходования кислорода, т. е. после того как его содержание понизится до равновесных значений, происходит образование только чистых сульфидов, что может привести к снижению пластических свойств полу-

чаемого металла. Таким образом, выделение сульфидов происходит только тогда, когда в металлическом расплаве достигается очень низкое содержание кислорода.

Выводы

Формирование свойств литого металла во многом зависит от оптимального соотношения между содержанием в металле оксидов, сульфидов и оксисульфидов. Поэтому необходимо управление соотношением оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений за счет выбора оптимального состава и количества раскислителей, либо увеличение доли оксидов «подложек» за счет модифицирования стали. Необходимость глубокого вакуумирования стали ставит условие доведения содержания серы до минимального значения, менее 10^{-3} %, с целью предупреждения выделения чистых сульфидов по границам зерен и возможного снижения пластических свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зюбан, Н. А. Влияние вакуумирования на особенности формирования сульфидных включений и свойства изделий из низколегированных конструкционных сталей / Н. А. Зюбан, О. Б. Крючков // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2008. – № 5. – С. 15–18.
2. Зюбан, Н. А. Исследование особенностей формирования типа и вида сульфидных включений в зависимости от степени окисленности металла и их влияние на свойства низколегированных конструкционных сталей / Н. А. Зюбан, О. А. Шевцова, М. Н. Летников, Д. В. Руцкий // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2010. – № 2. – С. 56–60.
3. Лунев, В. В. О природе и диагностике неметаллических включений в стали / В. В. Лунев, В. П. Пирожкова // Электрометаллургия. – 2011. – № 7. – С. 26–30.

УДК 621.746

Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. С. Коновалов, В. В. Фирсенко

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ ДОННОЙ ЧАСТИ НА УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ШНУРОВ ВНЕОСЕВОЙ ЛИКВАЦИИ В КРУПНЫХ КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКАХ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: rtecmat@vstu.ru, konovalov_ss1988@mail.ru

В работе приводятся результаты исследования влияния изменения геометрии донной части крупного кузнечного слитка на формирование шнуров внеосевой ликвации и условия, необходимые для их образования.

Ключевые слова: слиток, шнуры внеосевой ликвации, выпуклый поддон.

The paper gives the results of research of influence of geometry pallet casting tooling for casting the large forging ingot to form of strings off-center segregation and conditions required for their formation.

Keywords: ingot, the strings off-center segregation, convex pallet.

* Работа выполнена в рамках гранта РФФИ (соглашение №12-08-31328/12) и гранта МК-4034.2012.8.

Получение крупногабаритных изделий ответственного назначения (роторов валов турбогенераторов, корпусов реакторов и т. п.) связано с изготовлением слитков массой от 20 до 420 тонн. Особенности кристаллизации таких больших масс металла проявляются в образовании большого количества дефектов при затвердевании. Ряд дефектов, таких как осевая

рыхлость и пористость, могут устраняться при определенных операциях ковки. Но есть неустранимые дефекты, наследуемые готовым изделием, как, например, внеосевая ликвационная неоднородность. Отрицательное влияние данного вида ликвации на механические свойства продукции проявляется резким снижением ударной вязкости.

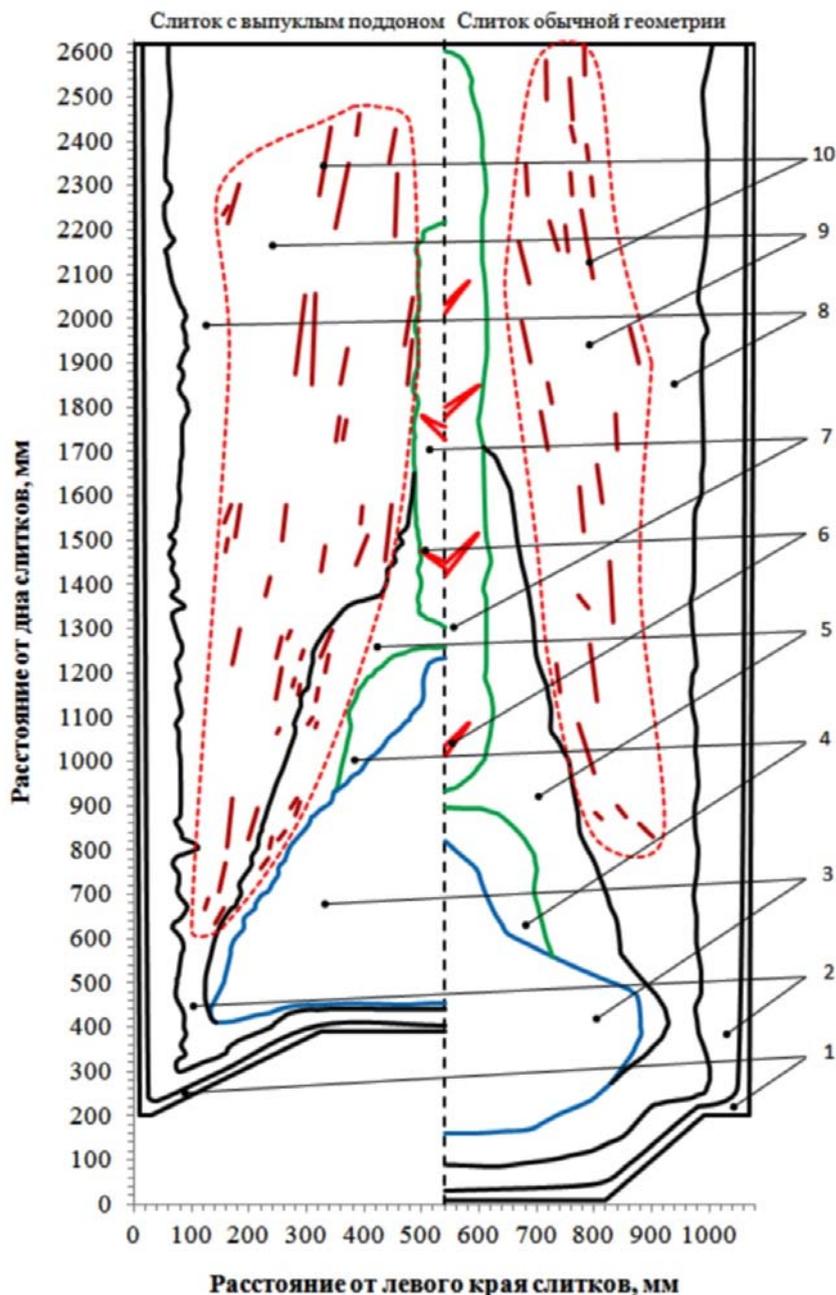


Рис. 1. Структурные и дефектные зоны исследуемых слитков:
 1 – корковая зона; 2 – зона столбчатых кристаллов; 3 – конус осаждения; 4 – зона дугообразных трещин; 5 – мелкие равноосные кристаллы; 6 – V-образные трещины; 7 – зона осевой рыхлости; 8 – крупные равноосные кристаллы; 9 – зона внеосевой ликвации; 10 – шнуры внеосевой ликвации

В настоящее время существует несколько гипотез образования внеосевой ликвационной

неоднородности. В основу практически всех положен факт избирательной кристаллизации

и скопления ликватов в межосных пространствах и перед фронтом кристаллизации. Различаются они, главным образом, трактовкой ведущего звена процесса формирования внеосевой ликвации [1].

Внеосевая ликвация – металлургический дефект. Она образуется при кристаллизации металла. Соответственно, влиять на ее формирование можно, контролируя и изменяя в нужном направлении процесс кристаллизации.

Эффективным и недорогим способом является изменение геометрических параметров слитка при помощи подбора оптимальной его формы при отливке в вакууме. Таким образом, появляется возможность управлять процессом кристаллизации без применения специальных дорогостоящих методов, изменяя лишь геометрическую форму слитка, с максимальным выходом годного металла [2].

Целью данной работы являлось исследование особенностей формирования шнуров внеосевой ликвации, условий для их образования, а также выявление общих закономерностей на основе изучения металла опытного и сравнительного слитков.

Объектом исследования являлись два вакуумных слитка стали 38ХНЗМФА, один из которых массой 24,2 т отливался по штатной технологии (сравнительный слиток), второй – с вогнутой донной частью («выпуклым» поддоном), масса которого за счет специфической формы дна уменьшилась до 22,5 т.

Исследование проводилось по оцифрованным копиям макроструктур и серных отпечатков с продольных осевых плит слитков и заключалось в определении особенностей расположения структурных зон, шнуров внеосевой ликвации и расстояния от поверхности слитка до первого шнура в горизонтальном направлении.

На рис. 1 представлено схематическое изображение строения слитков обычной геометрии и с вогнутой донной частью. Хорошо видно, что в слитке с вогнутой донной частью область внеосевой ликвации значительно шире по сравнению с той же ликвационной областью слитка обычной геометрии. Это говорит о том, что шнуры в опытном слитке начинают образовываться на более ранних этапах затвердевания (область Λ-ликвации в слитке с вогнутой донной частью находится значительно ниже и ближе к поверхности и к осевой зоне). В слитке обычной геометрии, наоборот, ликвационная зона более компактна и располагается на рас-

стоянии примерно 1/2–2/3 радиуса от поверхности слитка.

Параметры дефектных зон исследуемых слитков представлены в таблице.

Параметры дефектных зон исследуемых слитков

Структурная зона	Доля от площади осевого темплета, %	
	Слиток обычной геометрии	Слиток с вогнутой донной частью
Зона V-образной ликвации	7,84	3,44
Зона дугообразных трещин	2,14	1,59
Зона Λ-образной ликвации	20,5	38,8

В слитке с вогнутой донной частью область внеосевой ликвационной неоднородности на 89 % больше, чем в слитке обычной геометрии, но при этом другие дефектные зоны (зона V-образной ликвации и дугообразные трещины) в результате изменения поддона уменьшаются в размерах, что является положительным результатом.

Для определения времени создания условий, необходимых для образования шнуров на различных горизонтах исследуемых слитков произведена оценка времени и скорости затвердевания металла от поверхности слитка до первого шнура внеосевой ликвации.

На серных отпечатках с продольных осевых темплетов обычного и опытного слитков измерялось расстояние от поверхности до первого шнура внеосевой ликвации в горизонтальном направлении. По эмпирической зависимости производился расчет времени затвердевания кристаллизующегося металла до первого шнура [3]:

$$\tau_{затв} = 0,128 \cdot R_c^2 \cdot \left(1 - \left(1 - \frac{\delta}{R_c} \right)^2 \cdot \left(1 - 2,303 \cdot \lg \left(1 - \frac{\delta}{R_c} \right)^2 \right) \right), \quad (1)$$

где δ – расстояние от края слитка до первого шнура, мм; R_c – радиус слитка, мм.

Скорость затвердевания металла в слитке до места формирования первого шнура рассчитывалась по формуле:

$$V_{затв} = \frac{\delta}{\tau_{затв}}. \quad (2)$$

Результаты проведенных расчетов представлены на рис. 2. Отчетливо видно, что на уровне высоты от 0 до 60 % время затвердева-

ния металла от поверхности до первого шнура в слитке с вогнутой донной частью меньше по сравнению со слитком обычной геометрии, а значит, скорость кристаллизации больше, что и показывает рисунок справа. При этом также видно, что значительной разницы между временем и скоростью затвердевания металла от поверхности до первого шнура в верхних гори-

зонтах исследуемых слитков не наблюдается.

Следовательно, можно сказать, что благоприятные условия для образования шнуров внеосевой ликвации в слитке с вогнутой донной частью образуются значительно быстрее, при этом влияние вогнутой формы дна на ликвационные шнуры распространяется только на нижние две трети слитка.

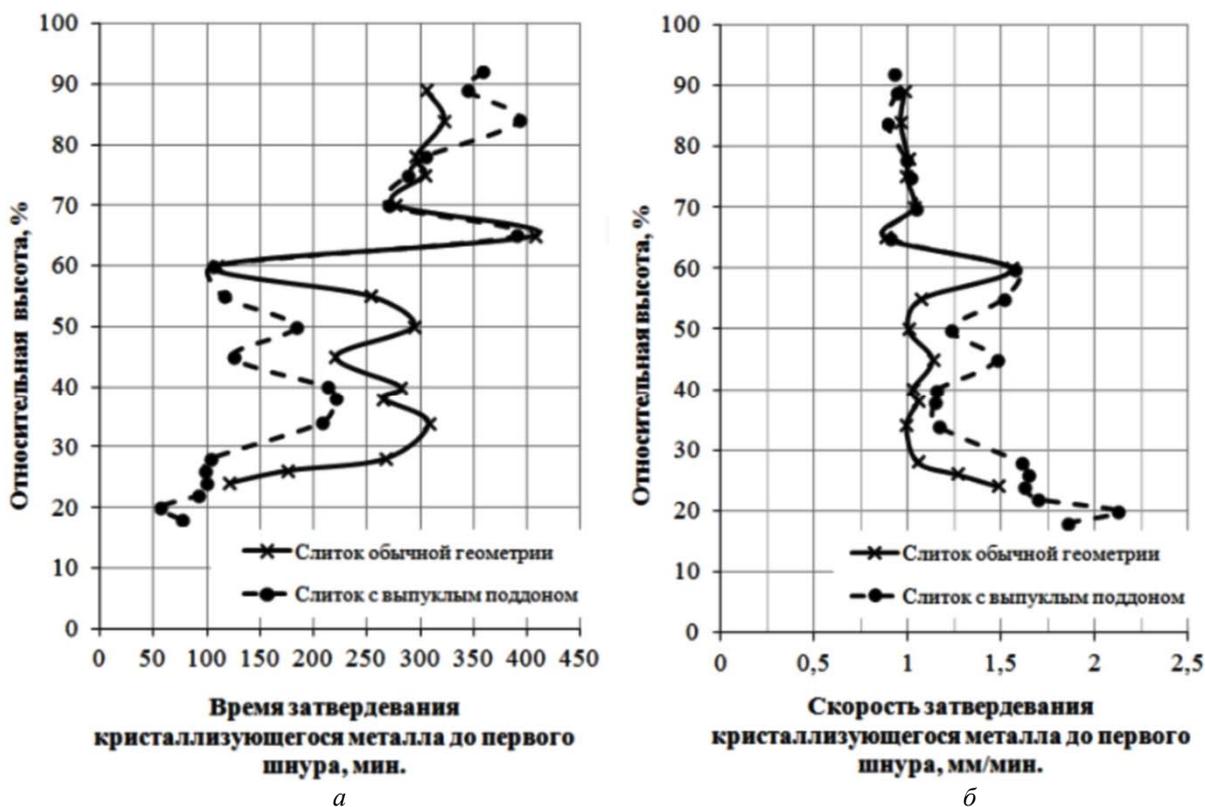


Рис. 2. Время (а) и скорость (б) затвердевания кристаллизующегося металла от поверхности исследуемых слитков до первого шнура

Таким образом, за счет применения выпуклого поддона при отливке крупных кузнечных слитков происходит ускорение кристаллизационных процессов в нижней части слитков, что обуславливает более интенсивное перераспределение примесей в процессе формирования шнуров внеосевой ликвации, количество их увеличивается, а диаметр уменьшается, то есть происходит «расслоение» крупных шнуров на более мелкие составляющие, что снижает химическую неоднородность по всему объему слитков и будущих поковок.

Проведенное исследование слитка с вогнутой донной частью в сравнении со слитком обычной геометрии установило существенное влияние вогнутой формы донной части на особенности расположения и строения зоны внеосевой ликвации. Область внеосевой ликвации

в слитке с вогнутой донной частью находится значительно ближе к поверхности слитка по сравнению с обычным, также возрастает и протяженность области Λ -ликвации (она значительно ниже). Несмотря на развитую зону внеосевой ликвации слиток с вогнутой донной частью имеет более благоприятное строение структуры – меньшую область осевой ликвации и меньшую зону дугообразных трещин.

Расчетами параметров кристаллизации было показано, что на уровне нижних двух третей слитка с вогнутой донной частью металл затвердевает значительно быстрее, то есть скорость кристаллизации металла от поверхности до первого шнура на этом уровне исследуемого слитка выше. Это обусловлено специфической формой донной части, применение которой позволяет уменьшить параметр H/D и резко уве-

личить вертикальную составляющую кристаллизации при затвердевании слитка. Влияние выпуклого поддона на внеосевую ликвационную неоднородность распространяется на 2/3 высоты слитка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жульев, С. И. Производство и проблемы качества ку-

кузнечного слитка / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан. – Волгоград: РПК «Политехник», 2003. – 168 с.

2. Зюбан, Н. А. Формирование внеосевой неоднородности кузнечного слитка с измененной геометрией донной части изложницы / Н. А. Зюбан, Д. В. Рущкий, С. Б. Гаманюк, С. С. Коновалов // *Металлург*. – 2011. – № 6. – С. 65–68.

3. Шмрга, Л. Затвердевание и кристаллизация стальных слитков; пер. с чешск. / Л. Шмрга; под ред. В. И. Кашина. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.

УДК 669-4:620.19

*Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Ф. Даненко, В. Н. Арисова,
С. А. Булаева, А. Э. Расулзаде, Е. А. Иваненко*

ВЛИЯНИЕ КЛИМАТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:mv@vstu.ru

Приведены результаты исследования коррозионной стойкости сталеалюминиевой проволоки разных марок в исходном состоянии и после ТО в условиях, имитирующих климатические факторы.

Ключевые слова: биметаллическая проволока, алитирование, микротвердость, коррозия, степень поражения коррозией.

The results of the study of corrosion resistance of steel-aluminum wire of different brands in the initial state and after heat treatment in conditions, simulating the climatic factors are given.

Keywords: bimetallic wire, aluminizing, microhardness, corrosion, the extent of corrosion damage.

Биметалл сталь+алюминий сочетает коррозионную стойкость, легкость, хорошую электропроводность алюминия с прочностью и пластичностью стали. Из биметаллической проволоки изготавливают грозозащитные тросы, провода для воздушных линий электропередач [1]. Алюминированная проволока обладает более высокой стойкостью против коррозии во влажных и кислотных средах по сравнению с оцинкованной и на 10 % прочнее последней, поэтому ее используют в районах жаркого климата, повышенной влажности, солевого тумана, сильно загрязненных областях, а также для канатов и кабельной аппаратуры в океанологии. Стойкость алюминированных канатов в морской воде примерно в четыре раза выше оцинкованных [2], однако влияние возможных нагревов во время эксплуатации на их коррозионную стойкость осталось неизученным.

Целью настоящей работы явилось исследование влияния ТО сталеалюминиевой проволоки на коррозионную стойкость в морской воде.

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066_а.

Материалы и методика эксперимента

Для исследования использовалась биметаллическая проволока английского (СП1) и корейского (СП2) производства, полученная погружением стального сердечника в ванну с алюминием. В поперечном сечении проволока имеет вид двух концентрических окружностей, толщина алюминиевой оболочки (АД1) по сечению составляет $0,2 \pm 0,03$ мм, диаметр сердечника (сталь 65Г) равен 2,6 мм.

Металлографические исследования проводили на оптическом металлографическом *Olympus BX-61* и стереоскопическом МС-1 микроскопах с фиксацией микроструктур с помощью цифровых камер *DP-I2* и *LEVENHUK C-800* при увеличениях $\times 50$ – 1000 и $\times 80$. Обработку цифровых фотографий осуществляли на ЭВМ с использованием программного комплекса *AnalySiS* фирмы *SoftImaging System GmbH* (Германия). Для измерений микротвердости методом восстановленного отпечатка (ГОСТ 9450–76) использовали микротвердомер ПМТ-3. Изучение фазового состава и параметров тонкой структуры алюминия осуществляли с использованием универсального дифрактометра ДРОН-3 в Cu K_α -излучении. Термиче-

скую обработку проводили в муфельной печи при нагреве 200 °С в течение 1 ч с остыванием на воздухе. Коррозионные испытания образцов выполняли в условиях, имитирующих воздействие морского климата, при частичном погружении в 3 %-ный раствор NaCl (ГОСТ 9.913–90) и водопроводную воду. Количество коррозионных поражений оценивали по ГОСТ 9.908–85.

Результаты и их обсуждение

В процессе исследования микроструктуры выявлена мелкодисперсная структура в алюминии, которая образовалась после алитирования и волочения проволоки (рис. 1).

Анализ микромеханических свойств алюминиевой оболочки показал, что ее микротвердость в СП1 и СП2 соответственно снижается с 570 до 500 МПа и с 596 до 555 МПа по мере удаления от границы соединения с сердечни-

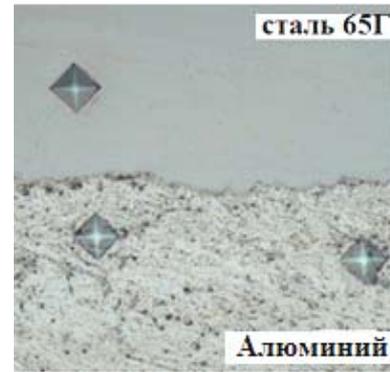


Рис. 1. Микроструктура сталеалюминовой проволоки после алитирования и волочения. $\times 500$

ком к поверхностному слою оболочки (рис. 2). Полученные данные превышают значения твердости отожженного алюминия (250 МПа) за счет деформационного упрочнения в процессе прохождения проволоки через фильеру.

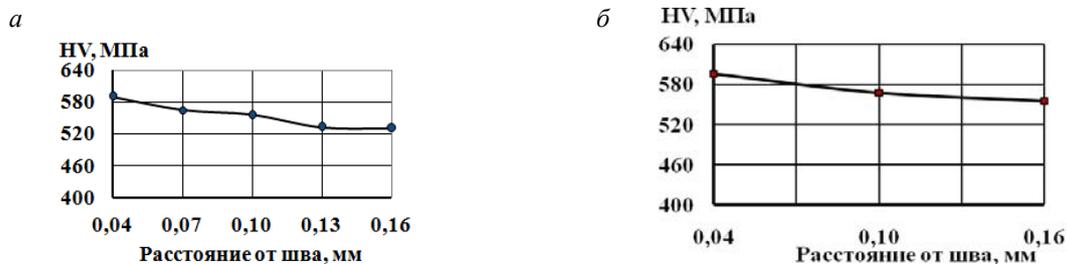


Рис. 2. Распределение микротвердости алюминия в поперечном сечении: а – СП1; б – СП2

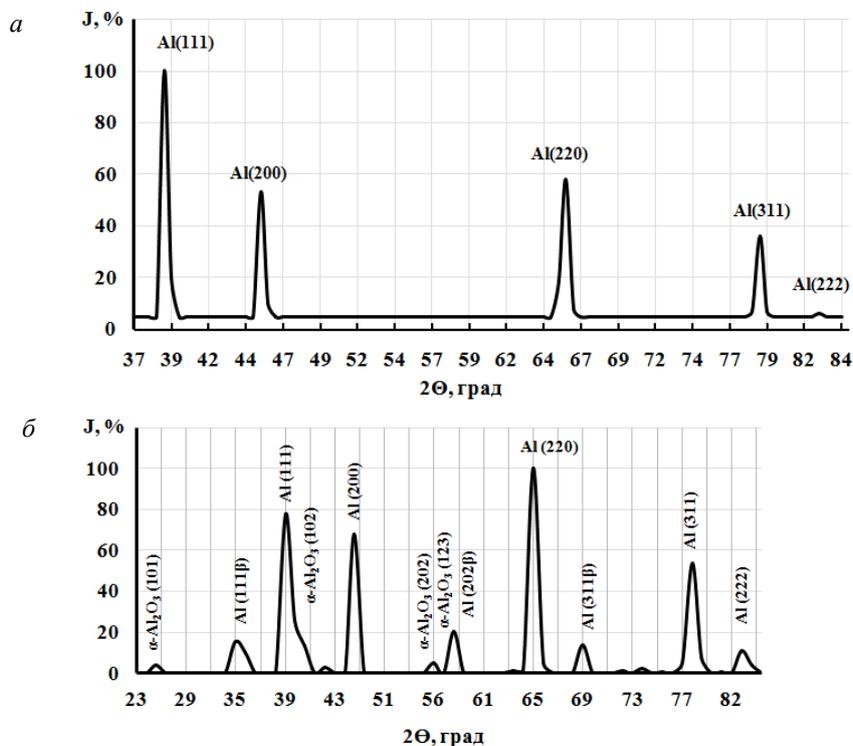


Рис. 3. Дифрактограммы проволоки в исходном состоянии: а – алюминиевого слоя СП1; б – поверхности СП2

На рис. 3 представлены результаты рентгеноструктурного анализа биметаллической проволоки обеих марок в исходном состоянии. В образце СП1 был предварительно счищен поверхностный оксидный слой, вследствие этого обнаружен только твердый раствор на основе Al. Анализ поверхности плакирующего слоя проволоки СП2 выявил кроме алюминия и окись алюминия $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Повышенная интенсивность линий с малыми индексами (220) и (331) по сравнению с табличными в базе ASTM соответствует аксиальной текстуре покрытия проволоки, которая первоначально подвергалась волочению.

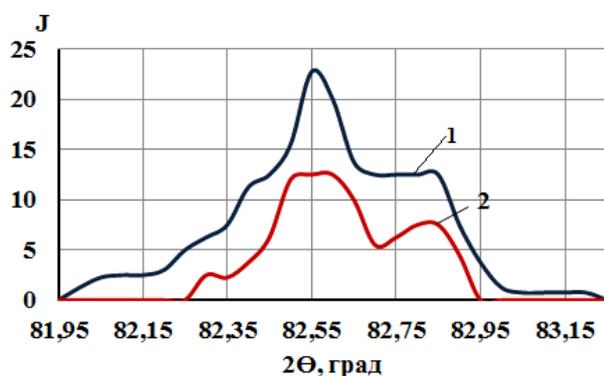


Рис. 4. Фрагменты дифрактограмм исходных образцов для Al (222):
1 – СП1; 2 – СП2

Изучение дифрактограмм исходных образцов показало, что профили линии Al (222) на дальних углах у обеих проволок размыты (рис. 4). Вычисленные параметры решеток алюминия в СП1 и СП2 равны $4,0495\text{Å}$, что соответствует размеру решетки чистого Al ($a = 4,0494\text{Å}$).

Исследования поверхности алюминиевой оболочки без подготовки шлифа показали, что значения микротвердости оказались выше, чем в поперечном сечении проволоки вследствие образования оксидной пленки Al_2O_3 (рис. 5). Твердость поверхности СП1 составляет 585 МПа, а СП2 – 562 МПа, что, по-видимому, объясняется формированием в процессе алитирования проволоки английского производства более толстой пленки Al_2O_3 . После нагрева проволоки СП2 на 200 °C микротвердость на поверхности алюминия снижается до 450 МПа, следовательно, снимаются последствия наклепа и, вероятно, не происходит значительного увеличения толщины пленки Al_2O_3 . По данным [3], толщина естественной оксидной пленки на алюминии при нормальной температуре не

превышает $0,01\text{ мкм}$. Даже при нагреве, близком к температуре плавления, она не превышает $0,2\text{ мкм}$.

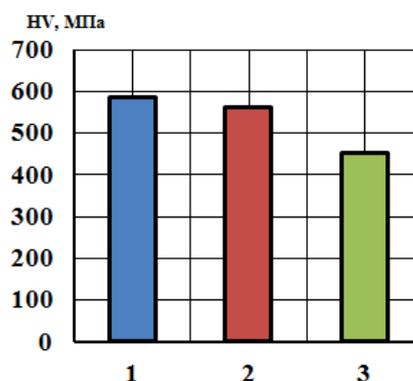


Рис. 5. Микротвердость поверхности алюминиевой оболочки:
1 – СП1; 2 – СП2; 3 – СП2 после нагрева при 200 °C

После пяти суток испытаний в электролите на алюминиевой поверхности наблюдаются коррозионные пятна в виде мелких локализованных точечных поражений (рис. 6, а, в, з). Ионы хлора, находящиеся в растворе, частично разрушили защитную пленку алюминия, что привело к опасному виду коррозионных разрушений – точечной (питтинговой) коррозии. Интенсивно развиваясь, питтинг достиг границы соединения сердечника проволоки с оболочкой. Алюминиевый слой образцов СП1 имел большее количество коррозионных пятен, что свидетельствует о повышенной интенсивности повреждения оксидной пленки проволоки по сравнению с образцами СП2. Установлено, что на скорость коррозии оказывает большее влияние состав используемого раствора, в частности, алюминиевая поверхность образцов СП1 после погружения в водопроводную воду корродировала медленнее, чем в 3 %-ном растворе NaCl (рис. 6, а, б).

Из экспериментальных зависимостей рис. 7 (кривые 2 и 3) следует, что в образцах проволок СП1 и СП2 после нагрева повышение степени поражения питтинговой коррозии сталелюминиевой проволоки приводило к проникновению электролита через каверны к границе соединения сердечника с покрытием и его отслаиванию. В 3 %-ном растворе NaCl происходит увеличение скорости коррозии Al, поскольку он является анодом и интенсивнее разрушается в контакте с железом, чем в свободном состоянии [4].

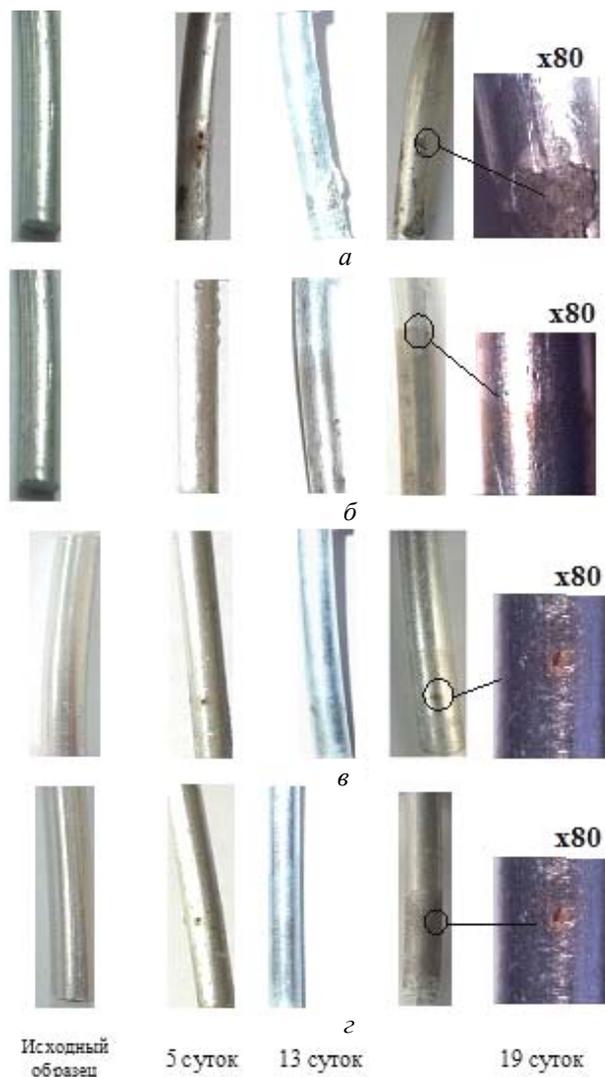


Рис. 6. Коррозионные повреждения сталеалюминиевой проволоки:
а, в и г – испытания в 3 %-ном р-ре NaCl, *б* – в водопроводной воде;
а, б – СП1, *в* – СП2; *г* – СП2 после нагрева при 200 °С

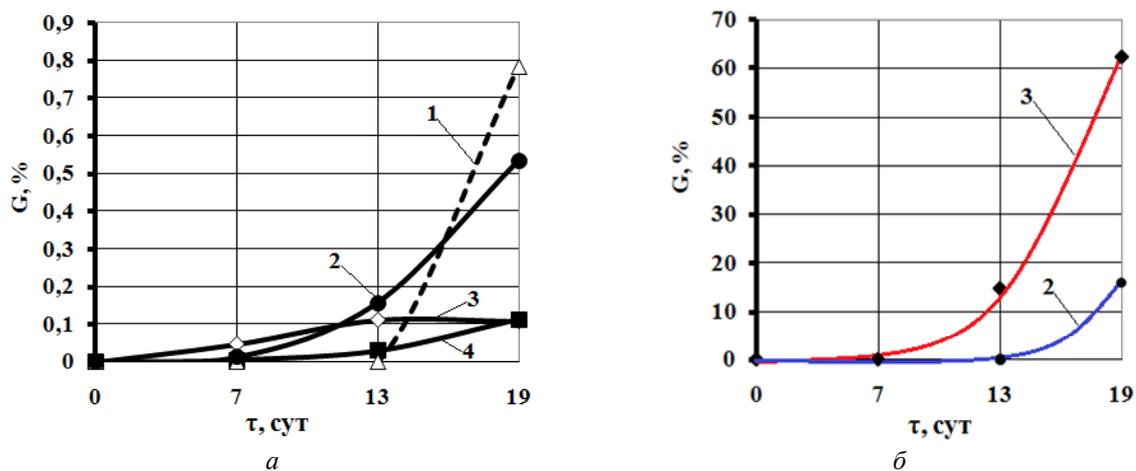


Рис. 7. Степень поражения алюминиевой поверхности питтинговой (*а*) и растворяющейся коррозией (*б*) после испытания в водопроводной воде (*1*) и 3 %-ном растворе NaCl (*2, 3, 4*):
1, 3 – СП1; *2* – СП2 после нагрева при 200 °С; *4* – СП2

Образцы проволок из партии СП2 без ТО и после нагрева корродируют по-разному (рис. 7, кривые 2 и 4). Через две недели поражение поверхности алюминия в образце после предварительного нагрева на 200 °С составило 0,15 %, а в исходной проволоке не превышало 0,03 %. Вероятно, после нагрева и остывания на поверхности проволоки оксидная пленка покрылась микротрещинами вследствие различия ТКЛР Al ($\alpha = 23,9 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹) и Al₂O₃ ($\alpha = 7 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹). Несплошность защитной оксидной пленки ускорила процессы коррозии.

Скорость коррозионного разрушения проволок обеих партий в 3 %-ном растворе NaCl значительно различаются: в СП1 степень поражения через 19 суток составляет 62 %, а в проволоке СП2 – 0,1 %, что обусловлено различной дефектностью алюминиевого покрытия, питтинговое повреждение которого у проволоки СП1 при испытаниях в водопроводной воде обнаружено только через 19 суток.

Выводы

Исследовано влияние термической обработки на коррозионную стойкость сталеалюминиевой проволоки различных производителей в условиях, имитирующих климатические факторы. После термической обработки при 200 °С коррозионные процессы в покрытии проволоки, погруженной в 3 %-ном раствор NaCl, ускоряются вследствие повышения дефектности защитной оксидной пленки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Маковский, В. А.* Биметаллические прутки / В. А. Маковский, Л. С. Ейльман. – М.: Metallurgy, 1981. – 180 с.
2. *Мольнар, В. Г.* Технологические основы производства стальных канатов / В. Г. Мольнар, Ю. В. Владимиров. – М.: Metallurgy, 1975. – 200 с.
3. *Баранов, И. Б.* Холодная сварка пластичных металлов / И. Б. Баранов. – Л.: Машиностроение, 1969. – 207 с.
4. *Шлугер, М. А.* Коррозия и защита металлов / М. А. Шлугер, Ф. Ф. Ажогин, Е. А. Ефимов. – М.: Metallurgy, 1981. – 216 с.

УДК 621.785.1.001.575

О. Б. Крючков, Е. А. Коласов, В. О. Роненко

ОПТИМИЗАЦИЯ НАГРЕВА ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИ МАССИВНЫХ ЗАГОТОВОК С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: olegk@vstu.ru

В настоящей статье приведены результаты по оптимизации нагрева сляба из стали ШХ15 в электрическом нагревательном колодце, включающей расчеты начальной температуры печи перед загрузкой сляба в печь, времени его нагрева, допустимого перепада температуры в начале нагрева и перепада температуры по его сечению в конце нагрева. Оптимизацию вышеприведенных параметров проводили с помощью физического моделирования с использованием в качестве модели сляба из силикатного кирпича, нагреваемого в электрической камерной муфельной печи. Размеры модели, ее температуру и время нагрева рассчитывали с использованием линейного, температурного и временного масштабов моделирования.

Ключевые слова: оптимизация нагрева, физическое моделирование, начальная температура печи, допустимый перепад температуры по сечению заготовки в начале нагрева, время нагрева заготовки, материал модели, электрическая печь.

This article presents the results of the optimization of heating of the slab of steel in an electric heater ШХ15 well, including the calculation of the initial oven temperature of the slab before loading into the furnace, the time of heating, the allowable temperature drop at the beginning of the heating and the temperature drop over its cross section at the end of heating. Optimization of the above parameters was performed using a physical simulation using a model of the slab of sand-lime brick, heated in an electric muffle furnace chamber. A dimension of the model, its temperature and heating time was calculated using a linear, temperature and time scale simulations.

Keywords: optimization of heating, physical modeling, the initial temperature of the furnace, the temperature permissible differential cross section billet at the beginning of the heating time, heating the workpiece, the material model, the electric furnace.

Процесс нагрева заготовок под обработку металла давлением состоит из нескольких периодов: периода нагрева в области относительно низких температур в интервале 500–700 °С,

ускоренного нагрева до температур прокатки иликовки и периода выдержки. Период нагрева является наиболее ответственным, что связано с невысокой пластичностью сталей в области

низких температур, малой теплопроводностью сталей, особенно высоколегированных, что в сочетании с большим сечением нагреваемой заготовки может привести к появлению недопустимых температурных напряжений и трещинам. В связи с вышесказанным в начальный период скорость нагрева должна быть ограничена, а температура посадки холодных теплотехнически массивных слитков, особенно из высоколегированных сталей, в предварительно прогретую печь должна быть оптимальной.

Формулы для расчета допустимого перепада температуры в заготовке в начальный период нагрева известны [1]. В настоящей работе на первом этапе был проведен расчет допустимого перепада температуры в цилиндрическом образце из стали 15ХМ при его нагреве в электрической камерной печи при различных начальных температурах печи. Внутренние раз-

меры печи и нагреваемой заготовки, механические и физические свойства стали 15ХМ приведены в табл.1, экспериментальный режим нагрева – на рис. 1.

Допустимый перепад температуры в заготовке в начале нагрева для предела прочности и текучести

$$\Delta_{\text{доп.}\sigma_B} = \frac{A \cdot \sigma_B}{\beta \cdot E}; \quad \Delta_{\text{доп.}\sigma_T} = \frac{A \cdot \sigma_T}{\beta \cdot E}, \quad (1)$$

где $\Delta_{\text{доп}}$ – допустимый перепад температур между поверхностью и центром заготовки в начале нагрева, °С; A – безразмерный коэффициент, зависящий от формы нагреваемого тела (для цилиндра $A = 1,4$, для пластины $A = 1,04$); σ_B – предел прочности материала, МПа; σ_T – предел текучести материала, МПа; β – коэффициент линейного расширения, K^{-1} ; E – модуль упругости нагреваемого материала, МПа.

Таблица 1

Размеры печи, заготовки, механические и физические свойства стали 15ХМ при 20 °С

Размеры, м		Механические свойства		Физические свойства	
Печь	Заготовка (сталь 15ХМ)	σ_T , МПа	σ_B , МПа	$E \cdot 10^{-5}$, МПа	$\alpha \cdot 10^6$, 1/К
$B = 0,2$ $L = 0,3$ $H = 0,12$	$D = 0,04$ $l = 0,075$	370–410	590–730	2,11	11,9

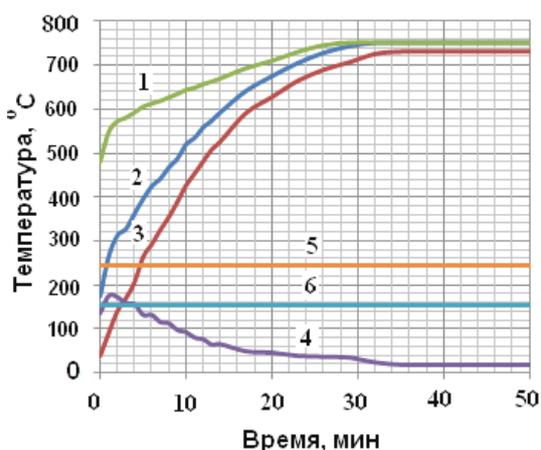


Рис. 1. Изменение температуры печи, поверхности и центра цилиндрической заготовки из стали 15ХМ: 1 – температура центра заготовки; 2 – температура поверхности заготовки; 3 – температура центра заготовки; 4 – перепад температуры в заготовке; 5 – предел прочности; 6 – предел текучести

Из рис. 1 следует, что максимальный перепад температуры в заготовке происходит в начале нагрева: на 2-й минуте перепад температу-

ры составляет 170 °С и к 39 мин снижается до 19 °С. Из рис. 1 также следует, что, хотя этот перепад температуры и не превышает допустимого значения, полученного по формуле (1) для предела прочности (246 °С), но вместе с тем он превышает допустимый перепад температуры, полученный по формуле (2) для предела текучести (154 °С). В этой связи для снижения недопустимо большого перепада температуры в заготовке необходимо уменьшить начальную температуру печи.

На втором этапе работы с целью оптимизации начальной температуры электрического нагревательного колودца при загрузке в него бьюма с размерами 0,55×0,55×2,2 м из стали ШХ15 использовалось физическое моделирование. Расчет масштабов моделирования (линейного, температурного и временного) и на их основе – размеров модели, начальной температуры греющей среды и времени нагрева модели приведены в табл. 2.

Таблица 2

Масштабы, температуры и время для моделирования нагрева

$D_{обр} = 2,3 м$	$H_{обр} = 3,045 м$	$t_{обр} = 700 °C$	$\tau_{обр} = 10 ч$	$\lambda_{обр} = 29$ Вт/(м·К)	$a_{обр} = 11 \cdot 10^{-6}$, м ² /с
$D_{мод} = 0,15 м$	$L_{мод} = 0,3 м$	$t_{мод} = 614 °C$	$\tau_{мод} = 0,578 ч$	$\lambda_{мод} = 0,8$ Вт/(м·К)	$a_{мод} = 0,45 \cdot 10^{-6}$ м ² /с
$n_d = \frac{D_{обр}}{D_{мод}} = 15,33$	$n_l = \frac{H_{обр}}{L_{мод}} = 10,15$	$n_t = \frac{t_{обр}}{t_{мод}} = 1,14$	$n_\tau = \frac{\tau_{обр}}{\tau_{мод}} = 17,3$	–	–
Ширина образца $b_{обр} = 0,55 м$		Длина образца $l_{обр} = 2,2 м$		Начальная температура в печи-модели $t_{п.мод} = 20 °C; 200 °C;$ $300 °C; 400 °C; 500 °C;$	
Ширина модели $b_{мод} = \frac{b_{обр}}{n_d} = 0,036 м$		Длина модели $l_{мод} = \frac{l_{обр}}{n_l} = 0,217 м$			

В электрической камерной муфельной печи-модели были проведены экспериментальные нагревы модели-блюда из силикатного кирпича при различных начальных температурах печи: 20 °C; 220 °C; 300 °C; 410 °C и 530 °C. На основании полученных экспериментальных кривых нагрева, а также данных табл. 1 и формулы 1, с помощью температурного и временного масштабов были проведены пересчеты перепада

температуры между поверхностью и центром для блюда из стали ШХ15 и допустимого перепада температуры в заготовке для пределов текучести и прочности.

Как следует из рис. 2, загрузка блюда с сечением 0,55×0,55 м в электрический нагревательный колодец при температурах 400 и 530 °C недопустима по причине превышения максимального перепада температуры в заготовке по пределу текучести. Загрузка блюда при температурах 20–300 °C не превышает допустимого перепада температуры в заготовке. Вместе с тем, загрузка блюда при температуре 300 °C оптимальна, так как время нагрева и перепад температуры в конце нагрева наименьшие: 12 ч и 8 °C вместо соответственно 15 ч 18 °C при загрузке блюда при температуре 200 °C и 15 ч 27 °C при температуре 20 °C.

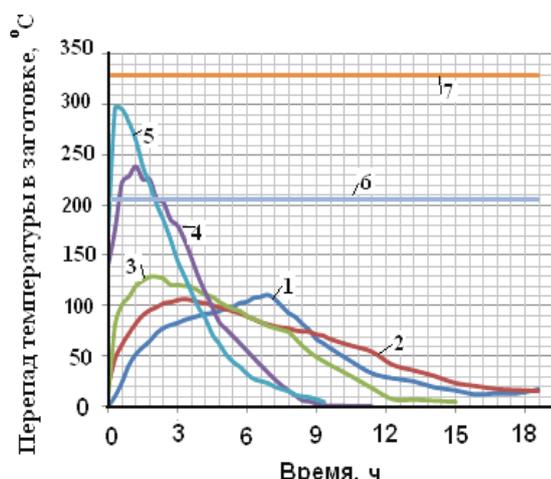


Рис. 2. Перепады температуры в образце из стали ШХ15 при различной начальной температуре печи:

1 – перепад температуры в заготовке при $t_n = 20 °C$; 2 – перепад температуры в заготовке при $t_n = 200 °C$; 3 – перепад температуры в заготовке при $t_n = 300 °C$; 4 – перепад температуры в заготовке при $t_n = 400 °C$; 5 – перепад температуры в заготовке при $t_n = 500 °C$; 6 – допустимый перепад в заготовке по пределу текучести, °C; 7 – допустимый перепад в заготовке по пределу прочности, °C

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кривандин, В. А. *Металлургические печи* / В. А. Кривандин, Б. Л. Марков. – Изд. 2-е, доп. и перераб. – М.: Металлургия, 1977. – 464 с.
2. Золотухин, Н. М. *Нагрев и охлаждение металла* / Н. М. Золотухин. – М.: Машиностроение, 1973. – 192 с.
3. Мاستрюков, В. С. *Теория, конструкция и расчеты металлургических печей* / В. С. Мастрюков. – Т. 2. – М.: Металлургия, 1986. – 376 с.
4. Казанцев, Е. И. *Применение ЭВМ для расчета нагрева металла в методических печах* / Е. И. Казанцев, С. И. Гинкул, В. В. Антонов, Н. В. Гончаров // *Сталь*. – 1973. – № 1. – С. 77–79.

УДК 539.121.8.04

*А. Л. Каменева¹, Т. О. Сошина²***ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ГАЗОВОЙ СМЕСИ НА СТРУКТУРНОЕ И ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ Ti-Al-N***¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет²Пермский национальный исследовательский политехнический университет

(Лысьвенский филиал)

e-mail: soshtanya@rambler.ru

Изучено влияние давления газовой смеси на фазовый состав, морфологические особенности поверхности, структурные характеристики и физико-механические свойства пленок на основе Ti-Al-N, формируемых методом магнетронного распыления. При оптимальном давлении газовой смеси получена поликристаллическая пленка с уникальным комплексом физико-механических свойств.

Ключевые слова: магнетронное распыление, давление газовой смеси, фазовый состав, микроструктура, физико-механические свойства.

The effect of pressure of the gas mixture on the phase composition, surface morphology, structural characteristics and physico-mechanical properties of films based on Ti-Al-N, formed by magnetron sputtering has been investigated. Polycrystalline film with a unique set of physical and mechanical properties have been obtained at the optimum pressure of the gas mixture.

Keywords: magnetron sputtering, pressure of a gas mix, phase structure, a microstructure, physicomachanical properties.

Физико-механические свойства поликристаллических пленок (в дальнейшем пленок): микротвердость (H), модуль упругости (E), стойкость к упругой деформации разрушения (H/E) [1–3], сопротивление пластической деформации (H^3/E^{*2}), упругое восстановление (W_e) [4] и адгезионная прочность, определяющие эффективность упрочнения режущего и деформирующего инструмента, в первую очередь зависят от структурного состояния пленки в целом, соотношения объемных долей и состояния границ разделов аморфной и поликристаллической фаз, размера структурных элементов, преимущественной ориентации, характера и уровня внутренних напряжений [2–6]. Одним из способов управления структурными и фазовыми характеристиками пленок является оптимизация технологических и температурных параметров процессов подготовки подложки и осаждения пленки [7]. Одним из методов получения пленок на инструментальных сталях с температурой отпуска ($T_{отп}$), не превышающей 573 К, является магнетронное распыление (МР) [6, 7]. Для промышленного внедрения технологий МР необходима оптимизация процесса осаждения пленок и установление узкого диапазона технологических параметров: давления газовой смеси (в дальнейшем давления), мощ-

ности магнетронной системы, процентного соотношения реакционного и инертного газов, напряжения смещения на подложке и температуры подложки [7].

Целью настоящей работы является исследование влияния давления на параметры структуры, фазовый состав, морфологические особенности, физико-механические свойства пленок на основе Ti-Al-N и оптимизация процесса получения пленки по давлению.

Материалы и методы исследования

В качестве материала тестовых образцов (12x12x3 мм) использовали инструментальную сталь X12M ($T_{отп}=473...503$ К). Подготовка поверхности тестовых образцов (подложки) включала их ионную очистку – нагрев до температуры 493 К. Для увеличения адгезионной прочности пленки к инструментальной стали на нее осаждали подслои из Ti и TiN. Процесс импульсного магнетронного распыления (ИМР) двух мишеней из титана марки ВТ-1-00 и алюминия марки А85 оптимизировали по давлению.

Рентгеноструктурный анализ пленок на основе Ti-Al-N проводили на дифрактометре ДРОН-4 в $Cu\ K\alpha$ -излучении при напряжении 30 кВ и токе 20 мА: угловой интервал съемки $2\theta = 30-130^\circ$; шаг $0,1^\circ$; экспозиция в точке 4 с. Морфологические особенности поверхности и структуру сформированных пленок изучали на растровом электронном микроскопе BS 300 с приставкой для микроанализа EDAX Genesis 2000. Физико-механические свойства пленок опреде-

* Научные исследования проведены при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках НИР «Разработка технологии получения высокопрочных наноструктурных конструкционных низкоуглеродистых сталей с износостойкими наноструктурированными покрытиями».

ляли методом наноиндентации в соответствии с *DIN EN ISO 14577-1* с использованием измерительной системы *FISCHERSCOPE H100C* путем математической обработки кривых нагрузки/разгрузки образца. Адгезию пленки оценивали по величине SRC – отношению площади скола пленки (150 кгс) ($S_{\text{скола}}$) к площади отпечатка в плоскости пленки ($S_{\text{отпечатка}}$) (метод разработан в ХФТИ). Съемку отпечатка алмазного конуса Роквелла производили на универсальном металлографическом микроскопе Альтами MET5, оснащенного системой микроанализа и программным обеспечением.

Результаты и их обсуждение

Давление газовой смеси в диапазоне $P = 0,23 \dots 0,27$ Па оказывает влияние на объемную долю входящих основных: TiN, $Ti_3Al_2N_2$ и дополнительной AlN_{cub} фаз пленки. При минимальном давлении 0,23 Па формируется пленка с максимальной объемной долей фазы TiN, направлением преимущественной кристал-

лографической ориентации (111) и максимальной степенью текстурированности (табл. 1, рис. 1). Увеличение давления сопровождается изменением соотношения объемных долей основных фаз пленки и фазовым переходом со сменой основной фазы пленки с (111)TiN на $Ti_3Al_2N_2$ (107) при максимальном давлении 0,27 Па.

По изменению кристаллических решеток (КР) фаз $Ti_3Al_2N_2$, AlN_{cub} и TiN можно судить о деформации КР. С ростом давления деформация КР уменьшается: минимальные искажения параметров соответствуют пленкам, сформированным при давлении 0,27 Па (усредненное значение – 0,37 %), а максимальные – при давлении 0,23 Па (усредненное значение – 1 %). Подобное изменение параметров КР может быть связано с изменением содержания алюминия в пленках, а также внутренних напряжений, что подтверждается различными уширениями пиков основных фаз и отклонениями положений дифракционных максимумов от табличных значений $2\theta_{\text{табл}}$.

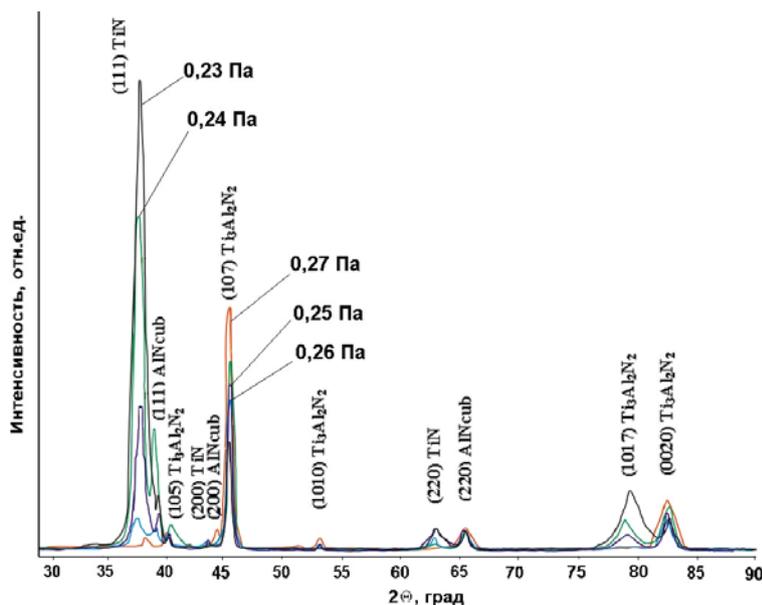


Рис. 1. Сравнительный спектр дифрактограмм участков пленок Ti-Al-N, сформированных МР при различном давлении

Таблица 1

Структурные характеристики пленок на основе Ti-Al-N:

$T_{111TiN} = \max I_{111TiN} / I_{\Sigma TiN}$ – отношение max интенсивности рефлекса (111) к суммарной интенсивности рефлексов фазы Ti-Al-N

P, Па	Объемная доля фаз			Размер ОКР, нм			$T_{(111)TiN}$	$T_{(107)Ti_3Al_2N_2}$	$\beta_{111}^0 / \beta_{107}^0$
	TiN	AlN_{cub}	$Ti_3Al_2N_2$	TiN	AlN_{cub}	$Ti_3Al_2N_2$			
0,23	0,66	0,06	0,28	14,5	21,0	11,5	0,96	0,80	1,17/0,39
0,24	0,48	0,16	0,37	7,5	17,5	8,5	0,72	0,40	0,92/0,38
0,25	0,42	0,07	0,51	7,5	8,5	6,5	0,32	0,47	0,95/0,36
0,26	0,29	0,14	0,57	6,5	13,0	6,0	0,11	0,76	0,85/0,39
0,27	0,10	0,04	0,86	5,0	12,5	4,5	0,04	0,48	0,56/0,36

Размер областей когерентного рассеяния рентгеновского излучения (ОКР), рассчитанный по дифрактограммам, свидетельствует о том, что сформированные пленки имеют нанокристаллическое строение со средним размером ОКР 4,5...14,5 нм (табл. 1). Минимальный размер ОКР соответствует пленкам с преимущественной кристаллографической ориентацией относительно плоскостей (107) и (111), сформированным при давлении 0,27 Па.

На основании микроскопических исследований установлено, что вне зависимости от давления на поверхности всех осажденных пленок Ti-Al-N формируются единичные 3D-образования и дефекты поверхности в виде потери сплошности пленки различной геометрической формы и направленности относительно подложки. При минимальном давлении формируется тонкая, крупноячеистая (размер ячеек 460...770 нм), неравномерная по составу и строению пленка с поверхностными 3D-образованиями произвольной формы с глобулярной структурой (14 мкм) и протяженными нарушениями сплошности пленки (14,5 мкм). Причинами формирования глобулярной структуры

пленки и неравномерности поверхности могли послужить анизотропия скоростей формирования пленки, вызванная неравновесными условиями осаждения, свойственными для ионно-плазменных методов. Формирование ячеистой структуры обусловлено разнородными напряжениями в пленке, что подтверждается изменением положения дифракционных пиков фаз. Дальнейший рост давления приводит к первичному упорядочению пленки с формированием плотной столбчатой структуры и уменьшению размера ячеек (300...500 нм), количества и размеров 3D-образований (\varnothing 5,5 мкм) с упорядоченной зернистой подструктурой и локальных несплошностей поверхности пленки (7,5 мкм). Начальный процесс наноструктурирования пленки начинается при давлении 0,26 Па и сводится к переходу от поверхностной ячеистой структуры к неравномерно-крупнозернистой (размер зерен 180...250 нм) и формированию пластинчатой подструктуры 3D-образований. Многочисленные плоские островковые поликристаллические образования на поверхности пленки соответствуют повторно протекающей островковой стадии ее формирования.

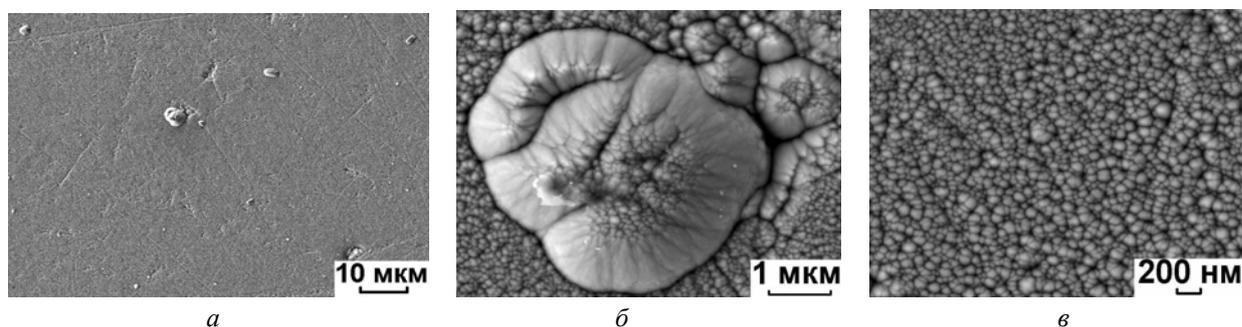


Рис. 2. Пленка на основе Ti-Al-N, сформированная при давлении газовой смеси 0,27 Па: а – морфология поверхности; б – укрупненные фрагменты с 3D-образованием (5 мкм) и поверхностной структурой пленки (в)

Таблица 2
Механические характеристики пленок на основе Ti-Al-N

P , Па	Толщина пленки, мкм	$H_{\text{н}}$, ГПа	E , ГПа	H/E	H^3/E^2	$W_{\text{с}}$, %	SRC, %
0,23	1,5	14,4	202,5	0,071	0,07	55	104,5
0,24	2,0	22,2	314,0	0,071	0,11	62	0
0,25	2,2	23,2	322,8	0,072	0,12	64	0
0,26	2,5	25,3	334,1	0,076	0,15	66	0
0,27	3,0	25,7	294,7	0,087	0,20	69	0

При достижении давления 0,27 Па формируется пленка с равномерно-зернистой поверхностной структурой (размер зерен 5...45 нм)

(рис. 2, в), небольшим количеством поверхностных 3D-образований (до 5 мкм) (рис. 2, б) и единичными локальными несплошностями поверхности (6,5 мкм) (рис. 2, а). Формирование зерен протекает непрерывно в направлении, перпендикулярном к поверхности подложки. Изучение состояния поверхности одного из 3D-образований (рис. 2, б) показало, что оно появилось в процессе коагуляции мелких образований с аналогичной подструктурой.

Анализ результатов механических испытаний пленок и сопоставление их с полученными результатами структурных и рентгеноструктурных анализов (табл. 1–2) показали, что увеличение давления, объемной доли фазы $Ti_3Al_2N_2$

и уменьшение размеров ОКР до 4,5 нм способствуют многократному росту микротвердости пленки до 25,3...25,7 ГПа; уменьшению модуля Юнга до 294,7 ГПа, наиболее близкого к стальной подложке ($E = 205$ ГПа); увеличению адгезионной прочности пленки, стойкости к упругой и пластической деформации, упругого восстановления. Объяснением такого изменения свойств может служить наноэффект, присутствующий при размерах ОКР менее 10 нм. Низкие механические характеристики пленки, полученной при давлении 0,23 Па, можно объяснить низкой объемной долей тройной системы $Ti_3Al_2N_2$, неравномерностью состава и строения пленки, шероховатостью ее поверхности.

Выводы

Морфологические исследования полученных пленок позволили установить изменение типа структуры пленки, которая с ростом давления изменяется от неравномерной крупноячеистой до упорядоченной зернистой с пластинчатой подструктурой объемных образований. Увеличение давления приводит к формированию менее напряженной пленки, способствует стабилизации ее структуры, что благоприятно сказывается на адгезии пленки к основе.

Давление оказывает существенное влияние на структуру, фазовый состав и физико-механические свойства пленок на основе Ti-Al-N, формируемых методом ИМР. Увеличение давления приводит к изменению соотношения объемных долей фаз, смене основной фазы с кубической (111) TiN на гексагональную (107) $Ti_3Al_2N_2$ и увеличению степени текстурированности пленки.

Пленка с максимальным содержанием тройной системы $Ti_3Al_2N_2$, плотной столбчатой струк-

турой, минимальным размером ОКР и дефектов пленки, максимальной микротвердостью, близкой к максимальной ($W_e = 70$ %) величиной упругого восстановления, сформированная при оптимальном давлении 0,27 Па, позволит повысить эксплуатационную надежность пленок в условиях абразивного износа, вызванного высокими тепло-силовыми нагрузками.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Получение и исследование покрытий на основе Ti-Al-N, осаждаемых из потоков металлической плазмы вакуумной дуги / В. М. Берсенов [и др.] // Вісник Харківського університету. – 2004. – № 619. – С. 110–114.
2. Микро- и нанокомпозитные защитные покрытия на основе Ti-Al-N/Ni-Cr-B-Si-Fe, их структура и свойства / А. Д. Погребняк [и др.] // Журнал технической физики. – 2011. – Т. 81. – № 7. – С. 124–131.
3. Физико-механические свойства Ti-Al-N-покрытий, осаждаемых из смешанного двухкомпонентного потока вакуумно-дуговой плазмы / Д. С. Аксенов [и др.] // Вопросы атомной науки и техники. – 2011. – № 4. – С. 154–159.
4. Решетняк, Е. Н. Синтез упрочняемых наноструктурных покрытий / Е. Н. Решетняк, В. Е. Стрельницкий // Вопросы атомной науки и техники. – 2008. – № 2. – С. 119–130.
5. Lei, M. K. Plasma-based TiN lowenergy ion implantation of austenitic stainless steel for improvement in wear and corrosion resistance / M. K. Lei, X. M. Zhu // Proceeding of the 4th Asian-European International Conference on Plasma Surface Engineering (Jeju City). – 2003. – P. 22–28.
6. Holubar, P. Present and Possible Future Applications of Superhard Nanocomposite Coatings / P. Holubar, M. Jilek, M. Sima // Surface and Coatings Technology. – 2000. – Vol. 73. – № 5. – P. 145–151.
7. Каменева, А. Л. Изучение влияния технологических условий формирования пленок методом магнетронного распыления на их реальную структуру / А. Л. Каменева // Высокие технологии в промышленности России: матер. XII Межд. научно-техн. конф. – М.: ОАО ЦНИТИ «Технонаш». – 2009. – С. 500–515.

СВАРКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.791

А. В. Савинов

СТОЙКОСТЬ НЕПЛАВЯЩИХСЯ ЭЛЕКТРОДОВ ПРИ АРГОДУГОВОЙ СВАРКЕ НА ПЕРЕМЕННОМ ТОКЕ

Волгоградский государственный технический университет
e-mail:weld@vstu.ru

Показано влияние материала неплавящегося электрода на особенности оплавления его рабочего участка на переменном токе. Приведены эмпирические зависимости стойкости электродов от длительности импульсов тока прямой и обратной полярности.

Ключевые слова: стойкость неплавящегося электрода, переменный ток, аргодуговая сварка.

Influence of a material of non-consumable electrode on features of the melting of its working area at alternating current is shown. Empirical dependences of durability the electrodes on duration of the current pulses of straight and reverse polarity are given.

Keywords: durability of electrode, alternating current, argon-arc welding.

При сварке дугой переменного тока вольфрамовый электрод работает в более напряженном тепловом режиме (в сравнении с дугой постоянного тока прямой полярности). Независимо от исходной формы рабочего участка его торец всегда оплавлен, хотя и в разной степени, определяемой конструкцией электрода.

Если электрод выполнен из вольфрама с активирующими присадками, тепловой поток от дуги на рабочий участок оказывается меньшим (в сравнении с электродом из чистого вольфрама) в полупериоды прямой полярности. В результате средняя температура рабочего участка такого электрода меньше, а максимальный допустимый ток больше. На торце электрода из вольфрама с активирующими присадками обычно формируется несколько обособленных мелких капель (рис. 1, б). Капли расплава служат своеобразными локальными катодами, т. е. на их поверхности размещаются катодные пятна в полупериоды прямой полярности. По всей вероятности, на них же сосредоточиваются дискретные анодные пятна в полупериоды обратной полярности. Это обстоятельство обуславливает высокую плотность тока, протекающего через эти капли. Если она оказывается чрезмерной, капли срываются с торца электрода и попадают в сварочную ванну. В результате

в металле шва оказываются случайным образом распределенные вольфрамовые включения (рис. 2). При увеличении тока может быть достигнуто такое состояние рабочего участка, когда отдельные мелкие капли сливаются в одну большую, однако не ясно, является ли это следствием увеличения теплового потока в неплавящийся электрод или результатом «выгорания» активирующих присадок.

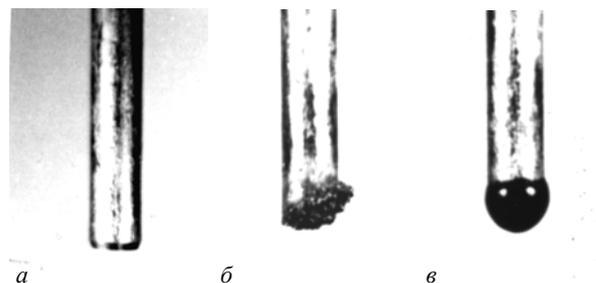


Рис. 1. Вид неплавящихся электродов:
а – исходное состояние; б – электроды ЭВЛ; в – электроды ЭВЧ
диаметром 4 мм после сварки; ток переменный, $I_d = 220$ А



Рис. 2. Радиографический снимок проплавления пластины из сплава АМг6: электрод ЭВЛ диаметром 4 мм; $I_d = 220$ А

Торец электрода из чистого вольфрама оплавляется полностью, и при достаточно большом токе дуги на конце электрода формируется капля расплавленного металла, размеры которой зависят от тока дуги и диаметра электрода (рис. 1, в). Оплавление торца считается необходимым условием пространственной устойчивости дуги переменного тока и возможности применения ее для сварки. Собственно говоря, именно это обстоятельство и определяет минимально допустимое значение переменного тока для электрода определенного диаметра. При увеличении тока дуги капля расплава растет и ее диаметр может вдвое превышать диаметр электрода (у электродов сравнительно малых диаметров). При чрезмерной величине капля начинает колебаться, что затрудняет сварку и может привести к ее падению в сварочную ванну. Если в этот момент уменьшить ток дуги, положение капли на конце электрода снова стабилизируется. Соответствующее этому состоянию значение тока принималось максимально допустимым для данного электрода.

В связи с этим нельзя дать однозначный ответ на вопрос о том, какие электроды, из чистого вольфрама или вольфрама с активирующими присадками, следует предпочесть при сварке дугой переменного тока. По этой же причине имеющиеся в литературе рекомендации к выбору неплавящихся электродов носят противоречивый характер. Так, например, в некоторых работах [1 ... 3] предлагается для сварки дугой переменного тока алюминия и его сплавов применять электроды из вольфрама с активирующими присадками. В ряде других источников [4, 5] для этих же целей рекомендуется применять электроды из чистого вольфрама.

По-видимому, в тех случаях, когда техническими условиями не допускаются вольфрамовые включения в металле шва, сварку дугой переменного тока следует выполнять электродами из чистого вольфрама. При правильно выбранном режиме сварки (имеется ввиду величина тока дуги) это позволяет полностью исключить вольфрамовые включения в шве. Если техническими условиями отсутствие вольфрамовых включений не оговаривается, экономически целесообразно выполнять сварку электродами из вольфрама с активирующими присадками, так как это дает возможность увеличить плотность тока на электроде и в результате повысить производительность процесса.

На рис. 3 представлены зависимости критической величины тока дуги $I_{кр}$ (при которой начинается разрушение электрода) от длительности импульсов тока обратной полярности (при частоте $f = 50$ Гц) для электродов различных диаметров и материалов при сварке на переменном токе с импульсами прямоугольной формы. При меньшей длительности импульсов обратной полярности по отношению к прямой наибольшую стойкость имеют электроды из вольфрама с оксидами иттрия, наименьшую – из технически чистого вольфрама. Если же $\tau_{обр} \geq \tau_{пр}$, материал электродов практически не оказывает влияния на их работоспособность.

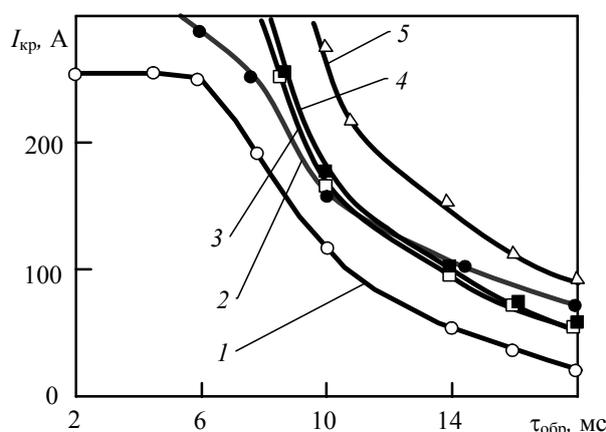


Рис. 3. Критическая величина тока $I_{кр}$ в зависимости от длительности импульсов обратной полярности $\tau_{обр}$: $f = 50$ Гц; 1 – ЭВЛ Ø 2 мм; 2 – ЭВЧ Ø 3 мм; 3 – ЭВЛ Ø 3 мм; 4 – ЭВИ Ø 3 мм; 5 – ЭВЛ Ø 4 мм

При уменьшении $\tau_{обр}$ величина критического тока растет и при $\tau_{обр} \leq 2,5$ мс близка к этой характеристике при сварке дугой постоянного тока прямой полярности. Объяснить этот факт можно тем, что за время сравнительно длительного импульса тока прямой полярности электрод успевает «отдать» избыточную энергию, накопленную за время импульса обратной полярности.

Поскольку при сварке алюминия и его сплавов на переменном токе катодная очистка окисной пленки на свариваемой поверхности происходит только во время горения дуги на обратной полярности, практический интерес представляет диапазон возможного уменьшения длительности импульсов тока прямой полярности без ущерба для стойкости электрода.

Для выяснения пределов допустимого снижения $\tau_{пр}$ определяли $I_{кр}$ для неплавящихся электродов в зависимости от длительности импульсов тока прямой полярности (длительность

$\tau_{обр}$ составляла 2,5 мс). Как видно из рис. 4, для электрода ЭВЛ диаметром 2 мм при уменьшении $\tau_{пр}$ с 17,5 до 7,5 мс величина $I_{кр}$ сохраняется высокой (при этом разрушение электрода происходит примерно на середине вылета (рис. 5)). При дальнейшем уменьшении $\tau_{пр}$ стойкость электрода резко снижается, причем изменяется и характер его разрушения: происходит оплавление его рабочего участка. Для более глубокого изучения влияния различных соотношений длительностей импульсов тока прямой и обратной полярности на критическую величину тока для электродов различного материала и диаметра проведены эксперименты, в результате которых (рис. 6) установлено, что зависимость $I_{кр} = f(\tau_{пр})$ для электродов ЭВЛ \varnothing 2 мм и ЭВЧ \varnothing 3 мм имеет перегиб, где производная функции меняет свой знак, а сама функция приобретает форму кривой выпуклостью вверх. Можно предположить, что при больших значениях тока этот факт будет иметь место и для электродов ЭВЛ \varnothing 3, 4 и 5 мм.

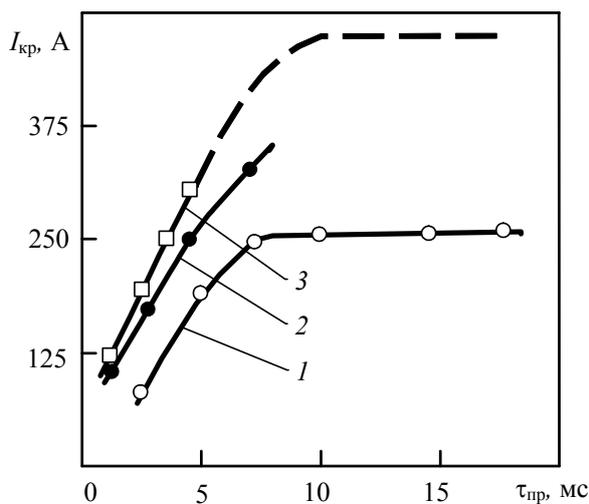


Рис. 4. Критическая величина тока $I_{кр}$ в зависимости от $\tau_{пр}$ ($\tau_{обр} = 2,5$ мс):
1 – ЭВЛ \varnothing 2 мм; 2 – ЭВЧ \varnothing 3 мм; 3 – ЭВЛ, ЭВИ \varnothing 3 мм

В результате обработки результатов опытов (рис. 6) выявлены эмпирические зависимости влияния длительностей импульсов тока прямой и обратной полярности на критическую величину тока.

Для электрода ЭВЛ диаметром 4 мм (рис. 6, з):

$$I_{кр} = 10^{(10^{(-0,85 \lg \tau_{обр} - 0,35)} \tau_{пр} + 1,83)} \quad (1)$$

Из формулы (1) получаем выражение для определения минимальной (критической) длительности импульсов тока прямой полярности,

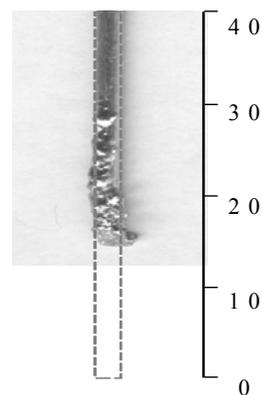


Рис. 5. Вид уцелевшего участка электрода ЭВЛ \varnothing 2 мм после разрушения на вылете: $\tau_{обр} = 2,5$ мс; $\tau_{пр} = 10$ мс; $I_d = 250$ А

при которой начинает происходить разрушение рабочего участка электрода при заданных значениях величины тока I_d и длительности импульсов тока обратной полярности $\tau_{обр}$:

$$\tau_{пр} = \frac{(\lg I_d - 1,83)}{10^{(-0,85 \lg \tau_{обр} - 0,35)}} \quad (2)$$

Соответственно, максимальная (критическая) длительность $\tau_{обр}$ при заданных значениях I_d и $\tau_{пр}$ с учетом (2) определяется:

$$\tau_{обр} = 10^{\frac{(-0,35 - \lg(\frac{\lg I_d - 1,83}{\tau_{пр}}))}{0,85}} \quad (3)$$

Для электродов ЭВЛ, ЭВИ \varnothing 2 мм и ЭВЧ \varnothing 3 мм в расчетах учитывалось, что зависимости $I_{кр} = f(\tau_{пр})$ при различных $\tau_{обр}$ имеют точку перегиба. Для электродов ЭВЛ, ЭВИ \varnothing 2 мм:

$$I_{кр,расч} = 10^{(10^{(-1,025 \lg \tau_{обр} - 0,32)} \tau_{пр} + 1,49)} \quad (4)$$

$$\tau_{пр} = \frac{(\lg I_{кр} - 1,49)}{10^{(-1,025 \lg \tau_{обр} - 0,32)}} \quad (5)$$

$$\tau_{обр} = 10^{\frac{(-0,32 - \lg(\frac{\lg I_{кр} - 1,49}{\tau_{пр}}))}{1,025}} \quad (6)$$

Для электрода ЭВЛ, ЭВИ \varnothing 3 мм:

$$I_{кр} = 10^{(10^{(-1,067 \lg \tau_{обр} - 0,25)} \tau_{пр} + 1,73)} \quad (7)$$

$$\tau_{пр} = \frac{(\lg I - 1,73)}{10^{(-1,067 \lg \tau_{обр} - 0,25)}} \quad (8)$$

$$\tau_{обр} = 10^{\frac{(-0,25 - \lg(\frac{\lg I - 1,73}{\tau_{пр}}))}{1,067}} \quad (9)$$

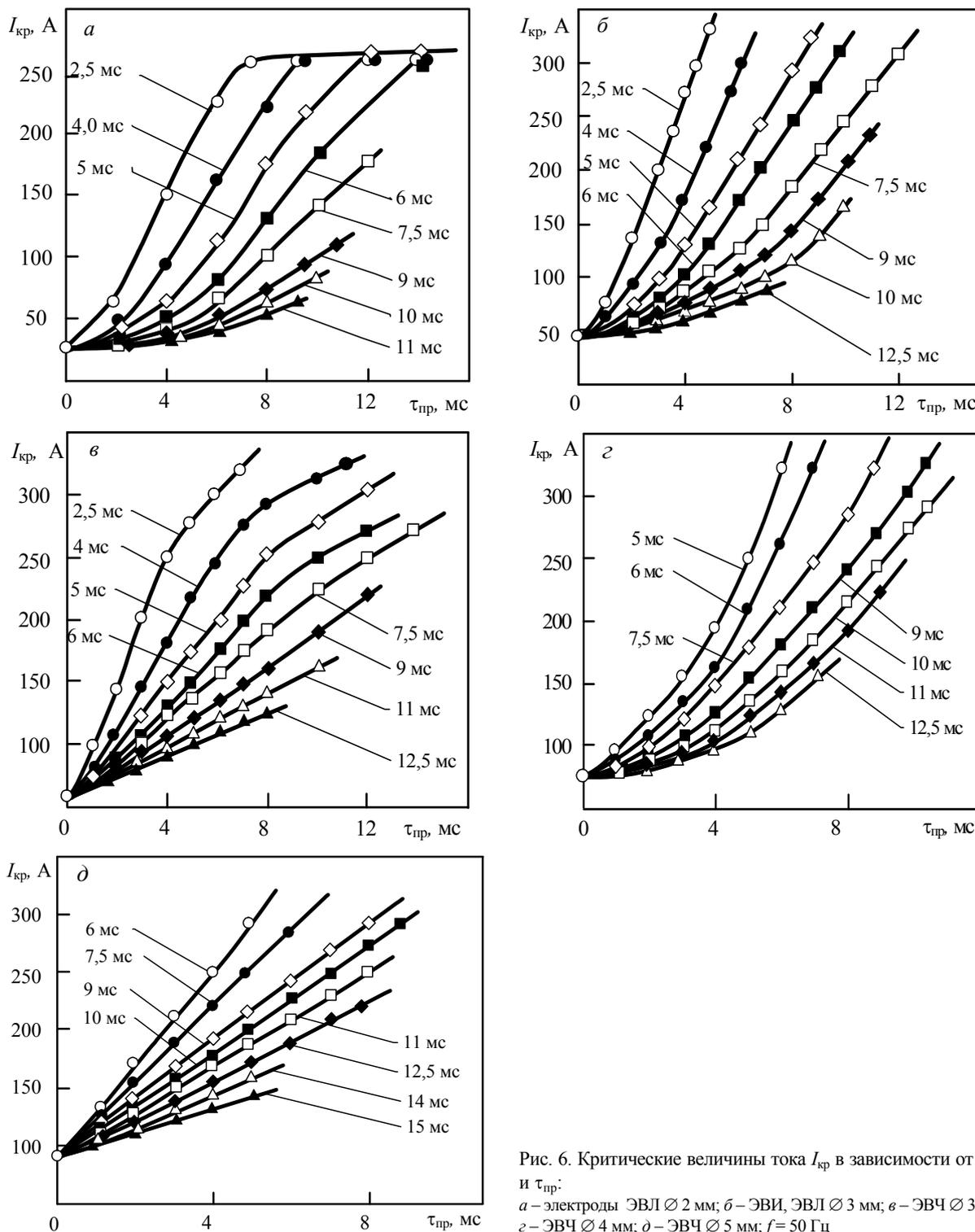


Рис. 6. Критические величины тока $I_{кр}$ в зависимости от $\tau_{обр}$ и $\tau_{кр}$:
 а – электроды ЭВЛ \varnothing 2 мм; б – ЭВИ, ЭВЛ \varnothing 3 мм; в – ЭВЧ \varnothing 3 мм;
 г – ЭВЧ \varnothing 4 мм; д – ЭВЧ \varnothing 5 мм; $f = 50$ Гц

Для электрода ЭВЧ \varnothing 3 мм:

– при $\tau_{обр} > 5$ мс

$$I_{кр} = 10^{(1,55 - 0,05\tau_{обр})} \tau_{кр} + 60; \quad (10)$$

– при $\tau_{обр} \leq 5$ мс

$$I_{кр} = 10^{(1,968 - 0,123\tau_{обр})} \tau_{кр} + 60; \quad (11)$$

– при $\tau_{обр} > 5$ мс

$$\tau_{кр} = \frac{(I_{кр} - 60)}{10^{(1,55 - 0,05\tau_{обр})}}; \quad (12)$$

– при $\tau_{обр} \leq 5$ мс

$$\tau_{кр} = \frac{(I_{кр} - 60)}{10^{(1,968 - 0,123\tau_{обр})}}; \quad (13)$$

$$\tau_{обр} = \frac{1,55 - \lg\left(\frac{I_{кр} - 60}{\tau_{пр}}\right)}{0,05}$$

при $\lg [(I_{кр} - 60) / \tau_{пр}] < 1,346$;

$$\tau_{обр} = \frac{1,968 - \lg\left(\frac{I_{кр} - 60}{\tau_{пр}}\right)}{0,123}$$

при $\lg [(I_{кр} - 60) / \tau_{пр}] \geq 1,346$. (14)

Для электродов ЭВЛ, ЭВИ Ø 5 мм:

если $0 < \tau_{обр} \leq 4$ мс:

$$I_{кр} = 10^{(2,28 - 0,128\tau_{обр})} \tau_{пр} + 90; \quad (15)$$

$$\tau_{пр} = \frac{(I_{кр} - 90)}{10^{(2,28 - 0,128\tau_{обр})}}; \quad (16)$$

если $4 < \tau_{обр} \leq 9,5$ мс:

$$I_{кр} = 10^{(2,03 - 0,069\tau_{обр})} \tau_{пр} + 90; \quad (17)$$

$$\tau_{пр} = \frac{(I_{кр} - 90)}{10^{(2,03 - 0,069\tau_{обр})}}; \quad (18)$$

если $\tau_{обр} > 9,5$ мс:

$$I_{кр} = 10^{(1,76 - 0,04\tau_{обр})} \tau_{пр} + 90; \quad (19)$$

$$\tau_{пр} = \frac{(I_{кр} - 90)}{10^{(1,76 - 0,04\tau_{обр})}}; \quad (20)$$

$$\tau_{обр} = \frac{2,28 - \lg\left(\frac{I_{кр} - 90}{\tau_{пр}}\right)}{0,128}$$

при $\lg [(I_{кр} - 90) / \tau_{пр}] \geq 1,77$; (21)

$$\tau_{обр} = \frac{2,03 - \lg\left(\frac{I_{кр} - 90}{\tau_{пр}}\right)}{0,069}$$

при $1,375 \leq \lg [(I_{кр} - 90) / \tau_{пр}] < 1,77$; (22)

$$\tau_{обр} = \frac{1,76 - \lg\left(\frac{I_{кр} - 90}{\tau_{пр}}\right)}{0,04}$$

при $\lg [(I_{кр} - 90) / \tau_{пр}] < 1,375$. (23)

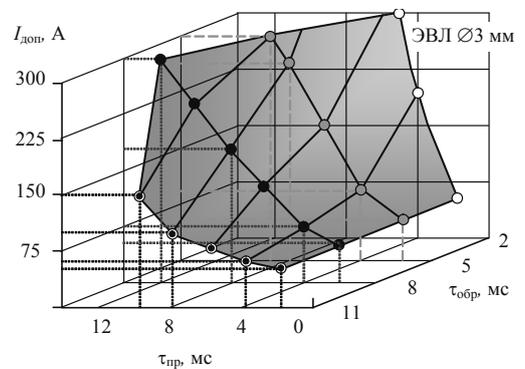
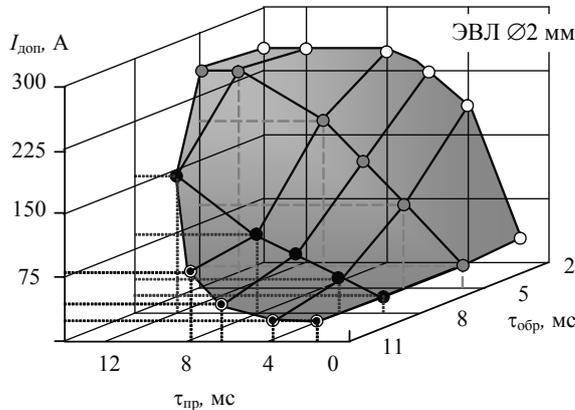
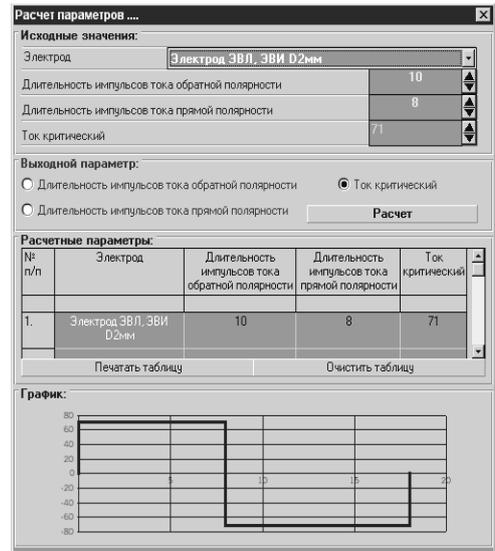
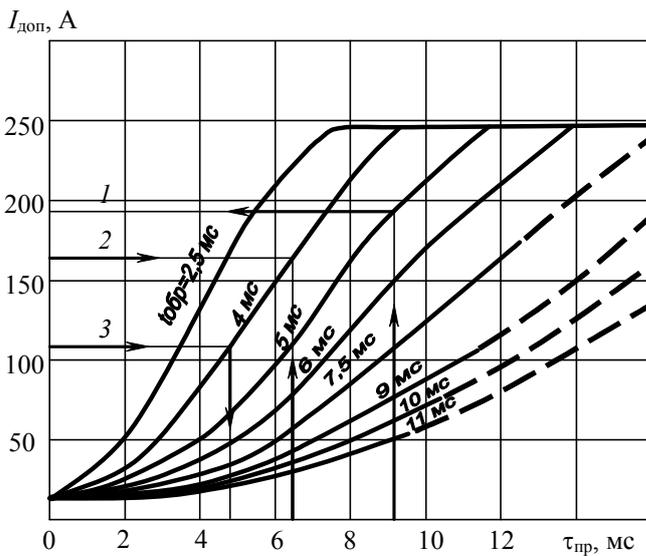


Рис. 7. Пример номограммы для определения областей допустимых режимов и основной функциональный экран программы по выбору параметров дуги

Как показывают результаты экспериментов, при величине тока на 10 ... 20 А ниже его критического значения электрод работает длительное время без разрушения. На основании приведенных выше эмпирических зависимостей разработаны программа, номограммы и области допустимых режимов в координатах $I_{\text{доп}} - \tau_{\text{пр}} - \tau_{\text{обр}}$, позволяющие выбрать параметры горения дуги, обеспечивающие высокую работоспособность неплавящихся электродов (рис. 7):

– при заданной длительности импульсов тока прямой и обратной полярности – максимально допустимую величину сварочного тока;

– при заданной величине сварочного тока и требуемой (с точки зрения обеспечения качественной катодной очистки) длительности импульсов тока обратной полярности – минимально допустимую длительность импульсов тока прямой полярности;

– при заданной величине сварочного тока и требуемой (например, для обеспечения нужного проплавления) длительности импульсов тока прямой полярности – максимально допустимую длительность импульсов тока обратной полярности.

Выводы

1. При определенных соотношениях длительностей импульсов тока прямой и обратной

полярности тепловое состояние и стойкость неплавящихся электродов приближаются к таковым в условиях сварки дугой постоянного тока прямой полярности. Это позволяет повысить эффективность применения неплавящихся электродов для сварки дугой переменного тока.

2. Созданная на основе эмпирических зависимостей критической величины тока от соотношения длительностей импульсов тока прямой и обратной полярности программа позволяет выбрать необходимые параметры режима горения дуги с точки зрения рационального применения неплавящихся электродов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
2. Технология и оборудование сварки плавлением / под ред. Г. Д. Никифорова. – М.: Машиностроение, 1986. – 320 с.
3. *Mikami, H.* Rapports sur le comportement des electrodes de tungstene en soudage. TIG / H. Mikami, M. Suzuki, R. Ishii // Soudage et techn. Connexes. – 1966. – № 7 – 8. – P. 333–336.
4. *Goodman, I. S.* New gas tungsten – arc welding electrodes / I. S. Goodman, H. J. Ehringer, R. L. Hackman // Welding Journal. – 1963. – № 7. – P. 567–569.
5. Справочник по сварке / под ред. Е. В. Соколова. – Т. 2. – М.: Машгиз, 1961. – 664 с.

УДК 621.791.75.042 : 004.4

Ю. Н. Дубцов, И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, В. О. Харламов, М. В. Клименко

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА НА ОСНОВЕ Ni_3Al , ПОЛУЧЕННОГО АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКОЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Показано, что в условиях аргонодуговой сварки сплава на основе Ni_3Al с ориентированной структурной при использовании в качестве электрода композиционной проволоки образование бездефектного сварного соединения возможно без проведения предварительной и послесварочной термической обработки.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, композиционная проволока, алюминид никеля, структура, переходная зона.

It is shown that in a argon-arc welding alloy with Ni_3Al -centered structure when used as a composite electrode wire formation of defect-free weld possible without pre-and post-weld heat treatment.

Keywords: arc welding, composite wire, grain pattern, nickel aluminide, interface region.

Введение

В связи с увеличением объемов добычи и транспортировки газа, а также строительством новых газопроводов актуальным становится ис-

пользование неразъемных соединений для изготовления дорогостоящих деталей и узлов горячего тракта стационарных энергетических газотурбинных установок (ГТУ) из жаропрочных никелевых сплавов с содержанием γ' - Ni_3Al фазы до 50–60 об. %. Так, например, современные методы пайки и диффузионного сращивания обеспечивает получение биметаллических кон-

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 12-08-33103 мол_а_вед, №13-08-01282_а.

струкций лопаток [1]. Это позволяет использовать взамен конструктивно сложного механического соединения лопаток с диском турбины, характеризующегося повышенным напряженно-деформированным состоянием [2], соединение – паянным швом. Более экономными и производительными способами получения монолитного изделия из никелевых суперсплавов с большим содержанием γ' -Ni₃Al фазы являются лазерная [3], электронно-лучевая и дуговая сварка неплавящимся электродом [4], применяемые в ряде случаев также и для восстановления кромки пера лопаток [5]. Получение технологически надежных сварных соединений таких сплавов связано преимущественно с предотвращением растрескивания кристаллизующегося металла, который обладает низкой деформационной способностью в широком интервале температурной хрупкости [6]. Для повышения пластичности металла в этом интервале рекомендуется проведение высокотемпературного (до 1000 °С) предварительного подогрева или технологии перестаривания [6, 7]. Поскольку в современных жаропрочных до 1250 °С сплавах на основе сложнелегированного алюминида никеля γ' -Ni₃Al является основной (80 % масс.) фазой в гетерогенной структуре [8], то проблема их свариваемости представляет самостоятельную задачу. Ее решение связано не только с преодолением образования кристаллизационных трещин, но зависит и от направленности кристаллитов в свариваемых элементах.

Целью настоящей работы является исследование структуры сварного соединения направленно кристаллизованного сплава на основе Ni₃Al.

Методы исследований

Структуру, микроморфологию и элементный состав сварных швов изучали с помощью оптической (цифровой микроскоп *Carl Zeiss Axiovert 40 MAT*) и электронной микроскопии (растровые электронные микроскопы *Quanta 3D FEG*, *JEOL JSM-6610* и *Versa 3D*). Микро-рентгеноспектральный анализ проводили с использованием энергодисперсионных спектрометров *EDAX Trident XM 4* и *APOLLO X*. Оценку сопротивления металла сварного шва термосиловому воздействию производили в интервале температур 1100–1250 °С склерометрическими испытаниями образцов по методике [9], основанной на анализе (с использованием компьютерной программы *Image Analysis*) геометрических параметров профилей поперечных сече-

ний треков и вычислении объема деформированного индентером Роквелла металла на участке длиной 10 мм.

Эксперимент

Эксперименты по сварке проводили на металле, полученном электрошлаковой наплавкой присадочных стержней (с химическим составом, масс. %: Ni 75, Al 25) в водоохлаждаемом кристаллизаторе с защитой поверхности шлаковой ванны (флюс на основе системы CaF₂-Al₂O₃) аргоном [10, 11]. Градиент температур в участке, расположенном вблизи поверхности фронта кристаллизации металла, составлял 20–50 °С/см, что обеспечивало формирование в нем однонаправленных столбчатых дендритов на основе Ni₃Al (рис. 1).

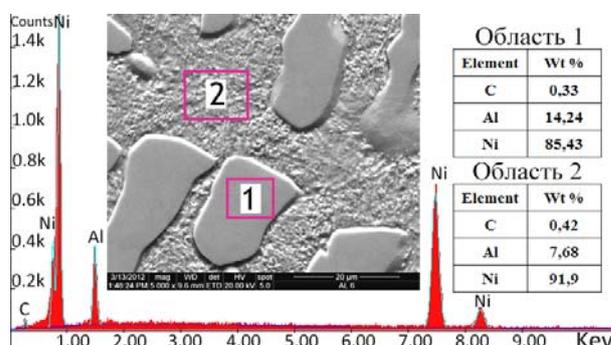


Рис. 1. Структура и элементный состав металла свариваемых элементов

Из полученного слитка изготавливали экспериментальные образцы прямоугольной формы с разделкой кромок, угол раскрытия которых составлял 100°. Аргонодуговую сварку производили на образцах с двумя типами ориентации кристаллитов в поперечном сечении: близкому к вертикальному и к горизонтальному направлению соответственно. Напряженное состояние в сварном соединении создавали путем жесткой фиксации свариваемых элементов толщиной 6–8 мм. Величины сварочного тока, напряжения на дуге и скорости сварки при расходе аргона 25–30 л/мин варьировали в пределах: 300–350 А, 28–32 В и 16–18 м/ч соответственно, что обеспечивало формирование швов с оптимальными коэффициентами провара и усиления. С целью предотвращения получения дефектной структуры в ОШЗ и сварном шве их охлаждение после сварки производили со скоростью не более 4–6 °С/мин.

В качестве плавящегося электрода использовали композиционную проволоку диаметром

3 мм, конструкция¹ которой обеспечивала стабильное существование дуги [12], а ее расчетный химический состав – получение металла сварного шва на основе легированного алюминид никеля: (масс. %) 3,0 W; 2,0 Mo; 3,0 Cr; 1,5 Ta; 16 Al; Ni – остальное. Также изготавливали композиционные проволоки, в состав которых вводили микрогранулы (до 100 мкм) никеля, содержащие до 50 масс. % наночастиц карбида вольфрама² WC со средним размером от 30 до 140 нм.

Результаты и их обсуждение

Исследованиями металла сварного шва установлено, что в нем формируется гетерогенная структура (рис. 2), морфологически подобная строению $\gamma'+\gamma$ эвтектических сплавов, полученных методом высокоградиентной направленной кристаллизации [8, 13]. Ее основой являются

дентритообразный твердый раствор, претерпевший распад с образованием до 70 % об. эвтектической γ' -фазы (рис. 3, участок 2), и сформированная по перитектической реакции γ' перит-фаза, находящаяся в междендритных прослойках (рис. 3, участок 1). В объеме γ' перит-фазы равномерно распределены микровыделения предположительно т.п.у.-фаз вида (Ni, Ta)(W, Mo, Cr). Их присутствие только в γ' перит-фазе связано с формированием ее на завершающей стадии кристаллизации металла в узком диапазоне температур ~1360–1340 °С. Температурная зависимость растворимости W, Mo, Ta в γ' -фазе в этом интервале уменьшается [13], что в условиях высокой скорости кристаллизации сварочной ванны небольшого объема вызывает образование т.п.у.-фазы в виде пластинчатых частиц (0,5x5 мкм) с повышенным содержанием этих элементов (рис. 3, участок 3).

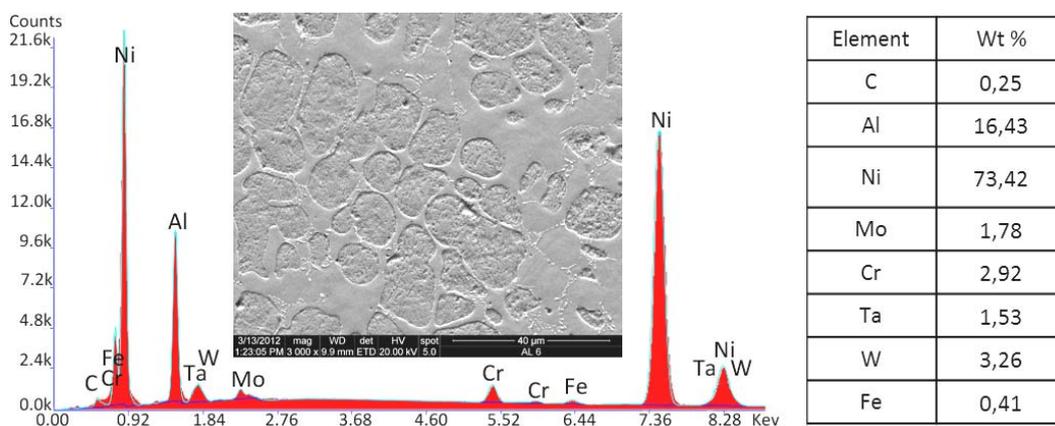


Рис. 2. Структура металла сварного шва на основе легированного Ni₃Al

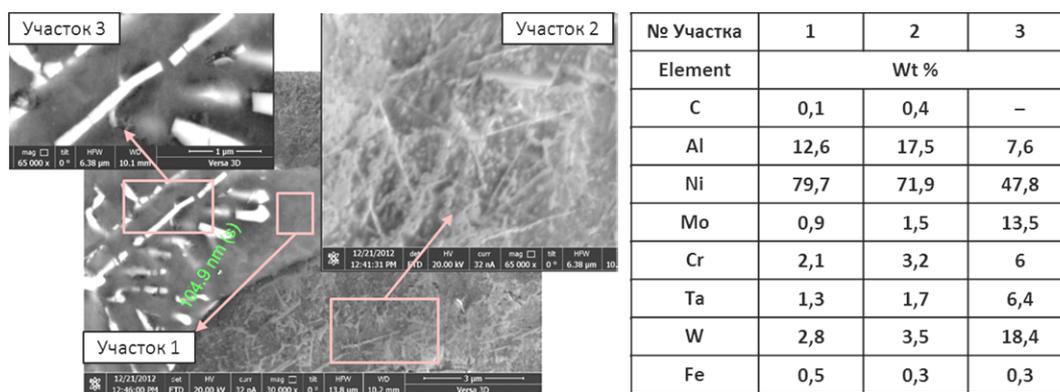


Рис. 3. Характерные участки структуры металла сварного шва и их химический состав³

¹ Решение о выдаче патента РФ на изобретение по заявке № 2011125559.

² Карбид вольфрама получен в результате термохимической обработки нанодисперсной композиции W – C в лаборатории «Плазменные процессы в металлургии и обработка материалов» ИМЕТ РАН им. А. А. Байкова.

³ Электронные изображения структур металла на рисунках 3 и 4 получены при содействии межкафедральной лаборатории металловедения ЦКП «Физико-химические методы исследования» Волгоградского государственного технического университета.

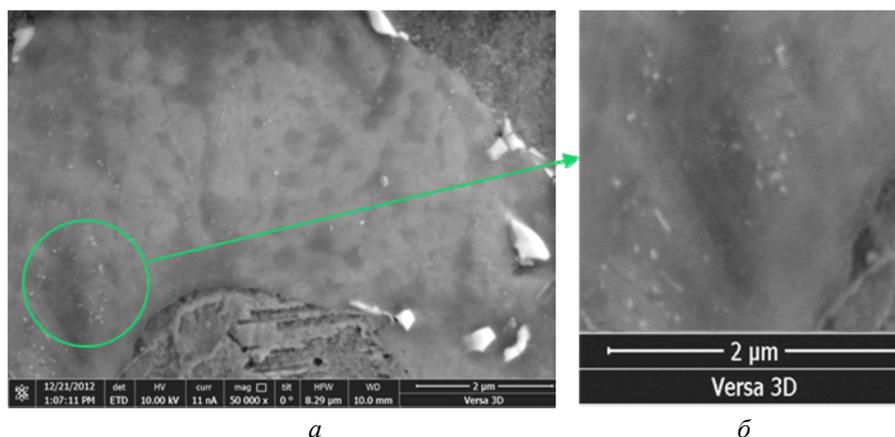


Рис. 4. Наноразмерные частицы в объеме γ' перит-фазы

В металле шва, полученном с использованием проволоки, содержащей наночастицы карбида вольфрама, изменяется морфология т.п.у.-фаз, которые трансформируются в более компактные частицы (до 1–2 мкм), локализованные в γ' перит-фазе (рис. 4, а). В этой фазе также наблюдаются наноразмерные выделения (70–200 нм) (рис. 4, б), которые могут являться конгломератами нерастворившихся наночастиц WC.

Установлено, что формирование кристаллического строения сварного шва на основе легированного Ni_3Al мало зависит от исходной ориентации кристаллитов. Это обусловлено наличием химического и термического градиентов на межфазной поверхности, вследствие чего образовавшиеся дендриты ориентируются преимущественно перпендикулярно к фронту кристаллизации по всему его периметру (рис. 5).

Выявлено, что структура основного металла $\gamma'+\gamma$ в области, близко расположенной к условной линии сплавления (100–150 мкм), относительно крупнозернистая. Она трансформируется (рис. 6) в разориентированные γ' -дендриты

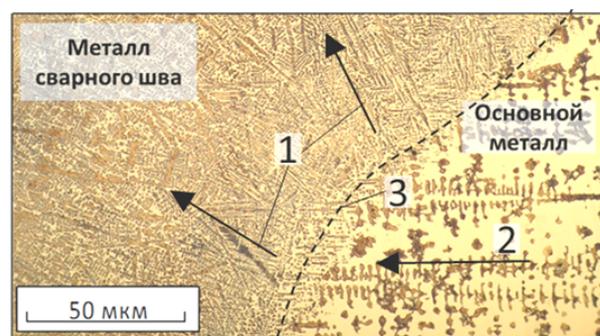


Рис. 5. Структура сварного шва вблизи условной линии сплавления:

1 – направление роста кристаллитов в шве и 2 – в основном металле; 3 – условная линия сплавления

с прослойками γ' перит-фазы, размер которых постепенно уменьшается до 30–40 мкм. Формирование разнородных структур в сварном соединении сплавов на основе алюминидов никеля, отличающихся по химическому составу, можно объяснить низкой диффузионной подвижностью атомов тугоплавких легирующих элементов в пограничном слое расплава легированного Ni_3Al .

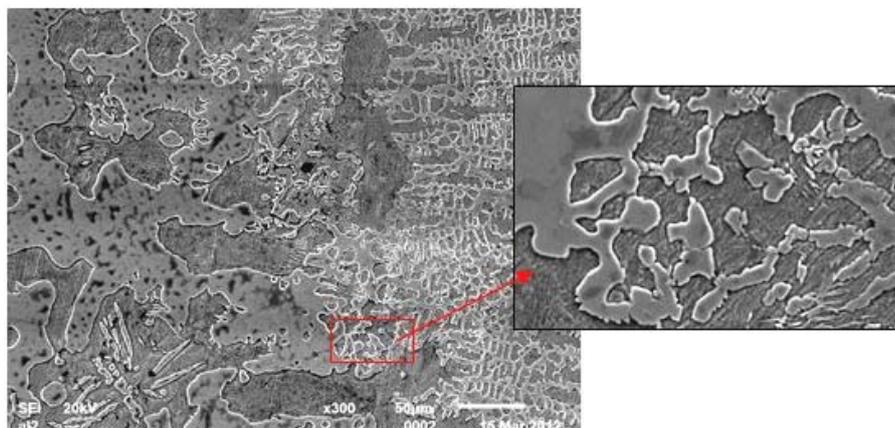


Рис. 6. Структура металла переходной зоны между основным металлом и сварным швом

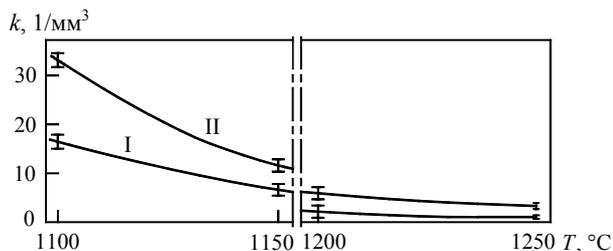


Рис. 7. Зависимость показателя износостойкости металла шва k от температуры T испытаний:

II, I – сварные швы металла на основе Ni_3Al , полученные с использованием композиционной проволоки, содержащей наночастицы WC и без них соответственно

В результате высокотемпературных (в интервале 1050–1250 °C) склерометрических испытаний сплавов на основе Ni_3Al выявлено (рис. 7), что металл шва, легированный наночастицами WC (до 0,4 % масс.), имеет более высокий показатель сопротивления пластической деформации при температурах до 1250 °C. Причиной этого может быть эффект дисперсионного упрочнения сплава, реализующийся в результате микровыделений равномерно распределенных по структуре т.п.у.-фаз. Предположительно они могут зарождаться в расплаве в области формирования кластеров наночастиц WC.

Вывод

Установлено, что в условиях термического цикла аргонодуговой сварки металла на основе Ni_3Al с различной ориентацией кристаллитов в свариваемых элементах трещины в сварном соединении не образуются, а переходная зона от основного металла к шву при небольшой протяженности характеризуется отсутствием диффузионных прослоек.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Турбины: с «блиск»ом и без / Л. А. Магеррамова [и др.] // Двигатель. – 1999. – № 2. – С. 32–34.
2. Бураго, Н. Г. Анализ напряженного состояния контактной системы «диск–лопатка» газотурбинного двигателя

ля / Н. Г. Бураго, А. Б. Журавлев, И. С. Никитин // Вычислительная механика сплошных сред. – 2011. – Т. 4, № 2. – С. 5–16.

3. Ding, R. G. Laser beam weld-metal microstructure in a yttrium modified directionally solidified Ni_3Al -base alloy / R.G. Ding, O.A. Ojo, M.C. Chaturvedi // Intermetallics. – 2007. – Vol. 15. – P. 1504–1510.

4. Schnell, A. A. Study of the weldability of gamma prime hardened superalloys / A. Schnell, M. Hoebel J. Samuleson // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 278. – P. 434–439.

5. Nickel-Based Superalloy Welding Practices for Industrial Gas Turbine Applications / M. B. Henderson [et al.] // Science and Technology of Welding Joining. – 2004. – Vol. 9, Number 1. – P. 13–21.

6. Мальный, А. Б. Свариваемость высоколегированных термоупрочняемых сплавов на никелевой основе / А. Б. Мальный, Ю. В. Бутенко, В. Ф. Хорунов // Автоматическая сварка. – 2005. – № 5. – С. 24–27.

7. John, C. Lippold Welding Metallurgy and weldability of nickel-base alloys / John C. Lippold, Samuel D. Kiser, John N. DuPont. – New Jersey: John Wiley & Sons, Inc. All rights reserved. – 2009. – 440 p.

8. Поварова, К. Б. Конструкционные жаропрочные сплавы на основе Ni_3Al : получение, структура и свойства / К. Б. Поварова [и др.] // Материаловедение. – 2011 – № 4. – С. 39–48.

9. Соколов, Г. Н. Диагностика износостойкости наплавленного металла методом склерометрии / Г. Н. Соколов, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, В. И. Лысак, В. Б. Литвиненко-Арьков // Сварка и диагностика. – 2012. – № 2. – С. 34–39.

10. Расчет теплового баланса электрошлаковой наплавки для случая использования двухконтурной схемы электропитания / И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 1. – С. 68–70.

11. Формирование износостойких наплавленных покрытий с использованием горизонтальной схемы электрошлакового процесса / А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 5. – С. 67–68.

12. Дубцов, Ю. Н. Особенности проектирования композиционной проволоки для наплавки сплавов на основе алюминиды никеля / Ю. Н. Дубцов, И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – С. 190–194.

13. Петрушин, Н. В. Конструирование жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе γ -фазой с высокой температурой плавления / Н. В. Петрушин, Е. Б. Чабина, Р. М. Назаркин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 2. – С. 32–38.

УДК 621.791.927:669.018.25

*В. Б. Литвиненко-Арков, Г. Н. Соколов, Ф. А. Кязымов, В. И. Лысак, С. С. Гуц***ЛЕГИРОВАНИЕ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА АЗОТОМ
ЧЕРЕЗ НАПОЛНИТЕЛЬ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Изложены результаты исследования процесса легирования наплавленного металла системы С-Fe-Cr-Ni-Mo азотом, вводимым в наполнитель порошковых проволок в составе азотированного хрома. Показано, что превышение предела растворимости азота в перегретом расплаве электродного металла может стать причиной нарушения стабильности существования капель на торце электрода.

Ключевые слова: наплавка, наплавленный металл, порошковые проволоки, азот.

The results of investigation nitrogen alloying of C-Fe-Cr-Ni-Mo weld metal by chrome nitrided powder in filler wire are reviewed. It is shown that the excess of the solubility limit of nitrogen in the superheated molten electrode metal may violate of the stability of the existence of drops at the end of the electrode.

Keywords: surfacing, weld metal, cored wires, nitrogen.

Введение

Азот в наплавочных сплавах на основе железа обеспечивает их твердорастворное и дисперсионное упрочнение, а также, являясь активным аустенизатором, дает возможность экономить никель и марганец. Он способствует уменьшению интенсивности процесса обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенситного превращения в металле при повышенных температурах [1, 2], и, в отличие от большинства сплавов с карбидным упрочнением, дисперсные нитриды распределяются в матрице очень равномерно [3].

Проблема легирования такого типа наплавленного металла азотом из газовой или шлаковой фазы связана с большим количеством факторов, определяющих его количественный переход в наплавленный металл: температурой металла, парциальным давлением газа в атмосфере дуги, степенью диссоциации и возбуждения в дуге молекул азота, а также кинетическими параметрами плавления и переноса расплавленного металла, площадью поверхности взаимодействия фаз и др. [4]. Уменьшить количество факторов и упростить задачу легирования наплавленного металла азотом можно путем введения азотированных материалов непосредственно в наплавочную проволоку.

Цель работы – исследовать особенности легирования наплавленного металла азотом через наполнитель порошковых проволок.

Материалы и методики исследований

Для исследования особенностей легирования наплавленного металла азотом через наполнитель порошковых проволок (ПП) была

выбрана система легирования С-Fe-Cr-Ni-Mo, по содержанию основных элементов соответствующая ряду промышленных сплавов, масс. %: углерода – 0,06–0,10; хрома – 12–14; никеля – 3–4; молибдена – 1,0–2,5; а также кремния – 0,4–0,8; марганца – 0,4–0,8 и примесей серы и фосфора менее 0,03.

Экспериментальные ПП диаметром 2,6 мм изготавливали по известной технологии. Наполнитель проволок состоял из микропорошков чистых металлов, процентное содержание которых в ПП (с учетом коэффициентов перехода и доли основного металла) обеспечивало получение наплавленного металла с заданным химическим составом уже в первом технологическом проходе наплавки.

Для легирования наплавленного металла азотом использовали микропорошок (100–160 мкм) хрома азотированного (ТУ 0840-024-21600649-2009), содержащий до 16 масс.% азота [5].

Аргонодуговую наплавку экспериментальных образцов из стали Ст3пс осуществляли колеблющимся электродом в один проход при следующих параметрах режима: постоянный сварочный ток – 220–250 А, полярность обратная, напряжение на дуге – 25–26 В, скорость поперечных перемещений электрода – 4,2 см/с, размах колебаний электрода – 25–30 мм, скорость наплавки – 0,2–0,3 см/с, вылет электрода – 35–40 мм, расход аргона – 15–18 л/мин. Получали хорошо сформированный наплавленный металл с высотой и шириной валика соответственно 4–5 мм, 30–35 мм при доле участия металла основы 32–35 %.

Химический состав наплавленного металла контролировали методом искровой оптико-эмиссионной спектроскопии на специализированном приборе РМ1 «MASTER Pro». Содержа-

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 12-08-33103 мол_а_вед, №13-08-01282_а.

ние азота в образцах наплавленного металла определяли по ГОСТ 12359–99. Контроль качества наплавленного металла осуществляли радиографическим методом по ГОСТ 7512–82. Анализ общей структуры наплавленного металла производили на химически травленных микрошлифах с использованием оптического микроскопа *Axiocvert 40 MAT*.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Результаты химического анализа образцов наплавленного металла показали, что с увеличением количества азота в наполнителе проволок

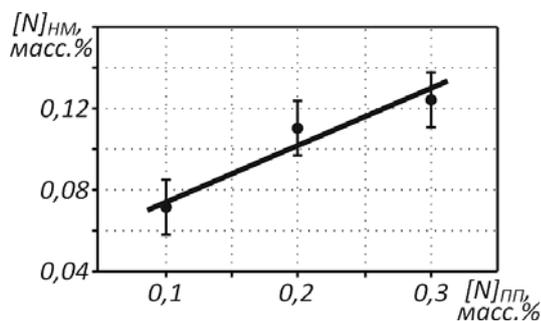


Рис. 1. Зависимость содержания азота в наплавленном металле $[N]_{\text{HM}}$ от количества азота в наполнителе экспериментальных проволок $[N]_{\text{ПП}}$

увеличивается и его содержание в наплавленном металле, достигая предела растворимости в сплаве (рис. 1). Его количество в металле, наплавленном проволокой с содержанием 0,3 масс. % азота, составляет около 0,125 масс.%. Дальнейшее увеличение азота в наполнителе ПП вызывает образование пор в наплавленном металле.

Анализ осциллограмм процесса наплавки показал, что с увеличением содержания азота в наполнителе ПП изменяется характер процесса их плавления, что выражается в увеличении амплитуды колебаний сварочного тока (рис. 2).

Известно [4, 6], что растворимость азота в металлическом расплаве определяется его химическим составом и температурой, поэтому на разных стадиях процесса наплавки растворимость азота может быть различной. Условно можно выделить две стадии существования металлического расплава: стадию капли, включающую ее образование, рост и падение, а также стадию ванны. Обе стадии характеризуются различной температурой, скоростью массообмена и химическим составом металлического расплава.

По данным [4], при плавлении высоколегированных проволок сплошного сечения Св-Х18Н9 с диаметром 2 мм на постоянном токе обратной

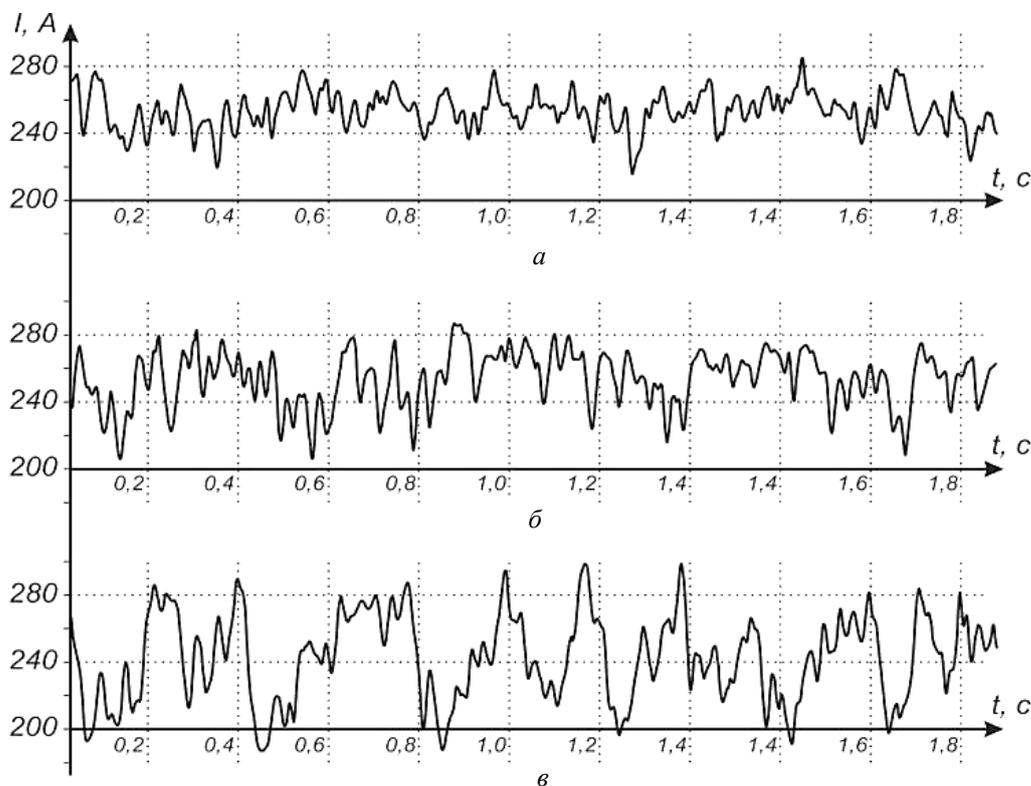


Рис. 2. Временные зависимости сварочного тока I при содержании азота 0 (а), 0,3 (б) и 0,6 масс. % (в) в наполнителе порошковых проволок

полярности ($I = 200\text{--}300\text{ А}$) в среде аргона температура капель ($T_{\text{кmax}}$) составляет $2650\text{--}2950\text{ }^\circ\text{C}$. Температура металлического расплава в объеме сварочной ванны неоднородная. В реакционной зоне (вблизи дуги) она может достигать $T_{\text{вmax}} = 2000 \pm 100\text{ }^\circ\text{C}$, плавно уменьшаясь к хвостовой части ванны до температуры, близкой к температуре плавления $T_{\text{пл}} = 1450\text{--}1500\text{ }^\circ\text{C}$.

Для обеспечения уже в первом технологическом проходе наплавки заданного химиче-

ского состава наплавленного металла наполнитель экспериментальных ПП содержал повышенные количества основных легирующих компонентов. Расчетное содержание хрома, никеля и молибдена в каплях электродного металла составляло 23–25, 6–8 и 4–5 масс.% соответственно (рис. 3). Химический состав расплава сварочной ванны можно условно считать однородным и соответствующим составу наплавленного металла.

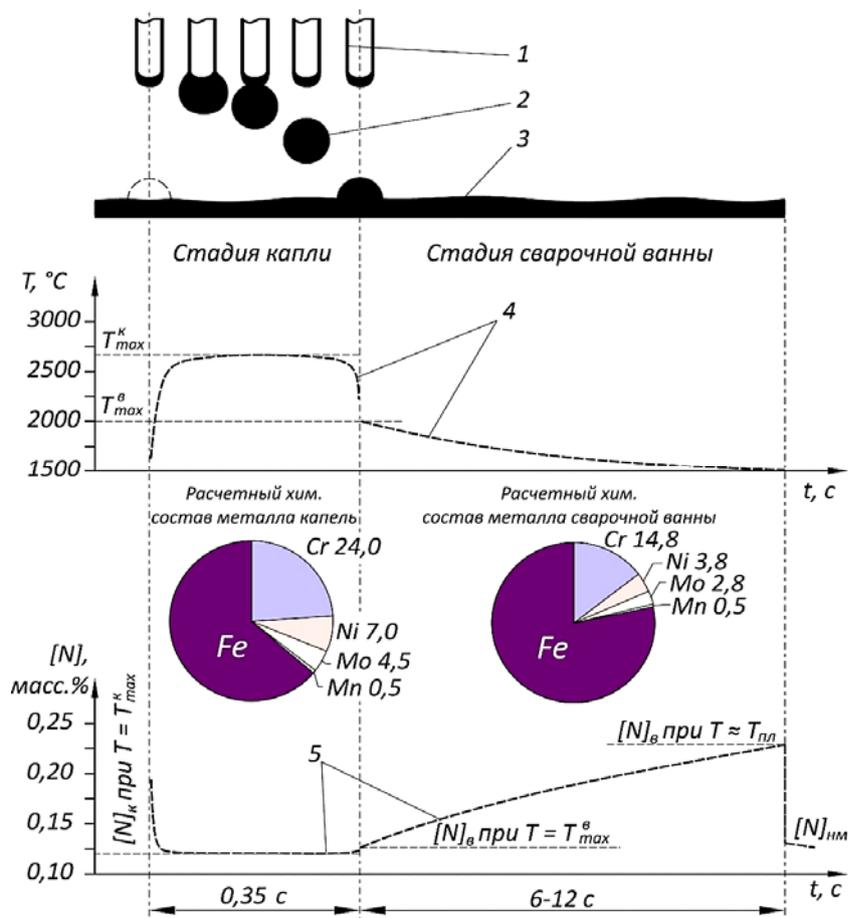


Рис. 3. Влияние температуры, химического состава расплавов капель электродного металла и сварочной ванны на растворимость азота в них при наплавке сплава системы С-Fe-Cr-Ni-Mo: 1 – ПП; 2 – капля электродного металла; 3 – поверхность сварочной ванны; 4 и 5 – линии предполагаемой закономерности изменения температуры расплава и растворимости азота в нем соответственно; $T_{\text{кmax}}$ и $T_{\text{вmax}}$ – максимальные температуры капель электродного металла и реакционной зоны сварочной ванны [6]

По данным осциллографирования установлено, что средняя частота отрыва капель составляла $2,86\text{ с}^{-1}$. Длина сварочной ванны при наплавке на приведенном режиме $1,2\text{--}2,0\text{ см}$. С учетом известной величины скорости наплавки максимальная продолжительность существования расплавленного металла сварочной ванны $t_{\text{max}} = 6\text{--}12\text{ с}$.

На основании расчета растворимости азота в расплаве капель $[N]_{\text{к}}$ и сварочной ванны $[N]_{\text{в}}$, выполненного по данным работы [6], была построена диаграмма (рис. 3), анализ которой позволил сделать вывод, что превышение предела растворимости азота в перегретом расплаве капель электродного металла может являться причиной нарушения стабильности их существ-

ования на торце электрода. Это происходит в результате дегазации из расплава избыточного азота. Избыточный азот, попадая в атмосферу дуги, может адсорбироваться на поверхности сварочной ванны и поглощаться ею [7]. Такое перераспределение азота в реакционной зоне сварки (рис. 3) дает возможность объяснить образование пор в наплавленном металле при увеличении содержания азота в наполнителе ПП более 0,3 масс. %.

Выводы

1. Показано, что устойчивое существование дуги в аргоне, стабильный перенос капель, качественное формирование наплавленного металла и отсутствие в нем пор от азота достигаются при его содержании в наполнителе проволоки не более 0,3 масс. %.

2. Превышение предела растворимости азота в высокотемпературном расплаве электродного металла способствует нарушению стабильности существования капель на торце электрода в результате дегазации из них избыточного азота.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Кондратьев, И. А.* Исследование свойств наплавленного металла типа мартенситостареющих сталей / И. А. Кондратьев, И. А. Рябцев, Я. П. Черняк // Автоматическая сварка. – 2004. – № 10. – С. 16–18.
2. Effect of oxygen and nitrogen on the structure and properties of weld metal in welding type 01 Kh14N5MF low-carbon hardening steels / Zh. A. Lepilina etc. // Welding International. – 1990. – № 4. – P. 743–745.
3. Effect of N on microstructure and mechanical properties of 16Cr5Ni1Mo martensitic stainless steel / X.P. Ma etc. // Materials and Design. – 2012. – Vol. 34. – P. 74–81.
4. *Походня, И. К.* Газы в сварных швах / И. К. Походня. – М. : Машиностроение, 1972. – 256 с. : ил.
5. *Браверман, Б. Ш.* Получение нитрида хрома и его использование для изготовления высокоазотистых покрытий / Б. Ш. Браверман, О. К. Лепанова, Ю. Н. Сараев [и др.] // Сварочное производство. – 2000. – № 12. – С. 8–10.
6. *Wada, H.* Solubility of nitrogen in liquid Fe-Cr-Ni alloys containing manganese and molybdenum / H. Wada, Pehlke R. D. // Metallurgical Transactions B. – 1977. – Vol. 8b. – P. 675–682.
7. *Йоффе, И. С.* Влияние поглощения азота ванной на образование пор при сварке порошковой проволокой / И. С. Йоффе // Автоматическая сварка. – 1976. – № 9. – С. 12–14.

Научное издание

ИЗВЕСТИЯ Волгоградского государственного технического университета № 6 (109), 2013 г.

Серия «ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ
И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ»
(Выпуск 7)

Межвузовский сборник научных статей

Редактор *Н. Н. Кваша*
Компьютерная верстка *Е. В. Макаровой*

Темплан 2013 г. Поз. № 59н.
Подписано в печать 14.06.2013. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 18,14. Уч.-изд. л. 17,59.
Тираж 150 экз. Заказ

Волгоградский государственный технический университет.
400005 Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 1.

Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ.
400005 Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

В сборнике научных статей «Известия ВолгГТУ», серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электро-механическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия сборника, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редакция направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 "Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления". Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводится на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b*, и т. д. Рекомендуется включать в сборник статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791

Л. М. Гуревич

МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ТИТАНА С РАСПЛАВОМ АЛЮМИНИЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Предложен механизм структурообразования при взаимодействии на границе расплав алюминия–твердый титан, объясняющий изменение кинетики реакции на различных стадиях образования слоистого металл-интерметаллидного композита.

Ключевые слова: титан, алюминий, интерметаллид, слоистый композит, механизм, расплав, оксидная пленка, фрагментирование.

The mechanism of structure formation in the interaction of the melt aluminum – solid titanium, explaining the change in the reaction kinetics at different stages of formation layered metal intermetallic composite, is offered.

Keywords: titanium, aluminium, intermetallic, layered composite, mechanism, melt, oxide film.

Одна из основных проблем производства титано-алюминиевых слоистых металл-интерметаллидных композитов (СМИК) связана с необходимостью реализации требуемого соотношения основных и интерметаллидных слоев. Относительно узкий (не превышающий 100 °С) температурный интервал твердофазного образования алюминидов и низкая интенсивность их роста снижают эффективность технологии получения СМИК, так как для получения минимально требуемых толщин интерметаллидных прослоек (50–100 мкм) необходима продолжительность термообработки в десятки часов. Проведенные исследования определения возможности интенсификации процессов структурообразования при взаимодействии титана с расплавом алюминия [1–3] выявили их стадийность и кинетику, однако механизм формирования гетерогенного слоя из глобулярных частиц алюминидов с тонкими прослойками алюминия оставался неясным.

Целью настоящей работы является анализ недостатков известных гипотетических механизмов взаимодействия на границе расплав алюминия–твердый титан и создание на их основе нового, способного объяснить полученные экспериментальные результаты.

Формирование на границе расплав алюминия–твердый титан постепенно утолщающегося двухфазного слоя с высоким содержанием глобулоидов алюминидов обнаруживалось ранее при изучении процессов пайки титана алюминиевыми припоями. Предложено несколько механизмов формирования таких структур, которые можно разделить на три группы: *механизмы осаждения, разрушения и реакции интерметаллидов с расплавом.*

Mackowiak J. и *Shreir L. L.* разработали трехступенчатый механизм осаждения [4], включающий: растворение Ti в Al до достижения насыщенного раствора; осаждение на поверхности раздела пористых слоев TiAl₃, проницаемых для жидкого Al; разрыв непрерывного реакционного слоя в результате растягивающих напряжений. Дальнейшее исследование процессов взаимодействия твердого титана с окружающим расплавом алюминия привело авторов трехступенчатого «механизма осаждения» к некоторой его реконструкции, заключающейся в исключении ступени формирования насыщенного раствора Ti в расплаве Al и появлении новых стадий [5]. В результате был создан четырехстадийный механизм осаждения: реакция между Ti_т и Al_ж на поверхности Ti с образованием тонкого реакционного слоя, проницаемого для Al; отталкивание уже осажденного алюминидов от поверхности Ti, связан-

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487).

ное с параллельными поверхности Ti растягивающими напряжениями в реакционном слое, возникающими из-за различия в объемах непрерывного осаждаемого на поверхность раздела слоя TiAl₃ и растворенного Ti; разрыв сплошного реакционного слоя на углах помещенного в расплав цилиндрического образца титана (рис. 1) растягивающими напряжениями, превышающими прочность связи между частицами TiAl₃; конкурирующие осаждение и фрагментирование, приводящие к получению крестообразной модели.

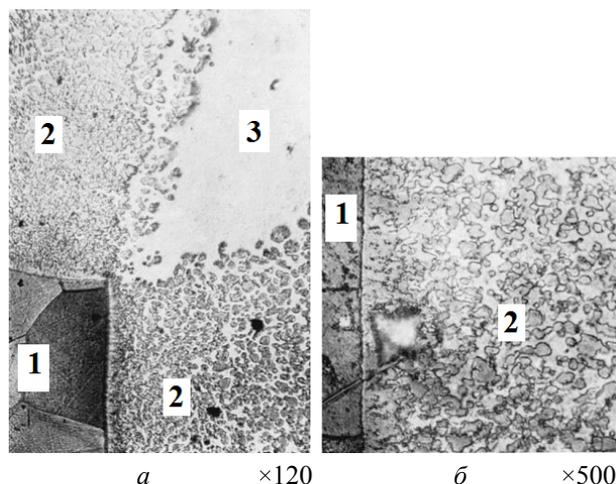


Рис. 1. Морфология поверхности и реакционного слоя, образовавшегося при помещении цилиндрического образца Ti в расплав алюминия при 850 °С:

a – угол цилиндра; *б* – цилиндрическая поверхность; 1 – Ti; 2 – реакционный слой из мелких глобулоидов TiAl₃ в алюминиевой матрице; 3 – разрыв сплошного реакционного слоя [5]

Slama G. и *Vignes A.* на основе изучения микроструктур реакционных слоев, образующихся при взаимодействии твердых Ti и Nb с расплавом Al, предположили, что формирование двухфазного слоя продуктов реакции из алюминидов и закристаллизовавшегося алюминия объясняется разрушением на поверхности твердого титана сплошного слоя алюминида под действием напряжений, возникающих вследствие различий в объемах прореагировавшего титана (ниобия) и интерметаллида [6]. Подтверждением этой гипотезы является существование для системы Nb_T-Al_ж критической температуры, ниже которой формируется двухфазный слой продуктов реакции, а выше – только сплошная постепенно утолщающаяся полоса интерметаллидов на поверхности Nb_T. *Slama G.* и *Vignes A.* предположили, что выше критической температуры напряжения на границе раздела превышают порог текучести Nb,

приводят к его деформации и наклепу, но из-за процессов рекристаллизации Nb не могут достичь предела прочности алюминида, поэтому не приводят к его разрушению. Сложную зависимость с экстремумом толщины сплошного слоя алюминидов на поверхности ниобия от температуры расплава (рис. 2) авторы [6] объясняли одновременным существованием двух тенденций:

увеличением скорости протекания реакции взаимодействия Nb_T-Al_ж, сопровождающейся ростом возникающих напряжений, и облегчением разрушения слоя алюминида;

снижением предела текучести ниобия и ускорением процессов рекристаллизации, облегчающих протекание релаксации напряжений.

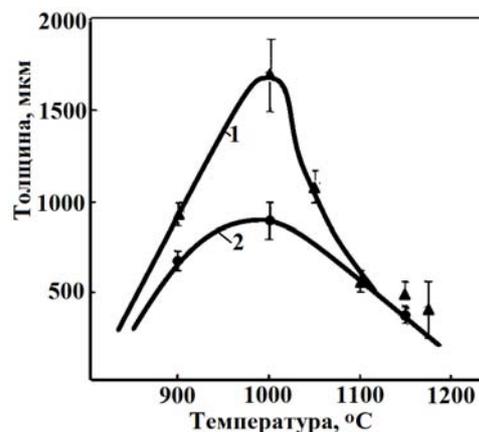


Рис. 2. Зависимость толщины двухфазного слоя продуктов реакции, сформировавшихся в течение 0,5 ч на холоднокатанном (1) и рекристаллизованном (2) Nb в расплаве Al [6]

В системе Ti_T-Al_ж авторам [6] не удалось обнаружить даже при 1200–1300 °С критической температуры, выше которой происходил бы постоянный рост толщины сплошного интерметаллидного слоя. Измерения микротвердости и анализ во вторичных электронах показали, что при этих температурах перед границей раздела TiAl₃-Ti происходит образование твердых растворов алюминия в титане микротвердостью 2,7–5,2 ГПа. Высокая твердость образующегося Ti(Al) блокировала развитие пластического деформирования и снижение за счет этого напряжений в формирующемся слое алюминида.

Предложенный *Slama G.* и *Vignes A.* механизм формирования двухфазного слоя продуктов реакции разрушением вследствие внутренних напряжений пытались дополнить последующие исследователи. Так, авторы [7] согласны с тем, что слой TiAl₃, сформированный и

выращенный на твердом Ti, вследствие значительных отличий в плотности Ti и TiAl₃ находится в условиях сложного напряженного состояния с напряжениями, увеличивающимися по мере утолщения алюминида или ускорения его роста. В связи с ограниченной пластичностью TiAl₃ после достижения критической толщины, и, следовательно, критических на-

пряжений, слой может подвергнуться трещинообразованию и разрушению. Отделившиеся от твердого титана фрагменты слоя оголяют новую поверхность, по которой химическая реакция между твердым Ti и расплавом алюминия возобновляется. Схема эволюции микроструктуры реакционного слоя при различных температурах и временах реакции показана на рис. 3.

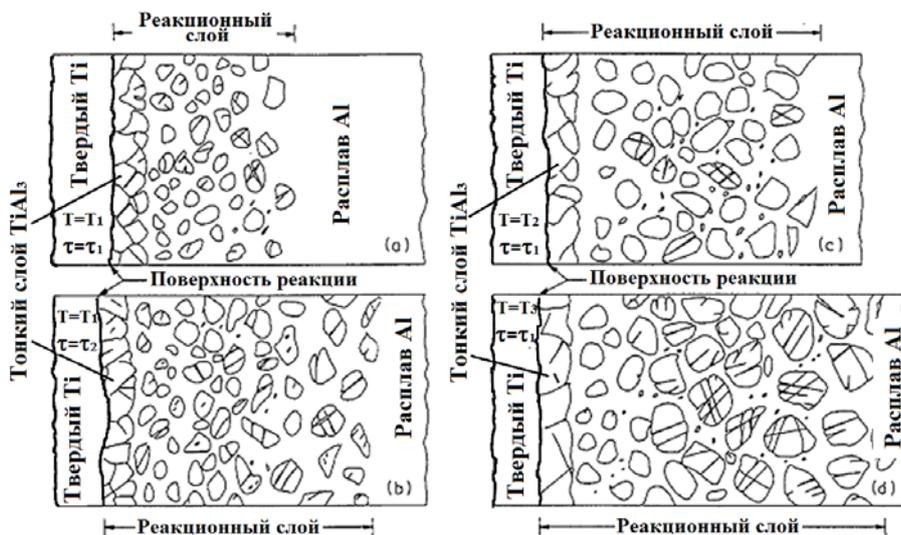


Рис. 3. Схема эволюции микроструктуры реакционного слоя при различных температурах и временах реакции ($T_1 < T_2 < T_3$ и $\tau_1 < \tau_2$) [7]

Для объяснения эволюционирования слоя продуктов реакции авторы [7] дополнили механизм предположением, что выделенная на реакционной поверхности теплота экзотермической реакции формирования TiAl₃ увеличивает температуры продуктов реакции и контактирующего с ними расплава алюминия, что приводит к возникновению градиента температур и конвективных потоков расплава. Циркулирующие потоки жидкого Al в восходящем направлении (рис. 4) транспортируют отделившиеся

фрагменты TiAl₃ далеко от зоны реакции. Наличие трещин в отделенных глобоидах позволяет им во время транспортирования тепловыми токами дополнительно фрагментироваться.

Значимость величин термических эффектов при взаимодействии титана с расплавом алюминия подтверждается данными dilatометрических исследований жидкофазного спекания [8]: вследствие экзотермичности процесса образования алюминида, интенсивность которого зависела от концентрации титана в смеси, происходило временное повышение температуры прессовок относительно температуры печи, наиболее заметное (до 400 °C) при температурах более 770 °C (рис. 5).

Ни один из предложенных механизмов не может объяснить изменения кинетики процессов формирования двухфазного слоя [1–3] при переходе от формирования сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан-алюминий к росту в расплаве непрерывной полосы с глобоидами интерметаллидов.

Kenneth S. Vecchio с сотрудниками [9] предложили третью группу механизмов формирования реакционного слоя с глобоидами TiAl₃, основанную на образовании расплавленных ин-

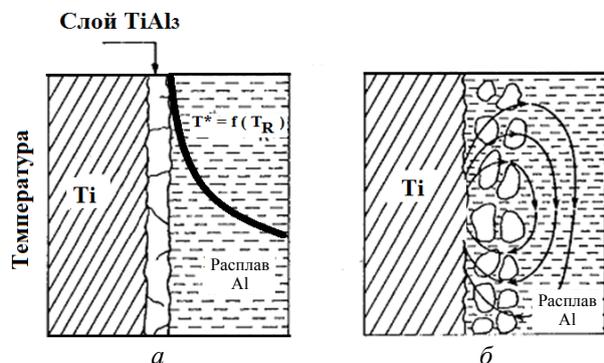


Рис. 4. Циркулирующие потоки жидкого Al в восходящем направлении: градиент температур (а) и тепловые потоки в расплаве (б) алюминия, примыкающем к реакционной поверхности [7]

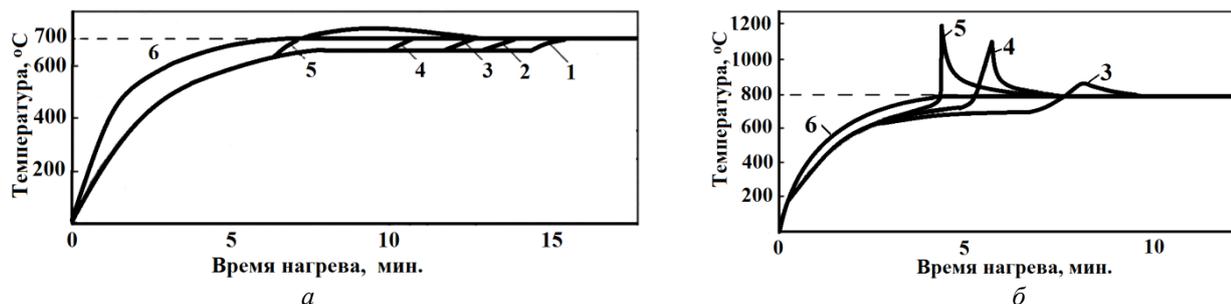


Рис. 5. Изменение температуры прессовок системы Al-Ti разного состава во время спекания: а – при 700 °С; б – при 800 °С; 1 – 5 ат.% Ti; 2 – 10 ат.% Ti; 3 – 12,5 ат.% Ti; 4 – 15 ат.% Ti; 5 – 20 ат.% Ti; 6 – температура в трубке дилатометра [8]

терметаллических соединений. Реакция начинается на поверхности раздела Al-Ti, как показано рис. 6. В этом случае поверхностное межфазное натяжение доминирует и продукты реакции формируются в виде сфер. Уменьшение площади контактной поверхности Ti-Al приводит к торможению реакции и затвердеванию глобонидов. Во время отверждения сферы новые интерметаллические зародыши возникают и растут вдоль поверхности раздела Ti-Al. Смежные глобониды ограничены в объеме и при затвердевании возни-

кают силы, выталкивающие первый глобонид в жидкость и обнажающие новую межфазную область. Такой вариант протекания процесса, по-видимому, возможен при температурах выше 800 °С, когда из-за значительного экзотермического эффекта температура в локальных объемах может превышать точку плавления TiAl₃ (1395 °С), однако двухфазный слой продуктов реакции наблюдался и при нагревах 675–750 °С при достаточно вялом протекании реакции формирования и незначительном повышении температуры.

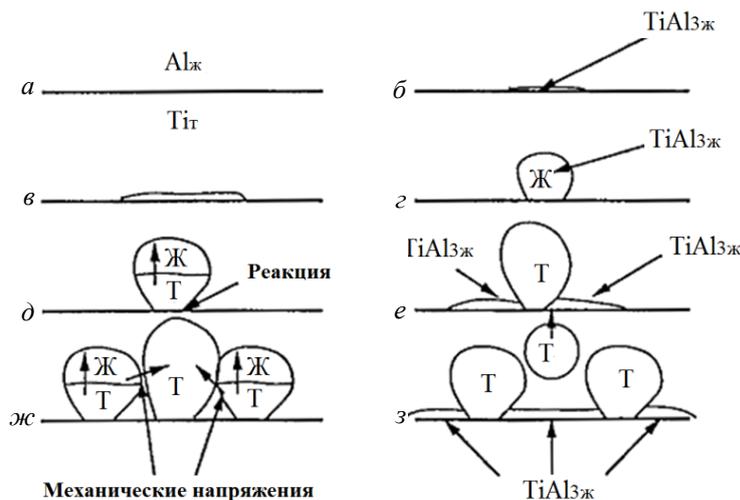


Рис. 6. Формирование глобонидов на поверхности раздела твердый (Т) Ti – жидкий (Ж) Al: а-в – образование зародыша и превращение в тонкий слой интерметаллида; г – сфероидизация под действием поверхностного натяжения; д – отверждение и торможение реакции; е – ж – формирование, сфероидизация и отверждение смежных глобонидов TiAl₃ на вновь образовавшейся реакционной поверхности; з – отрыв глобонида [9]

На основе сопоставления вышеописанных механизмов осаждения [4, 5], разрушения [6, 7] и реакций интерметаллидов с расплавом [9], а также наблюдаемой в процессе наших исследований стадийной эволюции микроструктуры титано-алюминиевого композита при температурах выше плавления алюминия [1–3] предложен следующий механизм протекания процессов. Титан и алюминий относятся к металлам с высоким сродством к кислороду, и на гра-

нице соединения в композите Ti-Al после сварки горячей прокаткой или, в меньшей степени, сваркой взрывом находятся окисные слои с большим количеством дефектов структуры. Нарушения сплошности окисной пленки могут образовываться в процессе деформации из-за различий в пластичности окислов и металлов, а также при последующем отжиге из-за градиентов их коэффициентов термического линейного расширения.

При нагреве выше температуры плавления алюминия на стадии ретардации зона контакта представляет многослойную систему расплав алюминия $Al_{ж}$ –твердый оксид алюминия $Al_2O_{3т}$ –твердые диоксид $TiO_{2т}$ или монооксид $TiO_{т}$ титана–твердый титан $Ti_{т}$, т. е. расплав алюминия не находится в непосредственном контакте с титаном за исключением участков разрывов оксидов [2]. Из-за разности химических потенциалов происходит перенос атомов титана и алюминия через границу раздела с оксидами с образованием локальных участков твердых растворов алюминия в титане и растворением диффундирующих атомов титана в расплаве. Процесс диффузии атомов титана и алюминия через границу раздела при наличии окисных пленок замедлен, поэтому преимущественно массоперенос происходит по параллельной диффузии (диффузии по изолированным друг от друга каналам, ориентированным вдоль направления потока) в зоне разрывов оксидных пленок с образованием в титане локальных участков пересыщенного твердого раствора $Ti(Al)$. В этих локальных участках стохастически возникают зародыши интерметаллидов различного состава, но наименьший размер критического зародыша у термодинамически наиболее вероятного $TiAl_3$. После возникновения зародышей с размером больше критического (рис. 7) становится вероятным их рост, причем скорость роста центров интерметаллидной фазы вдоль плоскости стыка $TiO_{2т}$ – $Ti_{т}$ значительно выше, чем нормально к границе раздела, что во многом определяется большей скоростью диффузии в этой плоскости и возможностью дополнительной подпитки атомами Al, проходящими через сохраняющуюся оксидную пленку сложного состава. Поперечный рост фрагментов алюминидов продолжается вплоть до их смыкания с образованием сплошной прослойки на границе раздела.

Атомы титана, прошедшие через разрывы и цельные участки окисной пленки, растворяются в расплаве алюминия до достижения предела растворимости титана в алюминии, который находится в пределах 0,2–1,3 % при температурах 670–750 °C соответственно, и последующее поступление в расплав атомов титана приводит к образованию хаотически расположенных кристаллов избыточной интерметаллидной фазы $TiAl_3$, которые при охлаждении и кристаллизации расплава растущими зародышами отесняются к границам зерен.

Относительно равномерное распределение интерметаллидов (а значит, и атомов титана) по объему расплава алюминия объясняется значительно более высокой скоростью транспортных процессов в расплаве по сравнению с коэффициентами параллельной диффузии титана через оксидную пленку.

После смыкания и нормального роста сплошной алюминидной прослойки за счет увеличения ее объема по сравнению с объемом исходного титана происходит фрагментирование окисной пленки, что приводит к увеличению сечения каналов для транспорта атомов алюминия из расплава к поверхности образовавшейся прослойки интерметаллида титана.

В зонах возникших каналов между фрагментами оксидной пленки происходит формирование и ускоренный рост зародышей интерметаллидной фазы, кинетика процесса описывается хорошо известным выражением А. Н. Колмогорова или *Johnson W. A. – Mehl R. F. – Avrami M.* [10]

$$X(t) = 1 - \exp \left[- \int_0^t I(t') V(t', t) dt' \right], \quad (1)$$

где $X(t)$ – объемная доля растущей фазы, $I(t)$ – скорость зарождения центров новой фазы, $V(t', t)$ – объем в момент времени t свободно растущего зародыша, появившегося в момент t' ,

$$V(t', t) = gR^D(t', t), \quad R(t', t) = \int_{t'}^t u(\tau) d\tau, \quad (2)$$

$u(\tau)$ – скорость роста зародыша, $R(t', t)$ – его радиус; D – размерность пространства; g – геометрический множитель: $g = 2, \pi, 4\pi/3$ для $D = 1, 2, 3$ соответственно.

Образование интерметаллида в объеме, ограниченном прореагировавшим титаном, приводит к дальнейшему разрушению оксидной пленки, отделяющей Ti от расплава алюминия, резкому увеличению внутренних напряжений, разрушению образующегося интерметаллида на отдельные фрагменты и их выдавливанию из реакционного объема. Фрагментированию образующегося интерметаллида способствует протекание эффекта Ребиндера [12], заключающегося в адсорбционном понижении прочности твердых тел, облегчении их деформации и разрушения вследствие физико-химического воздействия жидкой среды. Образующийся на границе интерметаллид $TiAl_3$ представляет собой соединение с преимущественной ионной связью, смачивание которого жидким расплавом алюминия хуже, чем смачивание чистых

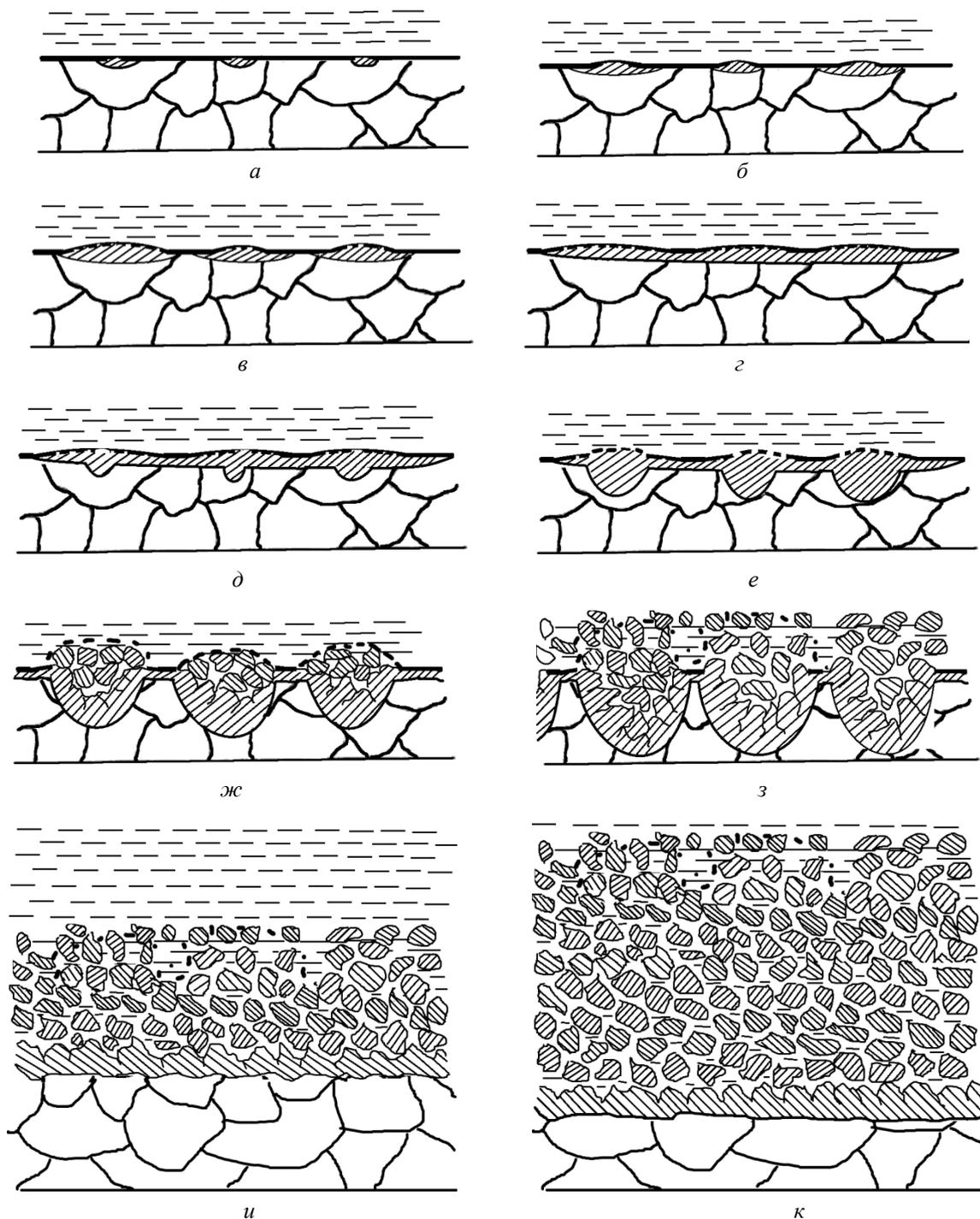


Рис. 7. Механизм трансформации микроструктуры слоистого композита ВТ1-0–АД1 в процессе термической обработки при температурах выше точки ликвидуса алюминия:

a – возникновение зародышей алюминидов; *б, в, з* – поперечный рост участков тонкой прослойки; *д, е* – формирование и ускоренный рост зародышей интерметаллидной фазы в зонах каналов между фрагментами оксидной пленки; *ж, з* – фрагментирование интерметаллида; *и, к* – возникновения сплошной полосы фрагментов интерметаллидов, покрытых пленкой расплава Al

металлов, образующих интерметаллид, но из-за металличесности свойств соединения $TiAl_3$ краевой угол смачивания θ значительно ниже 90° . Расплав алюминия легко диффундирует по поверхности формирующегося кристалла интерметаллида, поскольку, чем большая поверх-

ность кристалла будет покрыта им, тем значительнее уменьшение поверхностной энергии кристалла. Возникающие в устье развивающейся трещины ювенильные поверхности с активными центрами притягивают расплав, диффундирующий по поверхности, что способствует

облегченному раскрытию микротрещин. Разрушение оксидной пленки и фрагментирование интерметаллида с образованием капилляров, облегчающих доступ расплава алюминия практически до реакционной поверхности, приводят к ускорению процессов локализованного разрастания интерметаллидов вплоть до их смыкания и возникновения сплошной полосы фрагментов интерметаллидов, покрытых пленкой расплава алюминия.

Разрушение диффузионного барьера (оксидной пленки) и фрагментирование слоя интерметаллидов, лежащего между титаном и расплавом алюминия, обеспечивает стабильное фронтальное увеличение толщины двухфазного слоя продуктов реакции (глобоидов алюминидов, покрытых пленкой расплава алюминия), постоянно отделяющихся от формирующегося в процессе реакции между алюминием и титаном сплошно-

го слоя интерметаллида критической толщины. Отделившиеся глобоиды достаточно малоподвижны и остаются вблизи реакционной поверхности, от которой оттесняются постоянно образующимися новыми фрагментами. Увеличение температуры снижает вязкость расплава, обеспечивает рост градиента температур вследствие ускорения реакции образования интерметаллида, интенсифицирует тепловые потоки, транспортирующие глобоиды алюминидов, поэтому объемное их содержание в двухфазном слое продуктов реакции снижается.

Предложенный механизм структурообразования позволяет объяснить первоначальное вялое течение формирования сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан-алюминий и последующее ускорение реакции при формировании и росте в расплаве полосы с глобоидами алюминидов (рис. 8).

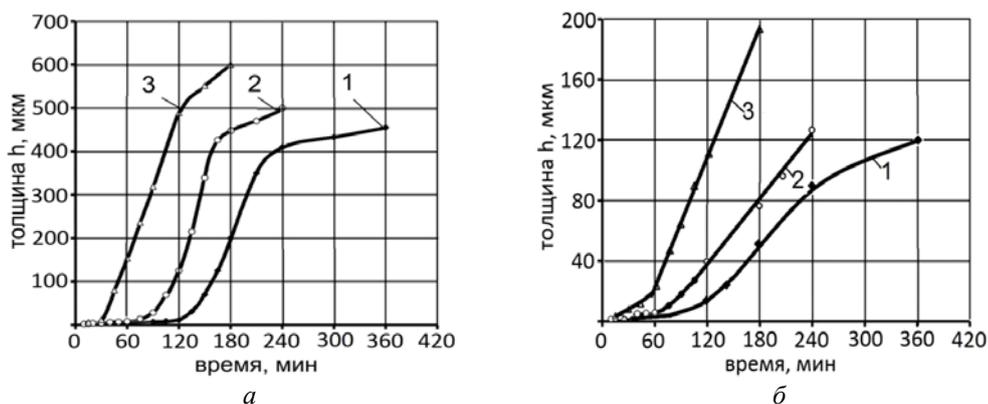


Рис. 8. Кинетика изменения толщин слоев продуктов реакции с глобоидами интерметаллидов $h_{\text{общ}}$ (а) и прореагировавшего титана ВТ1-0 h_{Ti} (б) в процессе термообработки композита ВТ1-0-АД1 при температурах: 1 – 675 °С; 2 – 700 °С; 3 – 750 °С

Выводы

1. На основе сопоставления известных механизмов осаждения, разрушения и реакций с расплавом интерметаллидов, а также наблюдаемой в процессе исследований эволюции микроструктуры титано-алюминиевого композита при температурах выше плавления алюминия предложен механизм протекания процессов, учитывающий наличие на границе раздела слоев оксидной пленки.

2. Разрушение оксидной пленки из-за образования интерметаллида в объеме, ограниченном прореагировавшим титаном, и протекания эффекта Ребиндера позволяет объяснить переход от первоначально вялого течения формирования сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан-алюминий к последующему ускорению реакции при росте в расплаве непрерывной полосы с глобоидами интерметаллидов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич, Л. М. Диффузионное взаимодействие в титано-алюминиевом биметалле ВТ1-АД1 в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров, В. Н. Арисова // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолГТУ. – Волгоград, 2005. – (Серия «Материаловедение и прочность элементов конструкций»; вып. 1). – С. 9–12.
2. Гуревич, Л. М. Структурообразование в титано-алюминиевых композитах в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров, Д. Н. Гурулев, В. А. Локтюшин // Журнал функциональных материалов. – 2008. – Т. 2. – № 4. – С. 153–157.
3. Гуревич, Л. М. Структура и свойства слоистых титано-алюминиевых композитов, упрочненных частицами интерметаллидов / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев, В. В. Метелкин // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) ВолГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 5–11.

4. *Mackowiak, J.* Geometrical effects observed in the Ti (solid)-Al (liquid) diffusion couple due to compound formation / J. Mackowiak, L. L. Shreir // *Acta Metallurgica*. – 1956. – № 4. – P. 556.

5. *Mackowiak, J.* The nature and growth of interaction layers formed during the reaction between solid titanium and liquid aluminium / J. Mackowiak, L. L. Shreir // *Journal of the less-common metals*. – 1959. – Vol. 1. – P. 459–466.

6. *Slama, G.* Coating of niobium and niobium alloys with aluminium. Part II. Hot-dip-ped coatings / G. Slama, A. Vignes // *Journal of the Less-common Metals*. – 1971. – № 24. – P. 1–21.

7. *Sujata, M.* Microstructural Features of $TiAl_3$ Base Compounds Formed by Reaction Synthesis / M. Sujata, S. Bhargava and S. Sangal // *Materials & Design*. – January 2011. – Volume 32. – Issue 1. – P. 207–216.

8. Дилатометрические исследования жидкофазного

спекания системы Al-Ti / Г. Н. Романов, П. П. Тарасов, П. К. Дьячковский, А. П. Савицкий, Л. С. Марцунова // *Известия Томского политехнического университета*. – 2006. – Т. 309. – № 1. – С. 114–119.

9. *Harach, D. J.* Microstructure Evolution in Metal-Intermetallic Laminate (MIL) Composites Synthesized by Reactive Foil Sintering in Air / David J. Harach and Kenneth S. Vecchio // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – V. 32A. – P. 1493–1505.

10. *Колмогоров, А. Н.* К статистической теории кристаллизации металлов / А. Н. Колмогоров // *Изв. АН СССР. Сер. Математика*. – 1937. – 1:3. – С. 355–359.

11. *Ребиндер, П. А.* Поверхностные явления в твердых телах в процессах их деформации и разрушения / П. А. Ребиндер, Е. Д. Щукин // *Успехи физических наук*. – 1972. – Т. 108. – Вып. 1. – С. 3–42.

А. И. Плохих

О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН, УПРОЧНЯЕМЫХ ХТО*

Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана

e-mail: plokhikh@bmstu.ru

В работе приведены результаты металлографического исследования по установлению влияния степени структуризации многослойных металлических материалов на параметры диффузионного слоя при проведении химико-термической обработки азотированием. Показано, что уменьшение толщины ламинарных слоев от 100 до 2 мкм приводит к увеличению диффузионного слоя более чем в два раза, по сравнению с контрольным поликристаллическим образцом. Установлено, что более существенное измельчение структуры многослойных материалов, в частности до расчетного значения толщины слоя 0,3 мкм, многократно снижает глубину проникновения диффузанта в материал по ламинарным границам.

Ключевые слова: слоистые композиты, многослойные материалы, горячая прокатка, микроструктура, химико-термическая обработка, азотирование, диффузия.

The results of metallographic studies of the structure of multilayer metal material after nitriding. The relation between the thickness of the laminar layers of the material and the thickness of the diffusion layer.

Keywords: layered composites, laminates, hot rolling, microstructure, chemical heat treatment, nitriding, diffusion.

Актуальной научно-технической задачей современного машиностроения является снижение габаритно-весовых параметров деталей и элементов конструкций, решение которой позволяет существенным образом повысить эксплуатационные показатели изделия в целом. Как показывает практика, весьма эффективным при создании перспективных образцов современной техники остается использование материалов, характерной особенностью которых является наличие градиентной макро- либо микроструктуры. К их числу можно отнести новый класс конструкционных металлических материалов, по-

лучаемый на основе синтеза многослойных композитных заготовок. Использование подобных материалов позволяет значительно повысить ресурс деталей и конструкций, работающих в условиях высоких температурно-силовых нагрузок, с одновременной экономией дорогостоящих легирующих элементов. Существенным преимуществом при этом является реализация в деталях машин совокупности предельно высоких значений служебных характеристик, достижение которых при использовании монометаллических материалов оказывается невозможным.

Наряду с известными способами получения и использования [1–3], перспективными могут оказаться гомогенные материалы, имеющие структуру, состоящую из сотен и тысяч слоев, разделенных между собой большими угловыми границами.

* Работа выполнена в рамках ГК № 16.523.11.3010 по теме «Создание комплекса вакуумных и ионно-вакуумных технологий химико-термической обработки деталей машин с получением наноструктурированного состояния диффузионных слоев».

Проведенные исследования показали, что получение такой структуры возможно, в частности, в том случае, если в исходной композиции участвуют сплавы на основе одного металла, имеющие различное кристаллическое строение (имеют решетки ОЦК и ГЦК). Круг технически значимых сплавов существенно расширяется, если в качестве основного вида обработки, в отличие от известных технологических схем [4,5], использовать горячую прокатку. В этом случае деформирование можно проводить в таком интервале температур, в котором исходные составляющие композитной заготовки сохраняют разные типы кристаллических решеток. Применение разработанного экспериментального технологического маршрута позволяет получать заготовки полосового сортамента шириной 100 мм, толщиной от 2 до 10 мм. Микроструктура материала имеет ламинарное строение, которое можно характеризовать как попеременно чередующиеся между собой слои на основе одного металла, имеющие одинаковый либо близкий химический состав, разделенные между собой большими угловыми границами, с толщинами слоев от 100 до 0,3 мкм (по расчету) [6].

Теория и практика химико-термической обработки (ХТО) показывает, что существенное влияние на процессы диффузии легирующих элементов оказывают несовершенства кристаллического строения. Известно, что в металлических материалах значение коэффициента зернограницной диффузии на порядки превышает значения коэффициента объемной диффузии. Поэтому несмотря на возможные трудно-

сти весьма перспективным может оказаться идея формирования особого вида регулярной микроструктуры, строение которой увеличивало бы скорость и глубину проникновения легирующих элементов при поверхностном насыщении деталей машин.

Такое строение можно иллюстрировать на примере зубчатого колеса, изготовленного из многослойной полосовой заготовки (рис. 1).

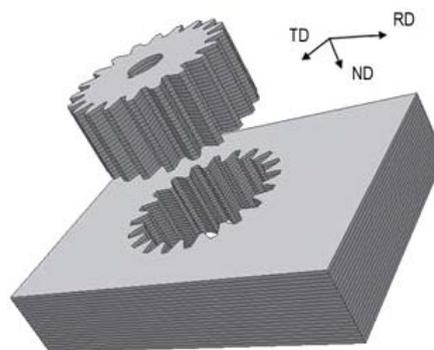


Рис. 1. Схема вырезки зубчатого колеса из многослойной заготовки

можно видеть, что рабочая, упрочняемая за счет диффузионного насыщения, поверхность имеет многослойное строение (рис. 2), что при таком расположении больших угловых (межслойных) границ позволяет ожидать преимущественного ускоренного проникновения легирующих элементов именно по этим дополнительным каналам. Однако очевидно, что эффективность ХТО в данном случае будет зависеть от многих факторов и в первую очередь от количества и толщины ламинарных слоев на рабочей поверхности детали.

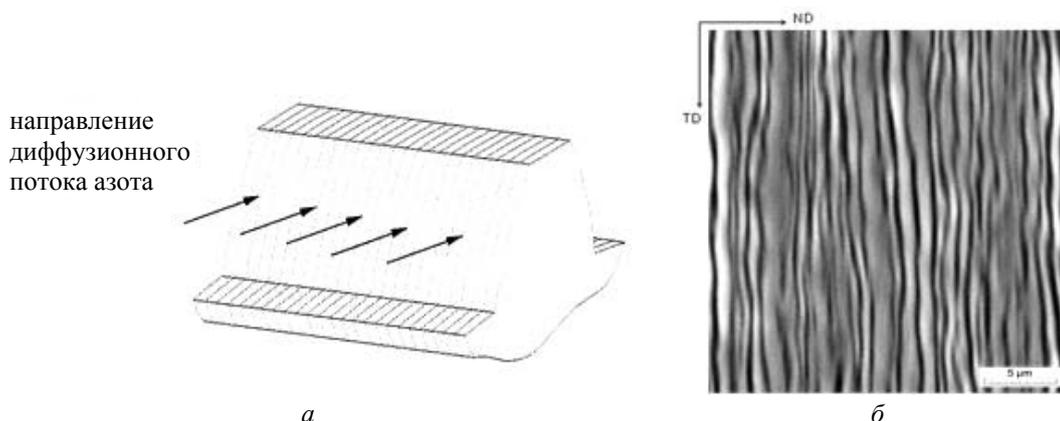


Рис. 2. Строение рабочей поверхности, упрочняемой за счет диффузионного насыщения: *a* – схема рабочей поверхности зуба колеса; *б* – электронное изображение структуры насыщаемой поверхности многослойного материала после двух циклов обработки

Для проведения исследования были использованы многослойные композитные заготовки,

которые в начале производственного цикла состояли из ста чередующихся между собой кар-

точек из сталей 08X18 и 08X18Н10 толщиной 0,5 мм, длиной 200 и шириной 50 мм, по 50 штук каждой марки. По экспериментальному технологическому маршруту (рис. 3), включающему мерную резку карточек из листов, обработку их поверхности, сборку нарезанных карточек в пакет, вакуумирование пакета и последующее пластическое деформирование методом горячей прокатки, указанные заготовки прошли три полных технологических цикла изготовления. В качестве объектов исследования были выбраны образцы, полученные после первого технологического цикла, с толщинами

слоев 100 и 20 мкм соответственно, образцы, полученные после реализации второго технологического цикла, с толщинами слоев ~ 2 мкм, а также образцы после третьего цикла изготовления с расчетной толщиной слоя 0,3 мкм.

Азотирование было проведено в газовой среде при температуре 540°C, со степенью диссоциации аммиака от 20 до 40 %, в течение 45 ч. Все исследованные образцы были обработаны одной садкой, при этом в качестве контрольного был использован образец стали 08X18Н10 с обычной поликристаллической структурой.

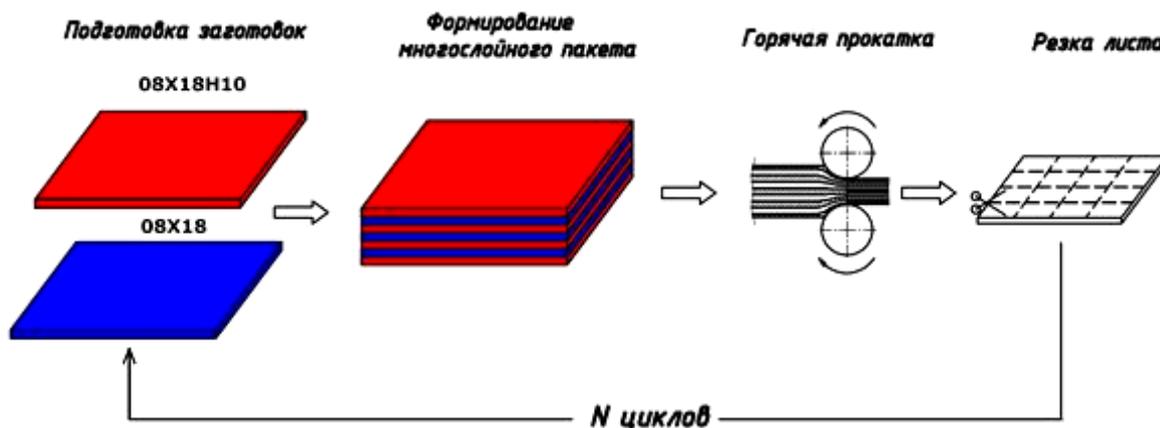


Рис. 3. Схема экспериментального технологического маршрута

Микроструктура материала после проведения азотирования исследовалась с помощью оптического микроскопа на образцах, вырезанных вдоль направления диффузионного потока и перпендикулярно предполагаемой рабочей поверхности (см. рис. 2), а также с помощью сканирующего электронного микроскопа VEGA TS5130 в режиме вторичных электронов при ускоряющем напряжении от 5 до 20 кВ.

Изучение микроструктуры контрольного образца стали 08X18Н10 показало, что толщина полученного азотированного слоя соответствует известным справочным и литературным данным и составляет около 130 мкм [7].

Исследование микроструктуры многослойных образцов показало, что глубина проникновения диффузанта при проведении азотирования зависит от толщины ламинарных слоев материала. Установлено, что в многослойных образцах, имеющих толщину ламинарного слоя 100 мкм, глубина проникновения азота в среднем составляет около 150 мкм (рис. 4). Достаточно четко при химическом травлении проявляется диффузионный фронт азота, проникающего с опережением по границам ламинарных

слоев (рис. 5). При этом можно видеть, что фронт имеет разную кривизну – в слоях стали 08X18Н10 это вогнутый мениск, а в стали 08X18 мениск выпуклый.

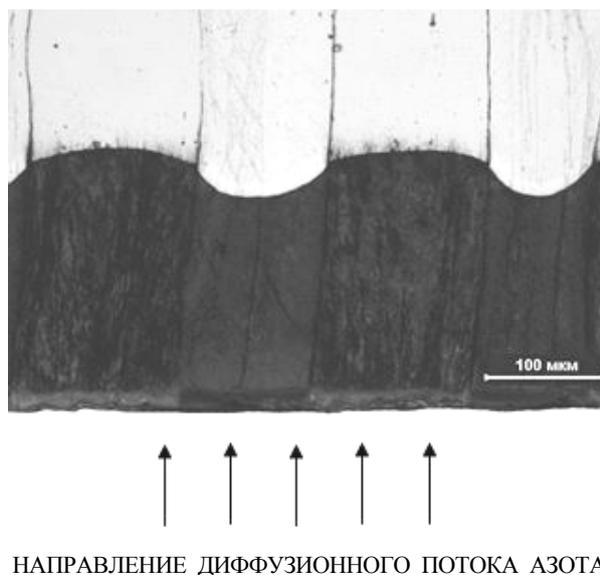


Рис. 4. Микроструктура азотированного слоя в многослойном материале (толщина ламинарного слоя 100 мкм)

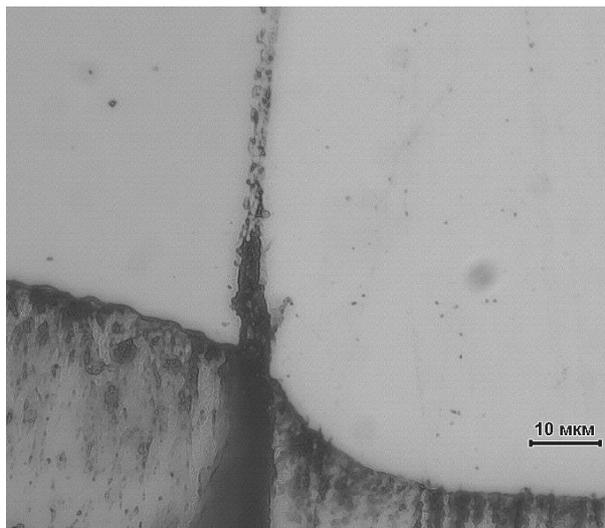


Рис. 5. Преимущественное проникновение азота по межслойной границе многослойного материала (толщина ламинарного слоя 100 мкм)

Исходя из модели Фишера, можно предположить, что выпуклый мениск в стали 08X18 формируется вследствие сложения двух диффузионных потоков – потока азота, движущегося в объеме слоя, и потока, диффундирующего от ламинарной границы. Знак кривизны мениска в этом случае определяется разницей значений коэффициентов объемной диффузии азота в сталях, поэтому слои стали 08X18, более проницаемые для азота, в отличие от стали 08X18Н10, испытывают со стороны ламинарной границы концентрационный «подпор», выгибающий соответствующим образом диффузионный фронт.

Такая же картина в целом сохраняется и на многослойных образцах, имеющих толщину ламинарного слоя 20 мкм (рис. 6). Однако глубина проникновения азота увеличивается и составляет около 200 мкм, что подтверждает предложенный механизм влияния межслойной границы, поток азота от которой насыщает более тонкий ламинарный слой с более высокой скоростью, что способствует созданию повышенного градиента концентраций в слое за меньший промежуток времени.

Обращает на себя внимание также то, что глубина проникновения азота внутри ламинарного слоя по дефектам структуры оказывается соизмеримой с глубиной проникновения по межслойным границам, причем в более трудно азотируемой стали 08X18Н10 она оказывается большей, чем в стали 08X18.

Азотирование образцов с толщиной ламинарного слоя 2 мкм приводит к еще более значительному увеличению толщины азотирован-

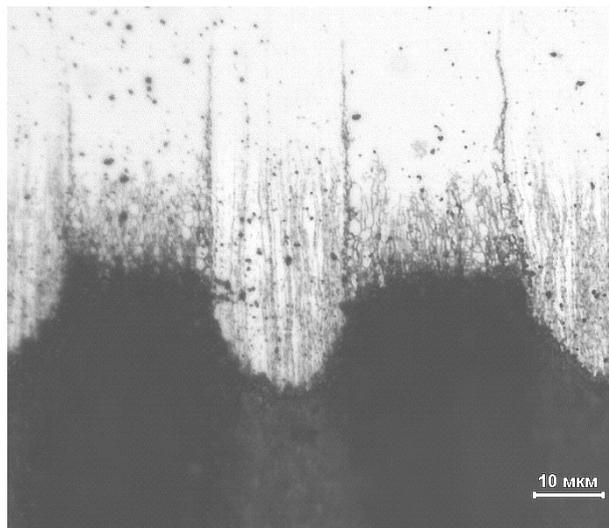


Рис. 6. Микроструктура азотированного слоя в многослойном материале (толщина ламинарного слоя 20 мкм)

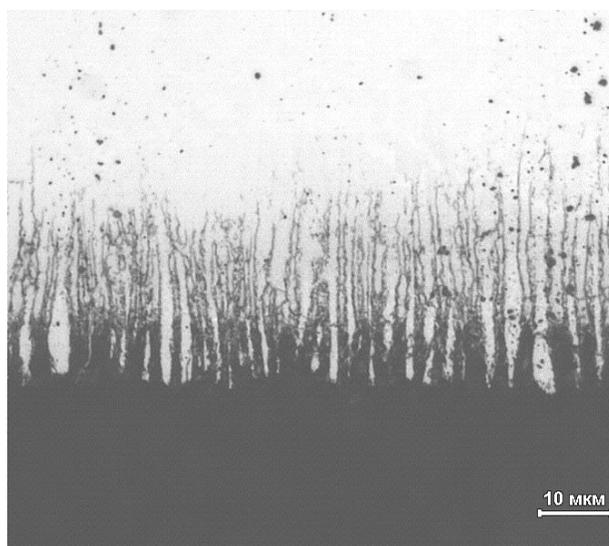


Рис. 7. Микроструктура азотированного слоя в многослойном материале (толщина ламинарного слоя 2 мкм)

ного слоя в среднем до 280 мкм, причем преимущественная диффузия по границам ламинарных слоев при этом сохраняется (рис.7).

Кардинальным образом картина изменяется при проведении насыщения образцов, которые прошли три технологических цикла и имеют расчетную толщину слоя, равную 0,3 мкм. В этом случае наблюдается резкое снижение глубины проникновения азота в материал до значений, не превышающих 30 мкм (рис. 8), что оказывается существенно меньшим, даже чем толщина азотированного слоя в контрольном образце стали 08X18Н10.

Причину этого на данном этапе исследования установить не удалось, однако можно считать, что столь сильное тормозящее действие на

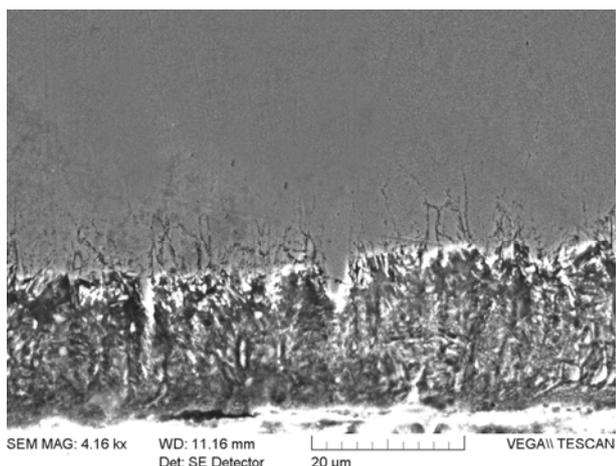


Рис. 8. Электронное изображение микроструктуры азотированного слоя в многослойном материале с толщиной ламинарного слоя 0,3 мкм

поток диффундирующего вещества могут оказать процессы, связанные с перестроением кристаллической решетки. При этом перекристаллизация в данных условиях обусловлена, видимо, не только изменением фазового состава, но и низкой температурной стабильностью многослойного материала, имеющего высокую степень структуризации.

На основании вышесказанного можно предположить, что для многослойных материалов существует некая критическая толщина ламинарного слоя ($h_{крит}$), преодоление которой в процессе структуризации материала приводит к снижению эффективности проведения ХТО азотированием (рис. 9). Для данной композиции многослойного материала эта толщина лежит в интервале от 2 до 0,3 мкм.

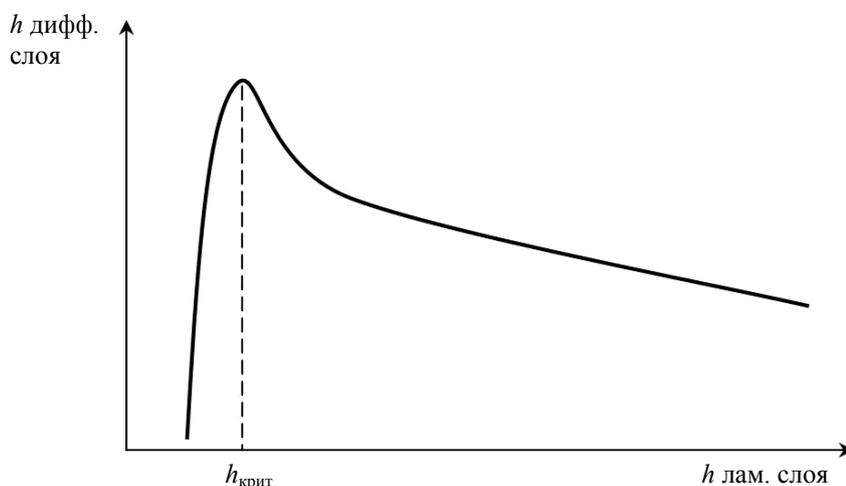


Рис. 9. Зависимость изменения глубины проникновения азота от толщины ламинарного слоя в многослойном материале

Выводы

Проведенное исследование показало, что глубина проникновения диффузанта при проведении азотирования зависит от толщины ламинарных слоев материала. Установлено, что уменьшение толщины ламинарных слоев от 100 до 2 мкм приводит к увеличению диффузионного слоя более чем в два раза, по сравнению с контрольным поликристаллическим образцом. Вместе с тем, более существенное измельчение структуры многослойных материалов, в частности, до расчетного значения толщины слоя 0,3 мкм, многократно снижает глубину проникновения диффузанта в материал по ламинарным границам. На основании этого можно предположить существование некоторой критической толщины ламинарных слоев, преодоление которой делает проведение ХТО азотированием неэффективной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М.: Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
2. Многослойная сталь в сварных конструкциях / под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. – Киев: Наук. думка, 1984. – 284 с.
3. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гильденгорн. – М.: Metallurgiya, 1970. – 238 с.
4. Карпов, М. И. Возможности метода вакуумной прокатки как способа получения многослойных композитов с нанометрическими толщинами слоев / М. И. Карпов, В. И. Внуков, К. Г. Волков, Н. В. Медведь, И. И. Ходос, Г. Е. Абросимова // Материаловедение. – 2004. – № 1. – С. 48–53.
5. Saito Y., Tsuji N., Utsunomiya H., Sakai T. and Hong R. G. // Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process. Scripta Mater., 39 (1998). – P. 1221–1227.
6. Колесников, А. Г. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки / А. Г. Колесников, А. И. Плохих, Ю. С. Комиссарчук, И. Ю. Михальцевич // МиТОМ. – 2010. – № 6. – С. 44–49.
7. Термическая обработка в машиностроении: справочник / под. ред. Ю. М. Лахтина, А. Г. Рахштадта. – М.: Машиностроение, 1980. – С. 43–50.

УДК 621.791

В. Г. Шморзун, А. И. Богданов

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ В КОМПОЗИТАХ СИСТЕМЫ Ni-Al ПОСЛЕ ДИФФУЗИОННОГО ОТЖИГА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты моделирования влияния конструкции слоистого металлического (алюминий-никель-подложка) и интерметаллидного (алюминий-диффузионная зона-никель-подложка) композита на величину термических напряжений, возникающих на его межслойных границах после диффузионного отжига.

Ключевые слова: температурные напряжения, моделирование, слоистый композит.

The results of modeling of composition of layered metallic (aluminum-nickel-substrate) and intermetallic (aluminum-diffusion zone-nickel-substrate) composite on value of thermal stresses, arised on its interlayer boundaries after diffusion annealing, are stated.

Keywords: thermal stresses, modeling, layered composite.

Предложенный на кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ комплексный технологический процесс получения жаростойких покрытий из алюминидов никеля включает следующую последовательность операций [1–3]:

1. Изготовление биметаллической заготовки (никель-подложка).

2. Обработка давлением, позволяющая получить на подложке требуемую толщину никеля.

3. Нанесение на никелевый слой биметаллической заготовки алюминиевого слоя толщиной, достаточной для его самопроизвольного отделения от диффузионной зоны на границе Ni-Al при охлаждении после термообработки.

4. Термообработка, обеспечивающая в результате твердофазной диффузии формирование слоистого Ni/Ni₂Al₃ покрытия заданной толщины.

Такая последовательность операций комплексного технологического процесса позволяет реализовать высокую прочность сцепления покрытия с подложкой и максимально приблизить форму получаемого материала или полуфабриката к форме готового изделия.

Наиболее вероятной причиной самопроизвольного отделения алюминиевого слоя от диффузионной зоны являются термические напряжения, возникающие при охлаждении композита из-за разницы в коэффициентах термического линейного расширения металлов, входящих в его состав. В рамках данной работы приведены результаты моделирования влияния конструкции полученного по комплексной тех-

нологии (сварка взрывом с последующей прокаткой) слоистого металлического (алюминий-никель-подложка) и интерметаллидного (алюминий-диффузионная зона-никель-подложка) композита на величину термических напряжений, возникающих на его межслойных границах после диффузионного отжига.

Для оценки температурных напряжений использовали пакет программ *COMSOL Multiphysics*, обладающий необходимой гибкостью в постановке связанных мультифизических задач и в задании граничных условий для отдельных слоев композита. *COMSOL* имеет готовый модуль *Thermal Stress*, позволяющий решать связанные задачи термоупругости. Имеется также встроенная библиотека материалов *Material Library*, применение которой в большинстве случаев не требует задания физических констант материалов и их зависимости от температуры. В качестве подложки была выбрана сталь Ст3, что позволило сопоставлять результаты расчета с изложенными в работах [1, 2] экспериментальными данными. При этом были сделаны следующие допущения:

– температура стали, никеля, диффузионной зоны и алюминия равномерна по толщине;

– диффузионная зона состоит из двух слоев с фазовым составом: NiAl₃ – со стороны алюминия и Ni₂Al₃ – со стороны никеля;

– температурная зависимость КТЛР и модуля упругости отсутствует;

– напряжения не релаксируют при температурах ниже температуры рекристаллизации алюминия.

Анализ влияния толщины алюминиевого слоя, диффузионной зоны, никеля и стали на величину термических напряжений позволил установить следующее. Наибольшие термиче-

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066 а, а также Совета по грантам Президента РФ (грант № СП-5131.2013.1).

ские напряжения возникают вблизи границы раздела слоев: растягивающие – в алюминии и диффузионной зоне, сжимающие – в никеле и стали.

При прочих равных условиях увеличение толщины алюминиевого слоя может приводить как к снижению, так и к росту величины растя-

гивающих напряжений (рис. 1). Максимальные растягивающие напряжения в алюминиевом слое возникают при соотношении толщин слоев алюминия δ_{Al} и стали $\delta_{Ст}$ $k = < 0,1$ и $k > 4$. При этом уровень этих напряжений не превышает предела текучести алюминия при комнатной температуре (рис. 2).

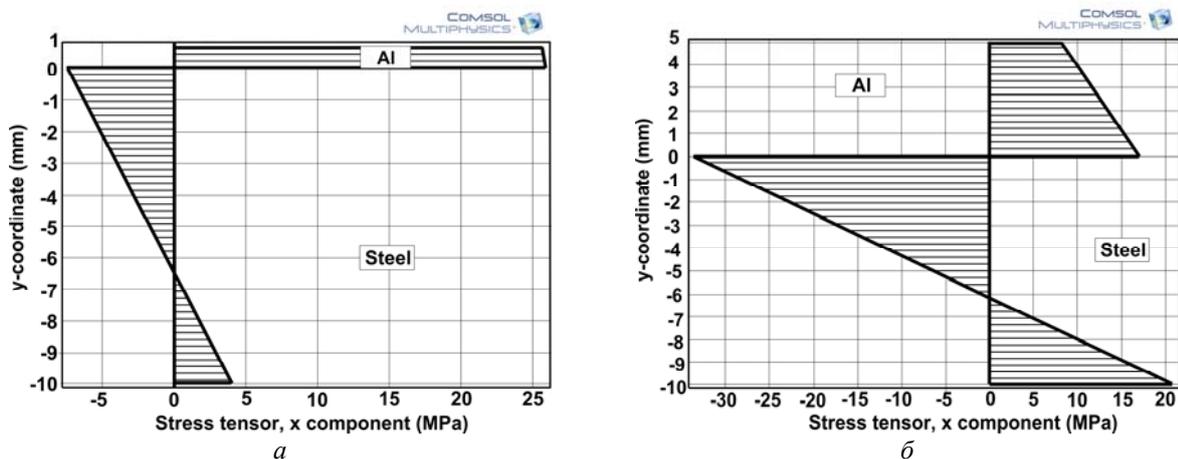


Рис. 1. Эпюры термических напряжений по сечению СКМ Ст3 +Ал1 после охлаждения с температуры 600 °С: $a - \delta_{Al} = 0,7$ мм; $b - \delta_{Al} = 5$ мм

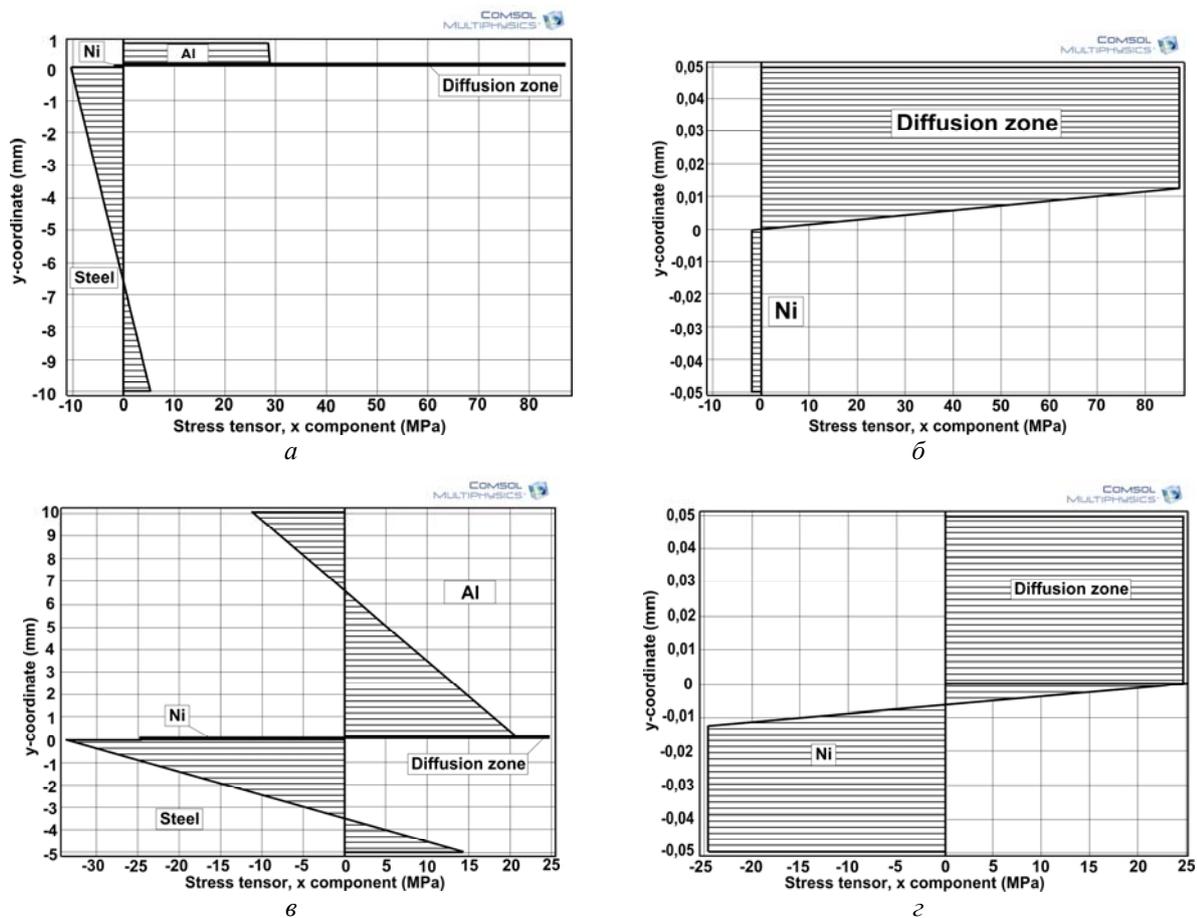


Рис. 2. Эпюры термических напряжений по всему сечению (а, в, д) и в тонких прослойках (б, з, е) после охлаждения с температуры 600 °С СКМ Ст3+НП2+ Ал1 при k равном 0,07 (а, б), 2 (в, з), 5 (д, е) (см. также на с. 20)

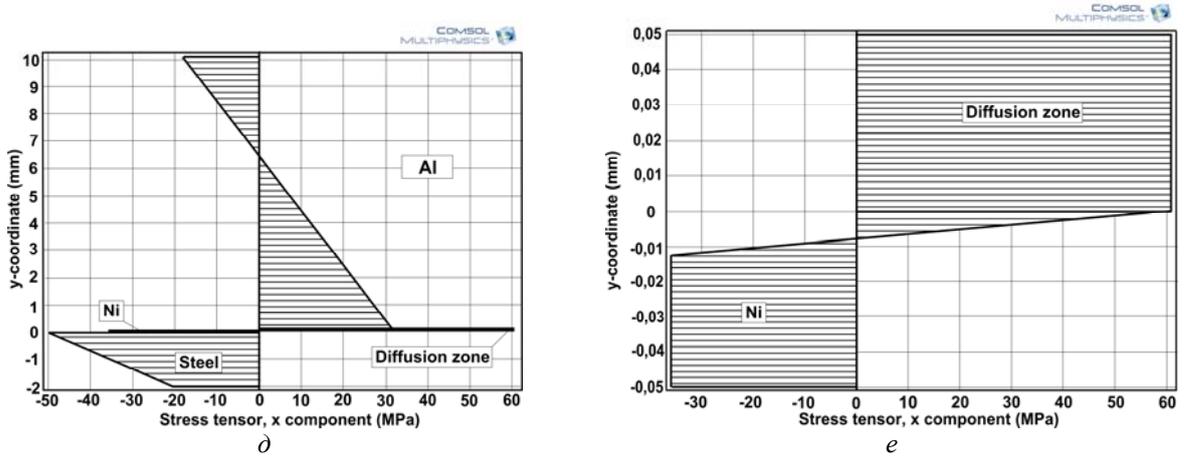


Рис. 2. Окончание

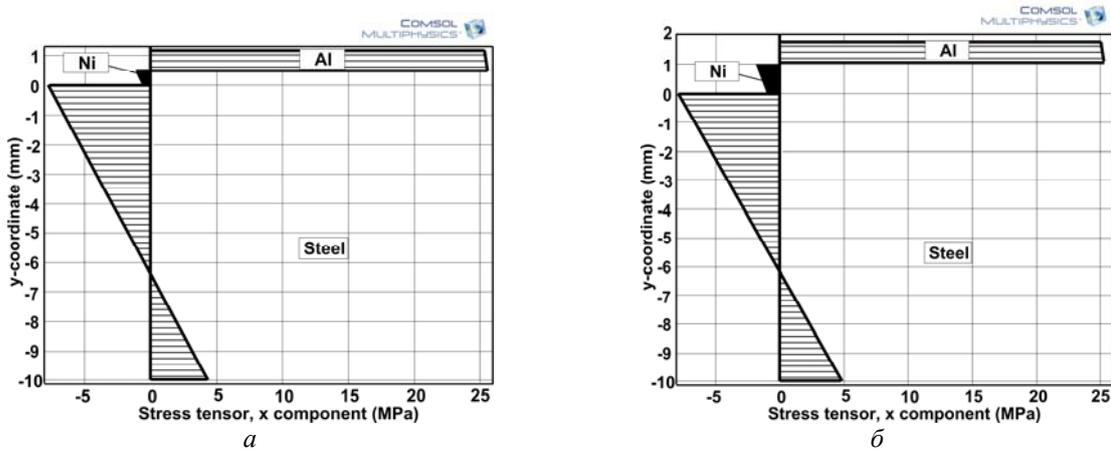


Рис. 3. Эпюры термических напряжений по сечению СКМ Ст3+НП2+АД1 после охлаждения с температуры 600 °С: а – при $\delta_{Ni} = 0,25$ мм; б – при $\delta_{Ni} = 1$ мм. $\delta_{Al} = 0,7$ мм, $\delta_{Ст3} = 10$ мм

При прочих равных условиях увеличение соотношения толщин слоев алюминия и стали k в составе композита приводит к росту сжимающих напряжений в подслое никеля (рис. 2), влияние же его толщины незначительно, хотя тенденция к росту и наблюдается (рис. 3).

В диффузионной зоне напряжения с ростом толщины алюминиевого слоя и значения k сначала понижаются, а затем растут. При прочих равных условиях увеличение толщины диффузионной зоны не оказывает существенного влияния на величину растягивающих напряжений (рис. 4).

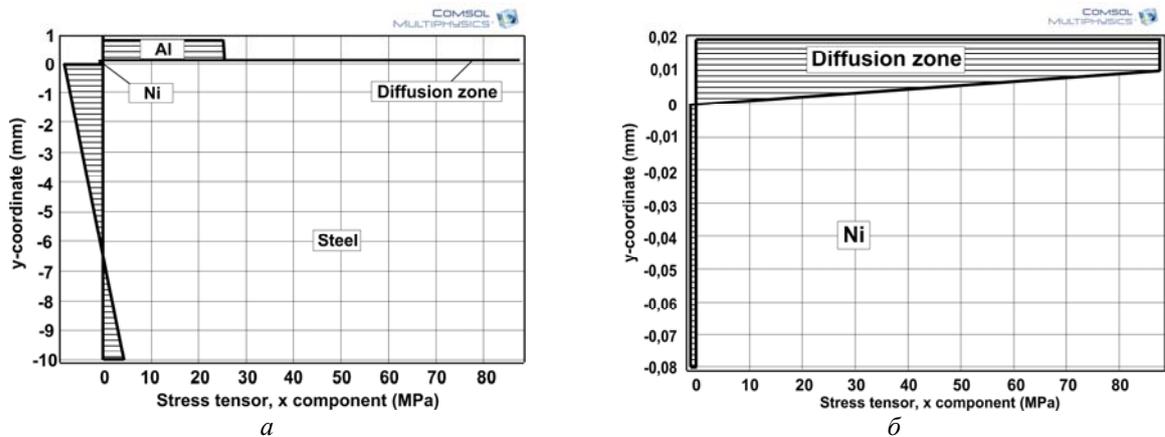


Рис. 4. Эпюры термических напряжений по всему сечению (а, в) и в диффузионной зоне (б, г) после охлаждения с температуры 600 °С СКМ Ст3+НП2+ АД1 при $\delta_{ДЗ} = 0,02$ мм ($\delta_{Ni} = 0,08$ мм) (а, б) и 0,08 мм ($\delta_{Ni} = 0,02$ мм) (в, г). $\delta_{Al} = 0,7$ мм, $\delta_{Ст3} = 10$ мм (см. также с. 21)

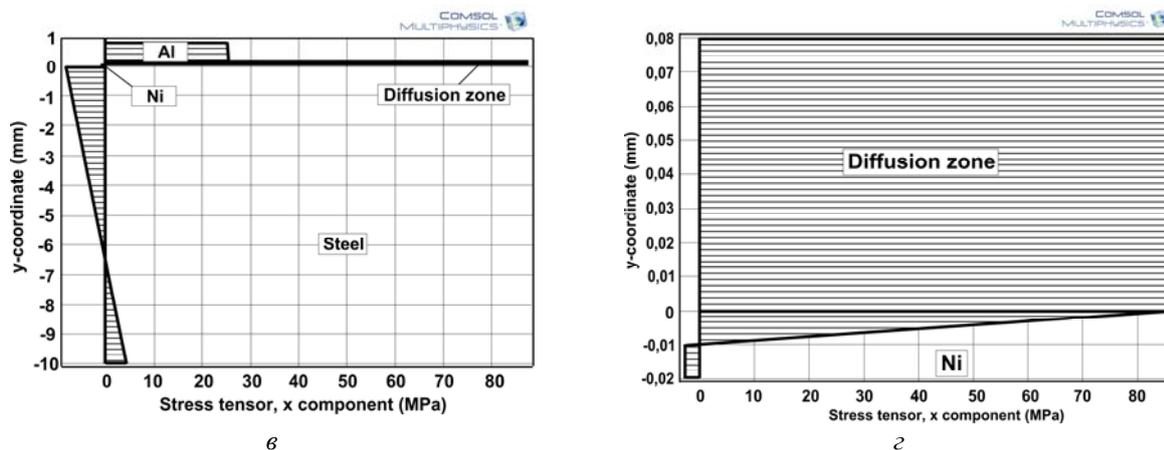


Рис. 4. Окончание

Сопоставление полученных данных с результатами эксперимента [1, 2] показало, что термические напряжения величиной 87 МПа достаточны для разрушения слоистого компо-

зита по слою интерметаллида $NiAl_3$ (рис. 5) и самопроизвольного отделения алюминиевого слоя. При меньшей величине напряжений разрушения не наблюдалось.

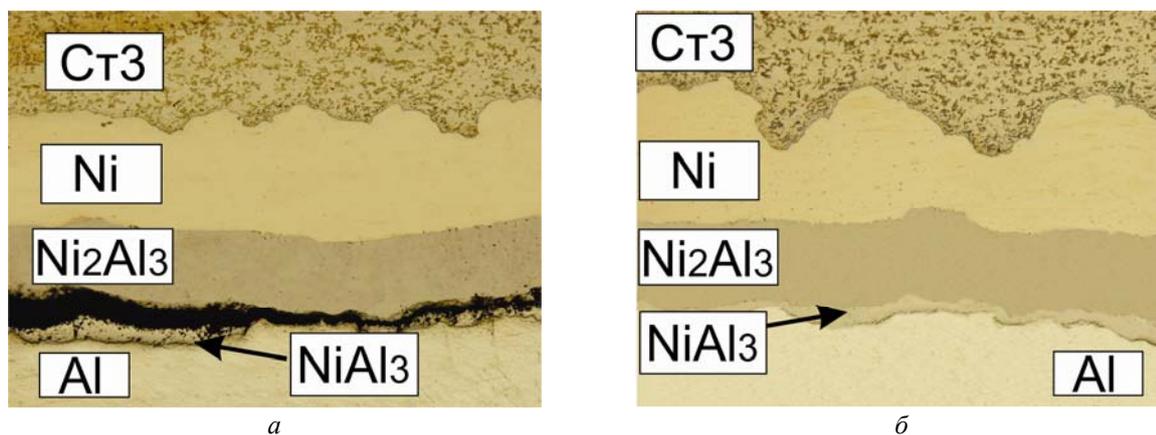


Рис. 5. Микроструктура слоистого композита после охлаждения с температуры 600 °С, обеспечивающего возникновение в диффузионной зоне термических напряжений. $\times 500$:
 а – 87 МПа; б – 24 МПа

В ы в о д

Охлаждение слоистого интерметаллидного (алюминий-диффузионная зона-никель-подложка) композита после отжига приводит к разрушению диффузионной зоны и самопроизвольному отделению алюминиевого слоя с формированием на подложке слоистого Ni/Ni_2Al_3 покрытия при соотношении толщин слоев алюминия и (никель + сталь) $4 < k < 0,1$ и величине растягивающих напряжений в диффузионной зоне более 87 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгу́н, В. Г. Структура и свойства покрытий из интерметаллидных Ni-Al соединений, полученных по

комплексной технологии / В. Г. Шморгу́н, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, В. Н. Арисова, Е. А. Семакова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(78) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). – С. 8–11.
 2. Шморгу́н, В. Г. Влияние высокотемпературной термообработки на трансформацию структуры гибридных покрытий Ni/Ni_2Al_3 / В. Г. Шморгу́н, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 50–54.
 3. Шморгу́н, В. Г. Оценка термических напряжений в СКМ Ст3+НП2+АД1 / В. Г. Шморгу́н, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, М. Д. Трунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 61–64.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов

ОЦЕНКА СРОКА СЛУЖБЫ СЛОИСТОГО Ni/Ni₂Al₃ ПОКРЫТИЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Произведена оценка времени, затрачиваемого на фазовые переходы в слоистых Ni/Ni₂Al₃ покрытиях. Показано, что при толщине составляющих 50+50 мкм срок службы покрытия составляет около 320 ч при 1000 °С, 1800 ч при 900 °С, 13000 ч при 800 °С и 130000 ч при 700 °С.

Ключевые слова: алюминиды никеля, жаростойкое покрытие, срок службы.

Time of the phase transitions in layered Ni/Ni₂Al₃ coatings is estimated. It is shown that if the layers thickness is 50 +50 μm lifetime of the coating is about 320 hours at 1000 °C, 1800 hours at 900 °C, 13 000 hours at 800 °C and 130 000 hours at 700 °C.

Keywords: nickel aluminides, heat-resistant coating, lifetime.

Среди жаростойких покрытий, обеспечивающих защиту материалов в окислительных средах, весьма эффективными являются покрытия из алюминидов никеля, высокие защитные свойства которых основаны на способности их поверхностного слоя окисляться с образованием защитной пленки Al₂O₃. Наряду с широко используемыми методами получения покрытий из алюминидов никеля (СВС, напыление, механосинтез и др.) в последние годы все большую актуальность приобретают комбинированные, позволяющие получать слоистые покрытия «никель + алюминид никеля» [1–4]. Срок службы таких покрытий из-за наличия градиента концентраций на границе «никель–алюминид никеля Ni₂Al₃» должен определяться кинетикой диффузионных процессов, приводящих, согласно диаграмме состояния Al–Ni [5] (рис. 1), к последовательному образованию и росту интерметаллидных фаз NiAl и Ni₃Al.

В настоящей работе для оценки срока службы покрытий Ni/Ni₂Al₃, полученных по комплексной технологии, включающей сварку взрывом, обработку давлением и термообработку [6], в качестве исходных посылок были приняты следующие.

1. Последней фазой, которая будет трансформироваться и исчезать в результате диффузионных процессов, будет фаза Ni₃Al. После ее исчезновения содержание алюминия в покрытии уменьшится до критического уровня и покрытие больше не будет защитным.

2. Скорость роста новой фазы в широком диапазоне температур характеризуется пара-

метром K , совпадающим по размерности и пропорциональным коэффициенту диффузии [7]

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{E_p}{RT}\right), \quad (1)$$

где K_0 – предэкспоненциальный множитель, не зависящий от температуры и характеризующий скорость роста новой фазы при ее бесконечно большой величине; E_p – энергия активации роста новой фазы, значение которой определяется энергией, затрачиваемой на перемещение атомов вещества из одного положения равновесия в другое; R – газовая постоянная; T – абсолютная температура.

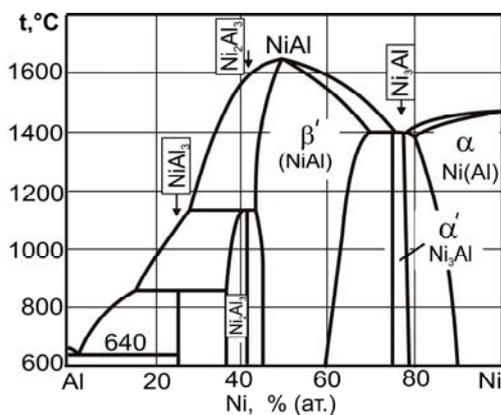


Рис. 1. Диаграмма состояния Al–Ni [5]

В работах [6, 8] экспериментально доказано, что фазовые превращения в слоистых Ni/Ni₂Al₃ покрытиях при высокотемпературных нагревах идут в следующей последовательности: Ni/Ni₂Al₃ → Ni/NiAl/Ni₂Al₃ → Ni/NiAl/Ni₃Al → Ni/Ni₃Al/ Ni(Al) → Ni(Al), увеличение толщины каждого последующего слоя интерметаллида происходит, в основном, за счет изменения толщины слоя никеля, а интенсивность роста и исчезновения интерметаллидных

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066_а, а также Совета по грантам Президента РФ (грант № СП-5131.2013.1).

прослойка в составе покрытия определяется температурно-временными условиями нагрева.

Сравнительный анализ полученных экспериментальных данных позволил установить следующее. Снижение температуры с 1000 до

900 °С существенно замедляет кинетику фазовых превращений. Так, например, если при 1000 °С для фазового перехода $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$ достаточно 4 ч, $NiAl \rightarrow Ni_3Al$ – 30 ч, то при 900 °С – 15 и 150 ч соответственно.

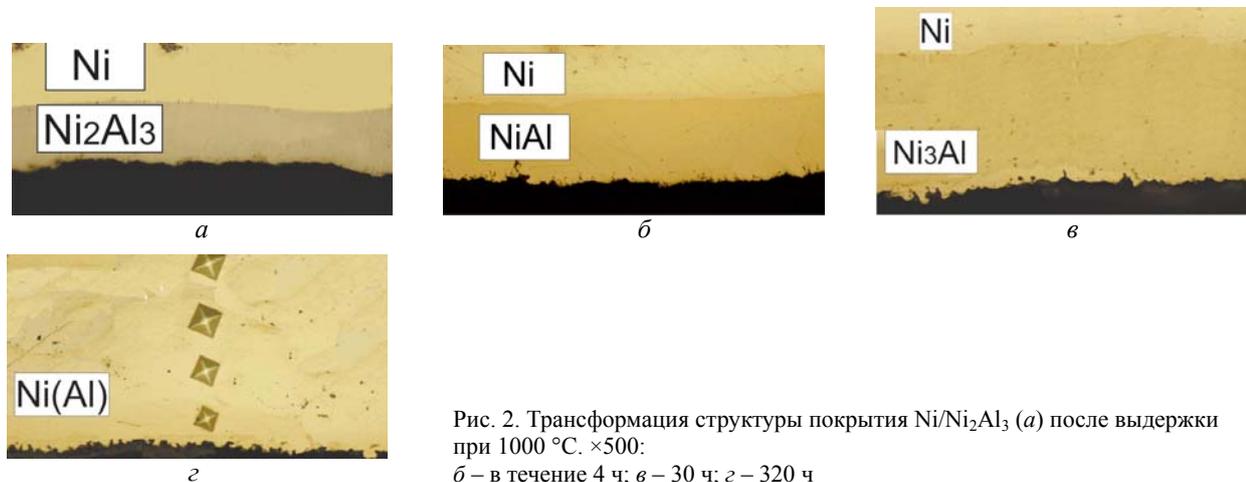


Рис. 2. Трансформация структуры покрытия Ni/Ni₂Al₃ (а) после выдержки при 1000 °С. ×500: б – в течение 4 ч; в – 30 ч; г – 320 ч

Зависимость продолжительности фазовых превращений от исходной толщины слоя Ni_2Al_3 сходна с соответствующей зависимостью от температуры. Так, увеличение толщины Ni_2Al_3 с 50 до 70 мкм позволило при 1000 °С увеличить продолжительность фазового перехода $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$ с 4 до 8 ч, $NiAl \rightarrow Ni_3Al$ с 30 до 58 ч, а $Ni_3Al \rightarrow Ni(Al)$ с 320 до 628 ч.

Полученные экспериментальные данные позволили представить кинетику фазовых превра-

щений (рис. 2) в покрытии при температурах 900–1000 °С в виде графиков, представленных на рис. 3.

Их анализ показывает, что срок службы покрытия (τ_c) складывается из времени, затраченного на фазовый переход $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$, $NiAl \rightarrow Ni_3Al$ и $Ni_3Al \rightarrow Ni(Al)$.

Расчетную оценку срока службы покрытий при температурах 700 и 800 °С осуществляли в следующей последовательности.

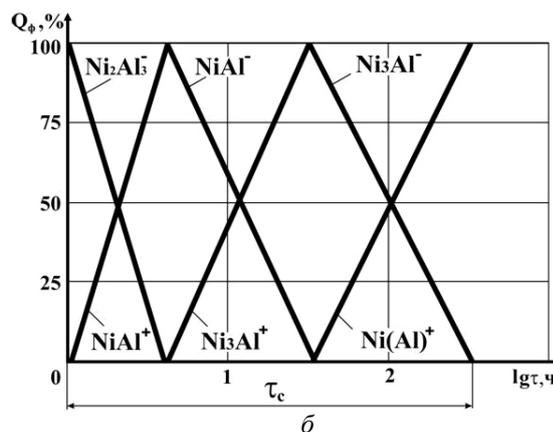
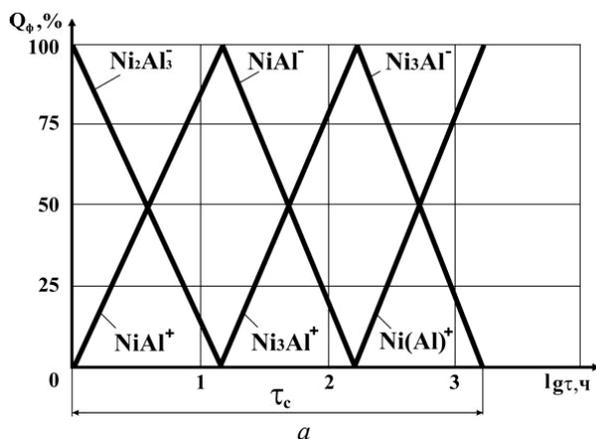


Рис. 3. Кинетика роста (+) и потребления (-) различных интерметаллидных фаз в покрытии при температуре : а – 900 °С; б – 1000 °С

На основе имеющегося массива экспериментальных данных по кинетике фазовых превращений при 900, 950 и 1000 °С определяли скорость роста новых фаз, полагая, что их рост подчиняется параболическому закону

$$K = \frac{h^2}{\tau} \tag{2}$$

Далее, представив экспериментальные данные в полулогарифмических координатах, вычисляли энергии активации роста новых фаз:

$$E_p = \frac{R [\ln(K_2) - \ln(K_1)]}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}} \tag{3}$$

где K_1 и K_2 – скорость роста новой фазы при

температурах T_1 (900 °С) и T_2 (1000 °С) соответственно, $\text{мкм}^2/\text{с}$. Их расчетные значения составили: 160500 Дж/моль (NiAl), 211670 Дж/моль (Ni₃Al) и 202720 Дж/моль (Ni(Al)).

Если принять, что $K_1\tau_1 = K_2\tau_2$, где τ_1 и τ_2 – время, необходимое на фазовый переход Ni₂Al₃→NiAl при температурах 1000 и 800 °С, то с учетом выражения (1) получим время, необходимое для фазового перехода Ni₂Al₃→NiAl при температуре 800 °С:

$$\tau_2 = \left[\exp \frac{E_p (T_1 - T_2)}{RT_1 T_2} \right] \tau_1.$$

Аналогично определяли время, затрачиваемое на другие фазовые переходы.

В соответствии с выполненным прогнозом полученное в результате реализации предложенного авторами комплексного технологического процесса [6] слоистое покрытие Ni/Ni₂Al₃ при толщине составляющих 50+50 мкм может служить около 320 ч при 1000 °С, 1800 часов при 900 °С, 13000 ч при 800 °С и 130000 ч при 700 °С.

Вывод

Полученные цифровые значения энергии активации роста интерметаллидных фаз NiAl, Ni₃Al и твердого раствора на основе никеля могут быть использованы в практических целях для определения рабочего ресурса жаростойких слоистых Ni/Ni₂Al₃ покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Susan, D. F. Reaction Synthesis of Ni-Al-Based Particle Composite Coatings / D. F. Susan, W. Z. Misiolek, A. R. Marder // Metallurgical and Materials Transactions A. – February 2001. – Volume 32A. – P. 379–390.
2. Susan, D. F. Ni-Al composite coatings: diffusion analysis and coating lifetime estimation / D. F. Susan, A. R. Marder // Acta Materialia. – 2001. – Volume 49. – P. 1153–1163.
3. A Phenomenological model for lifetime design of Ni₂Al₃/Ni hybrid coating formed on creep resistant ferritic steels / Z. D. Xiang [et al] // Journal of Materials Science. – 2011. – V. 47. – № 1. – P. 257–266.
4. Degradation kinetics at 650 °С and lifetime prediction of Ni₂Al₃/Ni hybrid coating for protection against high temperature oxidation of creep resistant ferritic steels / Z. D. Xiang [et al] // Corrosion Science. – 2011. – № 53. – P. 3426–3434.
5. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
6. Шморгун, В. Г. Структура и свойства покрытий из интерметаллидных Ni-Al соединений, полученных по комплексной технологии / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, В. Н. Арисова, Е. А. Семакова // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(78) / ВолГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). – С. 8–11.
7. Лариков, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – М.: Машиностроение, 1975. – 192 с.
8. Шморгун, В. Г. Влияние высокотемпературной термообработки на трансформацию структуры гибридных покрытий Ni/Ni₂Al₃ / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, Л. М. Гуревич // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 50–54.

В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, С. Н. Голубин
**ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УЧАСТКОВ
ОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТЕ СИСТЕМЫ Ni-Al***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической и атомно-силовой микроскопии исследована структура, морфология и фазовый состав оплавленного металла в сваренном взрывом никель-алюминиевом композите. Установлено, что оплавленный металл представляет собой неравновесную мелкодисперсную смесь интерметаллидов $NiAl_3$ и Ni_2Al_3 в матрице из твердого раствора на основе алюминия. Диффузионные прослойки, формирующиеся при термообработке, на первом этапе повторяют контур оплава, а затем по мере увеличения времени выдержки «поглощают» его, выравнивая свой стехиометрический состав: со стороны никеля образуется алюминид Ni_2Al_3 , а со стороны алюминия – $NiAl_3$.

Ключевые слова: слоистый композит, сварка взрывом, оплавленный металл, алюминиды никеля, термообработка, диффузионная зона, микромеханические свойства, фазовый состав, морфология.

The structure, morphology and phase composition of the melted metal in explosion welded nickel-aluminum composite are studied by X-ray diffraction, optical and atomic force microscopy. It is found that the melted metal represent a non-equilibrium mixture of finely dispersed intermetallic $NiAl_3$ and Ni_2Al_3 in a matrix of a solid solution based on aluminum. Diffusion layers, formed during the heat treatment, on the first stage repeat contour of melts, and then, with increasing time of endurance, «absorb» it, aligning its stoichiometric composition: from the direction of nickel - formed aluminide Ni_2Al_3 , and from the aluminum – $NiAl_3$.

Keywords: layered composite, explosion welding, melted metal, aluminides nickel, heat treatment, diffusion zone, micromechanical properties, phase composition, morphology.

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_a_вед и № 13-08-00066_a, а также Совета по грантам Президента РФ (грант № СП-5131.2013.1).

Получение биметаллических и многослойных соединений системы алюминий-никель с помощью комплексной технологии, включающей сварку взрывом, прокатку и термическую обработку, обуславливает необходимость изучения закономерностей формирования физической и химической микронеоднородности на всех ее этапах [1–3].

В настоящее время отсутствуют данные о влиянии участков оплавленного металла, формирующихся на межслойных границах никель-алюминиевых СКМ при завышении режимов сварки взрывом над оптимальными, на формирование структуры и свойств сплошных интерметаллидных слоев в составе слоистого интерметаллидного композита системы никель-алюминий, что и определило постановку настоящего исследования.

Материалы и методика эксперимента

Экспериментальная часть работы выполнена с применением оптической микроскопии (микроскоп Olympus VX61), атомно-силовой микроскопии (сканирующий зондовый микроскоп Solver Pro), фазового рентгеноструктурного анализа (рентгеновский дифрактометр ДРОН-3), измерения микротвердости (микротвердомер ПМТ-

ЗМ). Обработка экспериментальных данных производилась с помощью специализированных пакетов прикладных программ.

Результаты и их обсуждение

Завышение режимов сварки алюминия с никелем над оптимальными приводит к локальному оплавлению на границе раздела металлов, которое вызывается теплом, выделяющимся при деформации на участках ее наиболее интенсивного действия. Ранее [2] нами установлено, что если граница соединения имеет слаборазвитый волновой профиль, то в завихрениях волн наблюдается локальное оплавление металла округлой формы преимущественно «светлого» цвета, структура которого травлением не выявляется (рис. 1, *a*). Микротвердость оплавленных участков при этом составляет 3,8–4,7 ГПа. Дальнейшая интенсификация режимов сварки приводит к образованию оплавов неравновесного состава, включающих помимо «светлых» включений, включения «серого цвета», микротвердость которых составляет 7,1–8,4 ГПа. Такие оплавы имеют сложную форму, в большинстве из них, ввиду быстротечности процесса кристаллизации, имеются дефекты кристаллизационного характера, такие как поры и трещины (рис. 1, *б*).

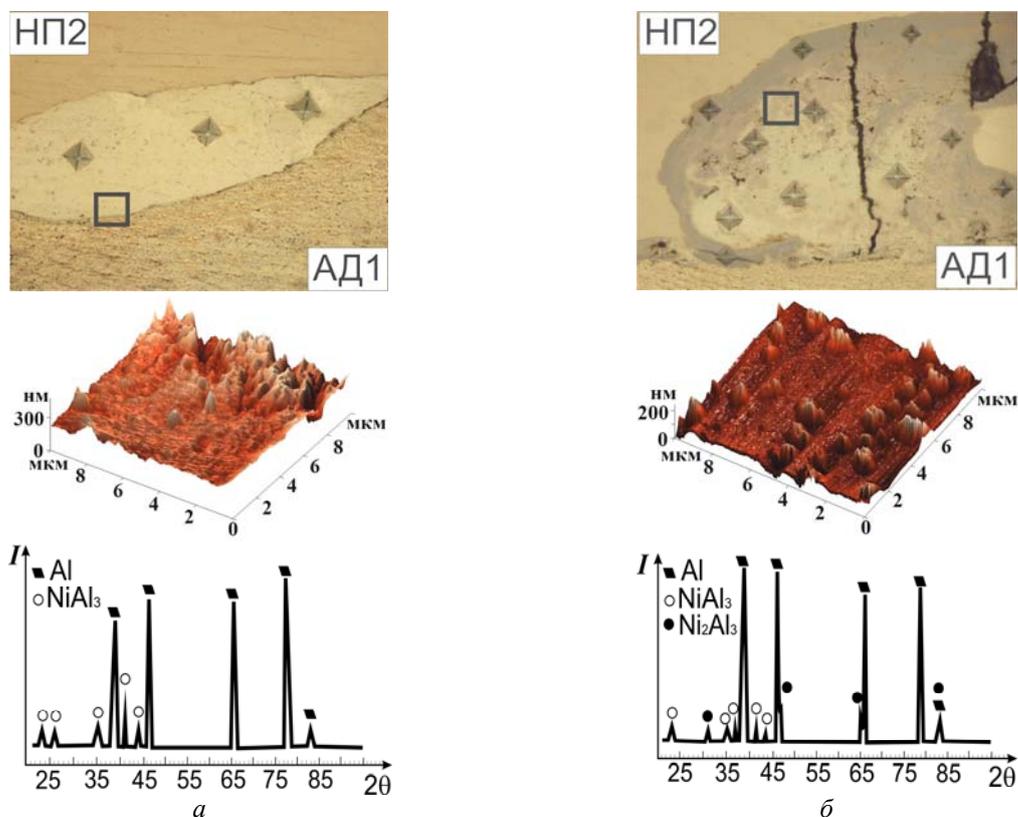


Рис. 1. Микроструктуры зоны соединения НП2-АД1 ($\times 500$), трехмерные АСМ-изображения и дифрактограммы участков оплавленного металла, характерные для близких к оптимальным (*a*) и завышенным (*б*) режимам сварки взрывом. Области сканирования обозначены квадратом

Для выявления фазового состава участков оплавленного металла проводили рентгенофазовый анализ околошовной зоны. Замер на полученных дифрактограммах углов и интенсивности линий, а также расчет межплоскостных расстояний и их расшифровка позволили установить наличие фаз NiAl_3 , Ni_2Al_3 (рис. 1), а также показать, что с интенсификацией режимов сварки в оплавленном металле растет содержание более твердой фазы Ni_2Al_3 .

Исследование морфологии участков оплавленного металла на атомно-силовом микроскопе показало, что между алюминием и оплавленным металлом существует четко различимая граница (рис. 1, а). Анализ следующего

АСМ-изображения (рис. 1, б), полученного сканированием поверхности оплавленного металла, позволил сделать вывод, что она геометрически неоднородна, на ней присутствуют достаточно крупные фрагменты рельефа, имеющие модуляции по высоте около 250 нм, которыми являются более твердые (по сравнению с NiAl_3) включения алюминиды никеля Ni_2Al_3 .

Исследование структурной стабильности участков оплавленного металла при термической обработке композита (600 °С) показало, что формирующаяся со стороны никеля диффузионная прослойка на первом этапе повторяет контур оплава, а затем, по мере увеличения времени термообработки, «поглощает» его (рис. 2).

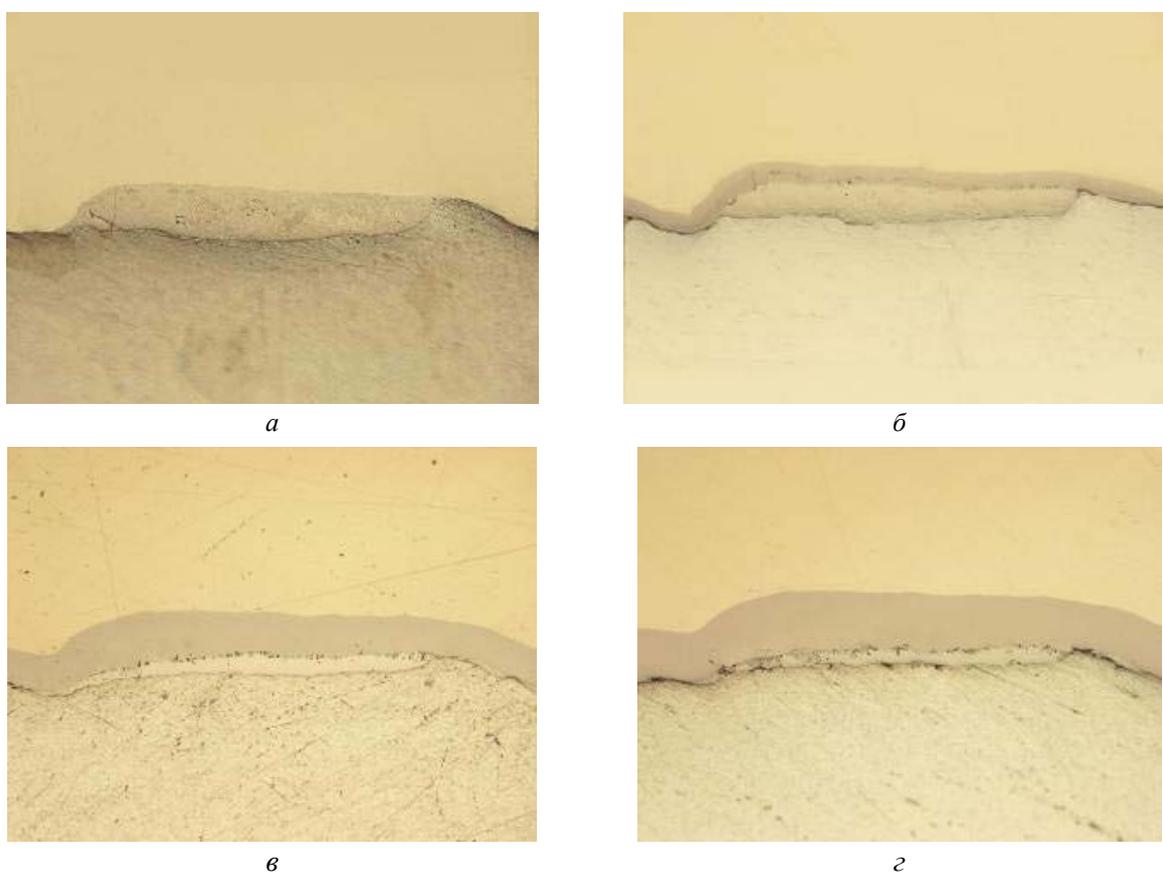


Рис. 2. Трансформация структуры зоны соединения АД1-НП2 (а) после нагрева при 600 °С (никель сверху. $\times 200$): б – в течение 0,5 ч; в – 5 ч; г – 10 ч

Установлено, что для «поглощения» диффузионной прослойкой оплавленного металла, полученного на режимах сварки большей интенсивности, требуется более длительная выдержка. При этом дефекты кристаллизационного характера сохраняются (рис. 3).

Формирование диффузионной зоны начинается с образования локальных участков как на границе никель-алюминий, так и на грани-

це никель-оплавленный металл, которые с повышением температуры и времени нагревов увеличиваются в размерах и срастаются в одну сплошную прослойку. Необходимо отметить, что длительность взаимодействия до появления локальных участков интерметаллидных фаз после сварки с различным энерголожением в зону соединения меняется незначительно.

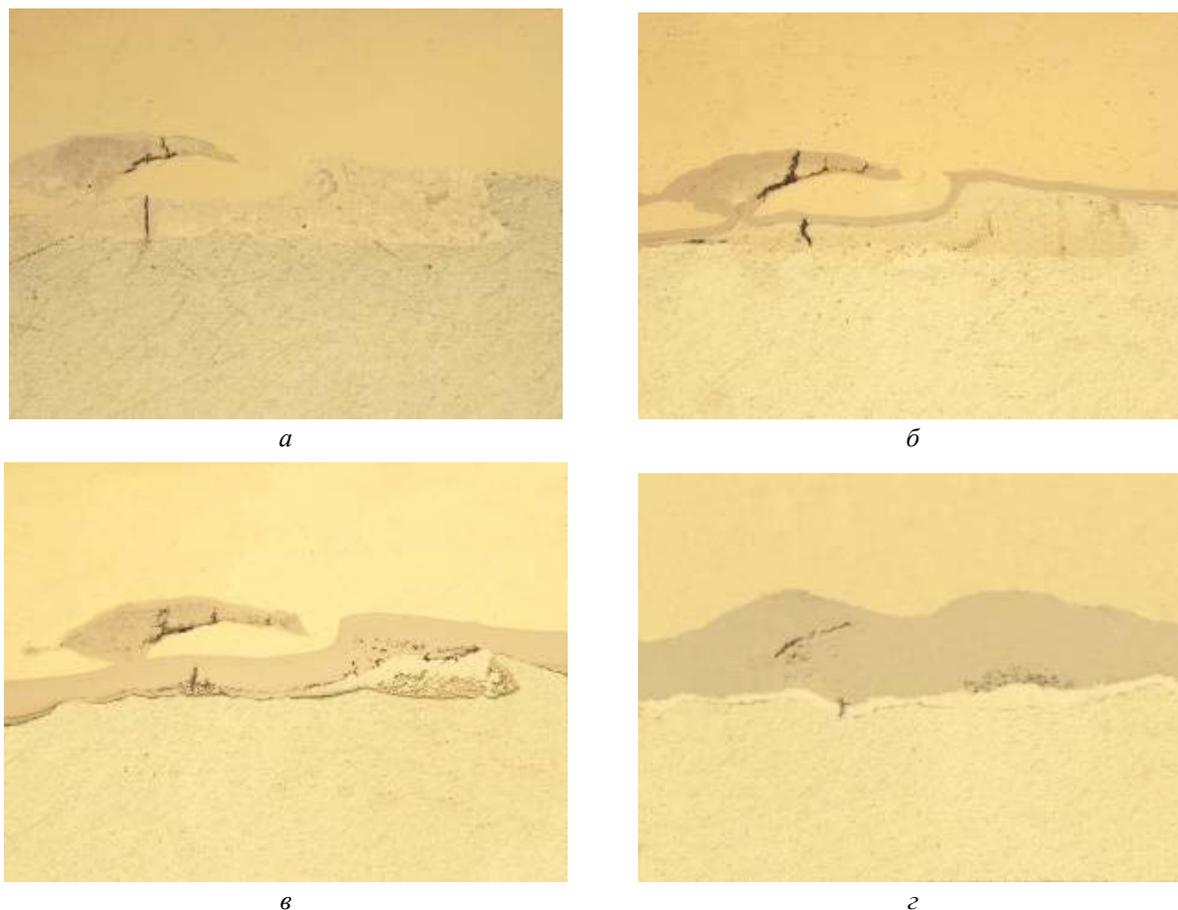


Рис. 3. Трансформация структуры зоны соединения АД1-НП2 с дефектами кристаллизационного характера (а) после нагрева при 600 °С (никель сверху. ×200):
 б – в течение 0,5 ч; в – 5 ч; г – 30 ч

Для определения фазового состава диффузионной зоны после трансформации структуры оплавленного металла никель-алюминиевый композит расслаивали и осуществляли рентге-

новскую съемку, как со стороны никеля, так и со стороны алюминия. Полученные дифрактограммы приведены на рис. 4.

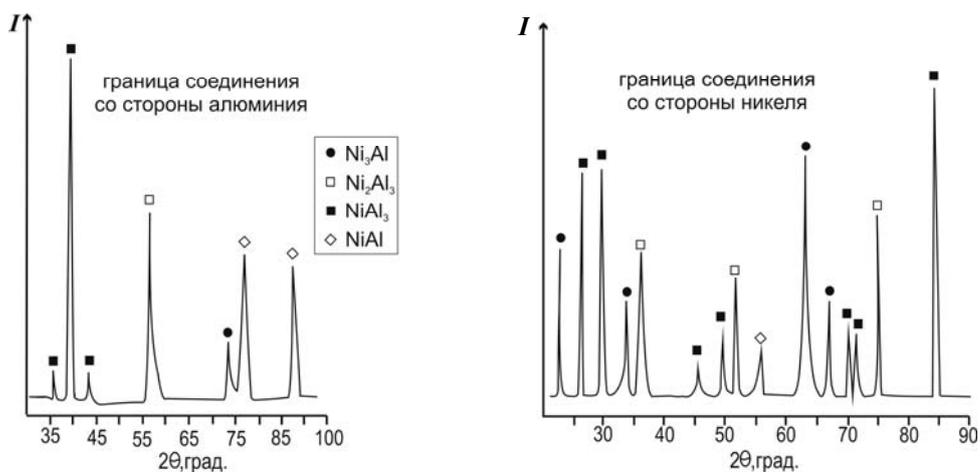


Рис. 4. Фазовый состав диффузионной зоны в СКМ никель-алюминий после отжига при температуре 600 °С в течение 30 ч

Сравнение расчетных значений межплоскостных расстояний с данными базы Powder Dif-

fraction File-2 позволило зафиксировать следующие интерметаллидные фазы: NiAl₃, Ni₂Al₃, Ni₃Al,

NiAl. Известно, что для идентификации какой-либо фазы достаточно обнаружить три сильные линии, принадлежащие ей. Линии NiAl и Ni₃Al достаточно слабые и могут накладываться на сильные линии найденных интерметаллидов. Таким образом, в составе диффузионной зоны надежно идентифицированы интерметаллиды Ni₂Al₃ и

NiAl₃. При сопоставлении литературных данных о величине микротвердости алюминидов никеля [4–5] с экспериментальными данными по твердости прослоек, входящих в состав диффузионной зоны, можно заключить, что прослойка со стороны никеля – это фаза Ni₂Al₃, а со стороны алюминия – NiAl₃ (рис. 5).

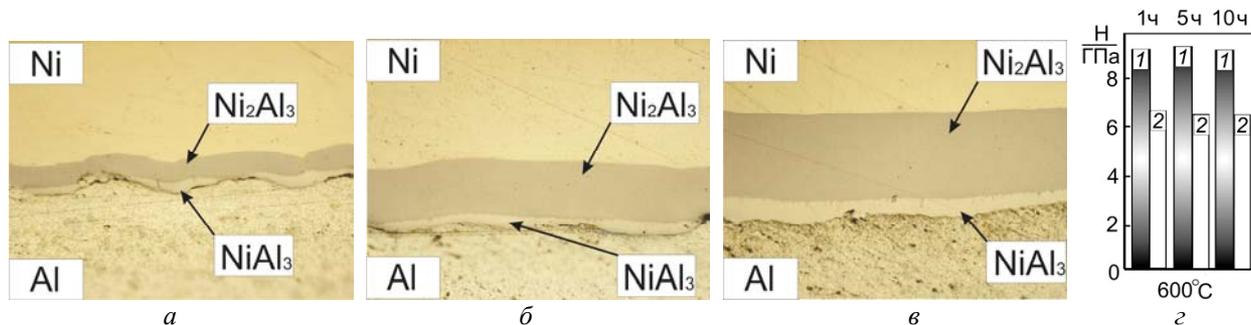


Рис. 5. Микроструктура зоны соединения (а–в) и микротвердость диффузионной зоны (z) после отжига при 600 °С: а – 1 ч; б – 5 ч; в – 10 ч. × 500

Выводы

1. Структура сформировавшихся при сварке взрывом участков оплавленного металла на межслойных границах Ni–Al СКМ представляет собой дисперсные интерметаллидные включения NiAl₃ и Ni₂Al₃ в матрице из твердого раствора на основе алюминия.

2. Диффузионные прослойки, формирующиеся при термообработке, на первом этапе повторяют контур оплава, а затем по мере увеличения времени выдержки «поглощают» его, выравнивая свой стехиометрический состав: со стороны никеля образуется алюминид Ni₂Al₃, а со стороны алюминия – NiAl₃.

3. Микротвердость прослоек практически не зависит от температурно-временных режимов термообработки и составляет в среднем: 9,4 ГПа у Ni₂Al₃ и 6,5 ГПа – у NiAl₃.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Кинетика диффузионных процессов в никель-алюминиевой композиции / В. Г. Шморгун, Ю. П. Тры-

ков, О. В. Слаутин, В. В. Метелкин, А. И. Богданов // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2008. – № 4. – С. 24–28.

2. Трыков, Ю. П. Закономерности формирования структурно-механической неоднородности при сварке взрывом алюминия с никелем / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, А. Н. Зинченко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 11–15.

3. Шморгун, В. Г. Влияние термического и силового воздействия на кинетику роста диффузионной прослойки в никель-алюминиевом композите / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, А. И. Богданов, А. Е. Битюцких // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 15–19.

4. Иванько, А. А. Твердость: справочник / А. А. Иванько; под ред. Г. В. Самсонова; Ин-т проблем материаловедения. – Киев: Наукова думка, 1968. – 127 с.

5. Синельникова, В. С. Алюминиды / В. С. Синельникова, В. А. Подергин, В. Н. Речкин. – Киев: Наукова думка, 1965. – 243 с.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, А. И. Богданов

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРАВЛЕНИЯ РОСТА ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЫ
НА МЕЖСЛОЙНЫХ ГРАНИЦАХ НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВЫХ СКМ***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Смоделировано поведение многослойных никель-алюминиевых СКМ при прокатке. Определено направление роста диффузионной зоны на их межслойных границах.

Ключевые слова: алюминий, никель, слоистый композит, прокатка, моделирование, диффузионная зона.

The behavior of multilayer nickel-aluminum LCM at rolling is modeled. The direction of the growth of the diffusion zone on their interlayer boundaries is determined.

Keywords: aluminum, nickel, layered composite, rolling, modeling, diffusion zone.

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_a_вед и № 13-08-00066_a, а также Совета по грантам Президента РФ (грант № СП-5131.2013.1).

В работе [1] показано, что высокотемпературный нагрев сваренных взрывом никель-алюминиевых композитов приводит к формированию на межслойной границе диффузионной зоны, состоящей из двух интерметаллидных прослоек (NiAl_3 и Ni_2Al_3), интенсивность роста которых определяется температурно-временными условиями нагрева. При проектировании конструкции слоистых интерметаллидных композитов необходимо уделить особое внимание вопросу о направлении ее преимущественного роста. Решению этой задачи и посвящено настоящее исследование.

Материалы и методика эксперимента

Объектом исследования являлся сваренный взрывом на оптимальном режиме пятислойный композит (СКМ) АД1+НП2+АД1+НП2+АД1 с толщиной слоев алюминия и никеля 2 и 0,5 мм соответственно и минимальным уровнем структурной и химической микронеоднородности на межслойных границах.

Его прокатку осуществляли на двухвалковом стане «ДУО» с одинаковыми скоростями вращения валков диаметром 130 мм без натяжения и правки. Для предварительной оценки предельной деформационной способности никелевых слоев моделировали процесс прокатки СКМ в несколько проходов с использованием программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* компании *Abaqus, Inc. (USA)*, предназначенного для прочностных расчетов и содержащего модуль *Abaqus/Explicit*, использующий явную схему интегрирования методом конечных элементов для сильнонелинейных переходных быстротекущих динамических

процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы слоев задавались изотропными, их пределы текучести повышались по известным зависимостям при росте локальной пластической деформации. В двухмерной модели валки, вращающиеся с заданной угловой скоростью, принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми и определяло обжатие композита. Коэффициент трения между валками и поверхностями полосы СКМ в соответствии с [2] принимали равным 0,2.

Металлографический анализ проводили на модульном моторизованном оптическом микроскопе «*Olympus BX61*» при увеличениях $\times 50$ – 500 с обработкой цифровых изображений пакетом программ «*AnalySIS*» (*Soft Imaging System GmbH*).

Отжиг образцов проводили в воздушной атмосфере печи SNOL 8,2/1100 при температуре 630°C в течение 1–100 ч.

Результаты и их обсуждение

Анализ результатов моделирования показал, что увеличение степени общего высотного обжатия приводит к росту напряжений Мизеса в слоях никеля. Так, например, при общем высотном обжатии СКМ 35 % напряжения составляют ~ 380 МПа, а при 70 % ~ 604 МПа. В алюминиевых слоях напряжения не зависят от степени общего высотного обжатия и находятся на уровне 120–125 МПа. Визуализация напряжений Мизеса в очагах деформации при прокатке представлена на рис. 1, более темные участки которого соответствуют большим значениям рассчитываемой величины.

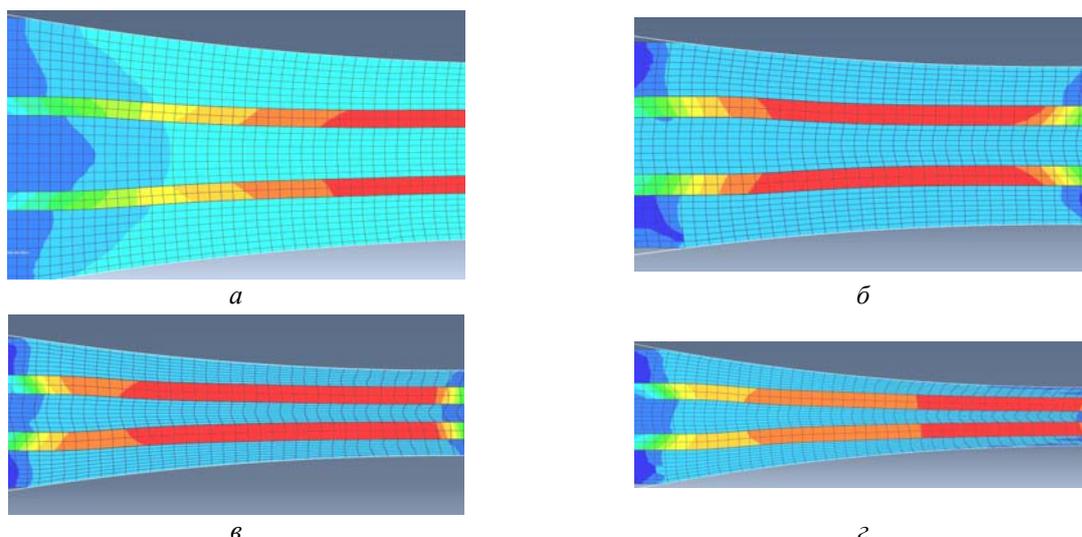


Рис. 1. Визуализация напряжений Мизеса в очагах деформации при прокатке композита АД1+НП2+АД1+НП2+АД1 с общим высотным обжатием:
а – 35 %; б – 50 %; в – 70 %; з – 77 %

При общем высотном обжатии более 50 % происходит сближение величин напряжений Мизеса и предела прочности, что, в соответствии с принятым нами критерием деформационной способности,

$$k = \sigma_M^{Ni} / \sigma_B^{Ni} < 0,9,$$

где σ_M^{Ni} , σ_B^{Ni} – расчетные значения напряжений Мизеса и предел прочности никеля при соответствующей степени деформации, МПа (рис. 2, а),

может привести к исчерпанию запаса пластичности никелевых слоев и их разрушению.

Экспериментальная проверка результатов моделирования показала, что значительная разница в исходных прочностных характеристиках составляющих СКМ привела к неравномерной послойной деформации (рис. 2, б). Так, например, при общем высотном обжатии СКМ 50 % деформация алюминиевых слоев составила 57, а никелевых – 10 %.

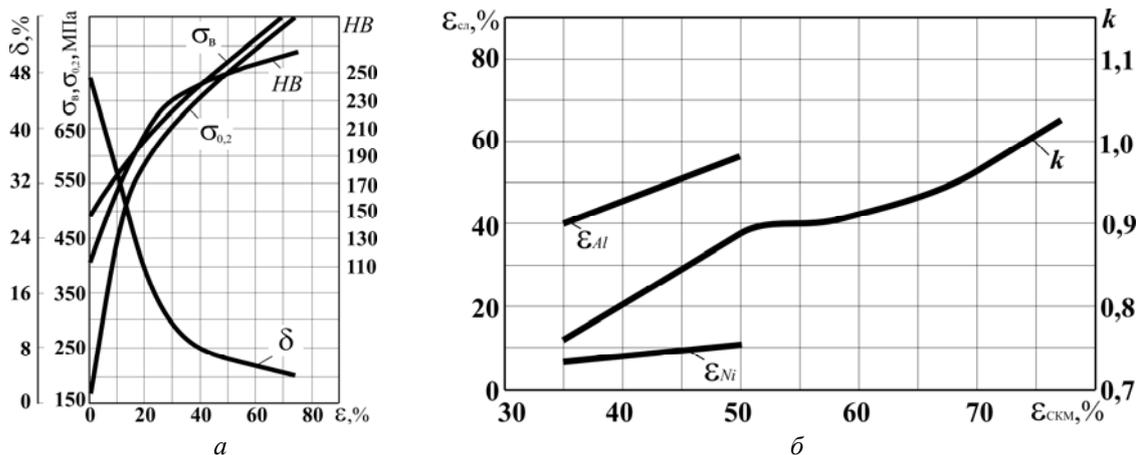


Рис. 2. Характер изменения механических свойств никеля (а) [3], послойной деформации и критерия деформационной способности (б) от степени деформации

Произведенный отбор образцов после прокатки с общим высотным обжатием более 50 % показал, что произошло разрушение никелевых слоев без нарушения сплошности СКМ. Дальнейшее увеличение степени обжатия привело к уменьшению геометрических размеров отдель-

ных фрагментов никеля (рис. 3). Так, если после прокатки с общим высотным обжатием 50 % длина фрагментов l в среднем составила 1694 мкм, толщина δ – 306 мкм, а расстояние между ними (L) – 482 мкм, то после обжатия 70 % – $l = 1289$ мкм, $\delta = 295$ мкм, $L = 1234$ мкм.

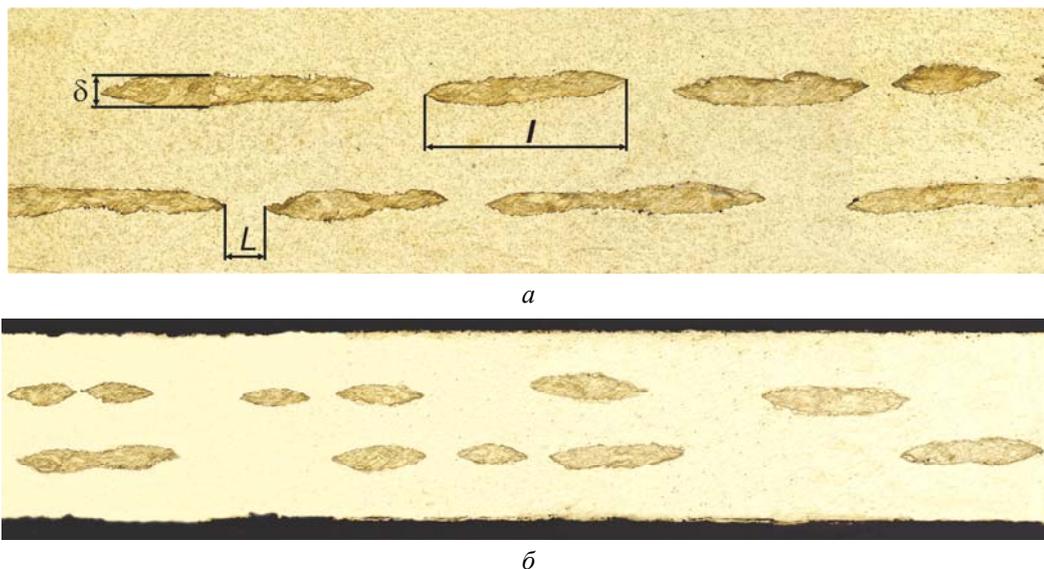


Рис. 3. Структура композитов АД1+НП2+АД1+НП2+АД1 после сварки взрывом и прокатки с общим высотным обжатием. $\times 50$:
а – 50 %; б – 70 %

Толщина фрагментированных никелевых слоев оказалась соизмерима с размером полученной нами в работе [1] диффузионной зоны, что позволило по изменению их геометрических размеров после термообработки оценить направление роста диффузионной зоны в целом.

Установлено, что после термообработки геометрические размеры фрагментов никелевого

слоя уменьшились вследствие появления диффузионной зоны при одновременном увеличении расстояния между соседними фрагментами. Например, если после 5-часовой выдержки величины l , δ и L составили соответственно 1532, 139, 647 мкм (обжатие 50 %) и 1108, 133, 1465 мкм (обжатие 70 %), то после 50-часовой выдержки – 1168, 93, 1119 и 815, 81, 1705 мкм соответственно (рис. 4).

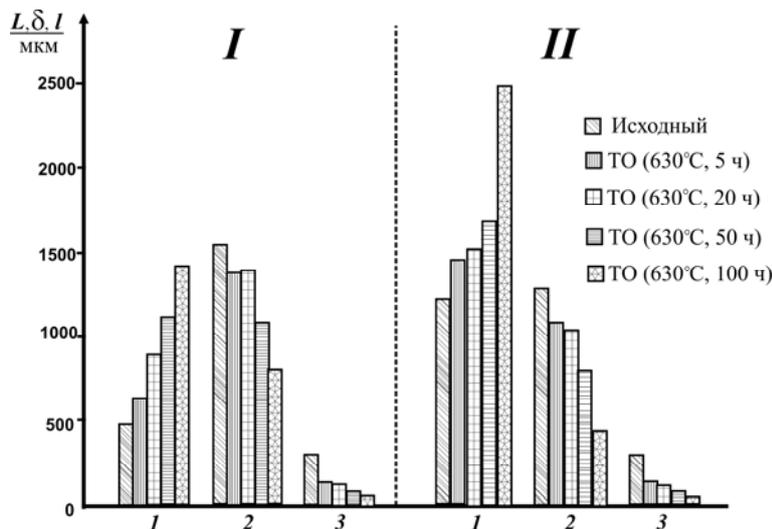


Рис. 4. Влияние продолжительности термообработки при температуре 630 °С на расстояние между фрагментами никелевого слоя (L), их длину (δ) и толщину (l) после прокатки с обжатием 50 (I) и 70 % (II)

Трансформация структуры отдельного никелевого фрагмента приведена на рис. 5. Ее анализ позволил сделать вывод о том, что

рост диффузионной зоны в паре «никель-алюминий» происходит, в основном, за счет изменения толщины слоя никеля.

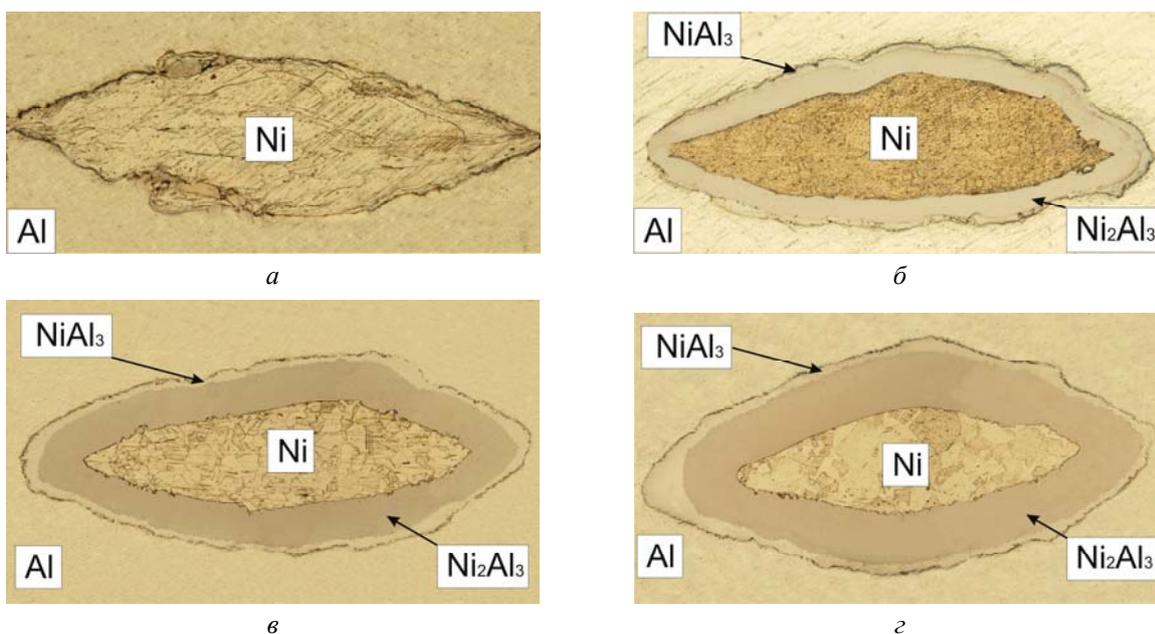


Рис. 5. Микроструктура фрагмента никелевого слоя ($\times 200$) в состоянии после сварки взрывом и прокатки (a) и после термо-обработки при температуре 630 °С в течение (см. также с. 32): б – 1 ч; в – 5 ч; г – 10 ч; д – 20 ч; е – 30 ч; ж – 50 ч; з – 100 ч

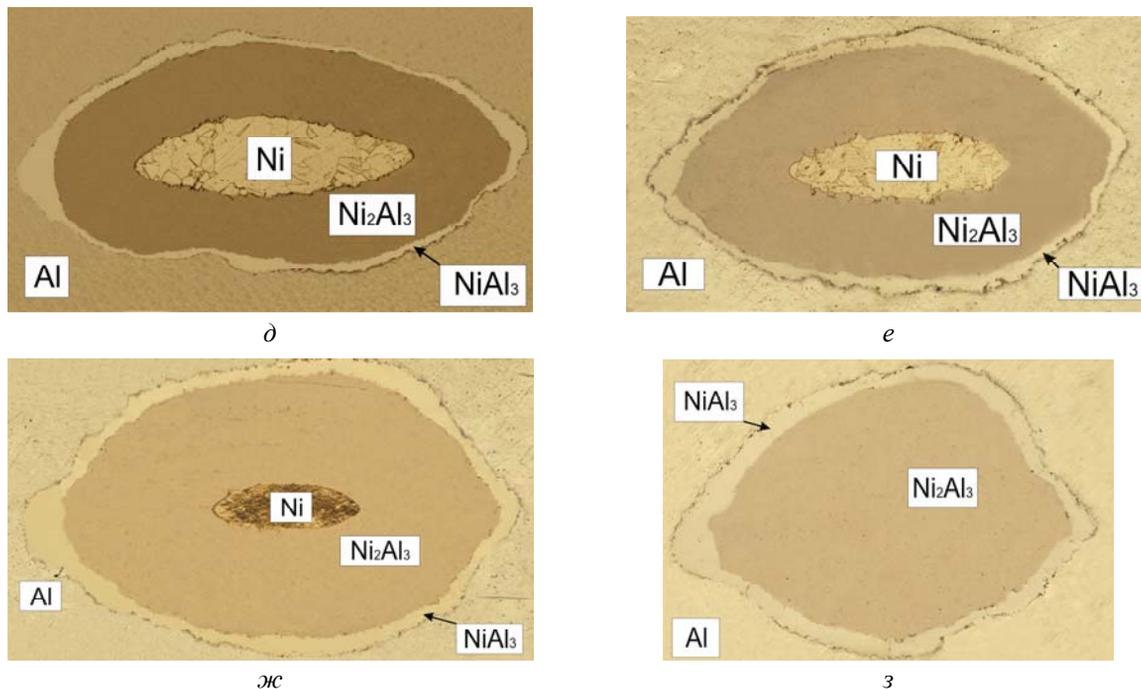


Рис. 5. Окончание

Выводы

1. Прокатка никель-алюминиевых СКМ приводит к разрушению никелевых слоев, если соотношение расчетных значений напряжений Мизеса и предела прочности $k > 0,9$.

2. Рост формирующейся в твердой фазе на межслойных границах никель-алюминиевого композита диффузионной зоны, состоящей из двух интерметаллидных прослоек (со стороны никеля образуется алуминид Ni_2Al_3 , а со стороны алюминия – NiAl_3), происходит,

в основном, за счет изменения толщины слоя никеля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгул, В. Г. Кинетика диффузионных процессов в никель-алюминиевой композиции / В. Г. Шморгул, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, В. В. Метелкин, А. И. Богданов // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2008. – № 4. – С. 24–28.
2. Грудев, А. П. Теория прокатки / А. П. Грудев. – М.: Металлургия, 1988. – 240 с.
3. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евсτροпов

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЫ
В КОМПОЗИТЕ СИСТЕМЫ МЕДЬ-ТИТАН***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе исследовано влияние длительных высокотемпературных нагревов на изменение фазового состава диффузионной зоны в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом с последующей прокаткой.

Ключевые слова: слоистые композиты, диффузия, сварка взрывом, интерметаллиды.

In work influence of duration of high-temperature heating on change of phase structure of a diffusive zone in a copper-titanium composite by the explosion received by welding with the subsequent rolling is investigated.

Keywords: layered composites, diffusion, explosion welding, intermetallic.

Заключительной операцией комплексного технологического процесса получения слоис-

тых интерметаллидных композитов является высокотемпературная термообработка для получения на всех межслойных границах сплошных интерметаллидных прослоек заданной толщины и твердости. В работах [1–3] показано, что на кинетику их роста, а также химический

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_a_вед и № 13-08-00066_a.

и фазовый состав существенное влияние оказывает деформационная «наследственность» предшествующих термообработке (ТО) операций технологического процесса (сварки взрывом, прокатки, штамповки, вальцовки и т. п.).

В работах [4, 5] установлено, что при нагреве сваренного взрывом медно-титанового композита до температуры 850 °С на межслойной границе образуется диффузионная зона, состоящая из твердых растворов на основе меди и титана и интерметаллидов Ti_2Cu и $TiCu$, увеличивающаяся с ростом времени выдержки. Литературные данные о влиянии степени деформации при прокатке медно-титановых слоистых композитов (СКМ) на кинетику ее роста и фазовый состав в настоящее время отсутствуют, что не позволяет обоснованно назначать температурно-временные режимы термообработки при создании слоистых интерметаллидных композитов. В связи с изложенным в настоящей работе исследовано влияние высокотемпературного нагрева на фазовый состав диффузионной зоны в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом (СВ) с последующей прокаткой.

Материалы и методика эксперимента

Листы меди (М1) и титана (ВТ1-0) толщиной 1 мм сваривали взрывом по одновременной схеме. Скорость соударения на межслойных границах составляла 580 м/с и 480 м/с, скорость точки контакта – 1900 м/с.

Прокатку предварительно нагретых до температуры 550 °С заготовок осуществляли за 12 проходов на стане «ДУО» (диаметр валков 130 мм) без натяжения и правки с общим высотным обжатием 50 %.

Отжиг образцов проводили в воздушной атмосфере печи *SNOL* 8,2/1100 при температуре 850 °С в течение 10 ч.

Изучение микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа *Olympus BX-61* с увеличением от 50–500. Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 0,2 Н.

Для изучения фазового состава диффузионной зоны использовался рентгеноструктурный анализ. Рентгено съемки производили на дифрактометре ДРОН-3 в излучении медного анода в интервале углов $2\Theta = 20-100^\circ$. С целью изучения распределения фаз в диффузионной зоне осуществляли послойную рентгеновскую съемку образцов на расстоянии 130 и 60 мкм от межслойной границы. Идентифицировали фазы с помощью программы «*Crystallographica*» на базе данных *Powder Diffraction File-2* (*The International Center for Diffraction Data*).

Результаты исследований и их обсуждение

После сварки граница соединения титана с медью не содержала участков оплавленного металла и имела безволновой профиль (рис. 1). По сравнению со значениями для исходных металлов (0,8 ГПа медь и 1,5 ГПа титан) микротвердость меди и титана у границ соединения значительно увеличилась и составила соответственно 1,4–1,5 и 3,3–3,4 ГПа (рис. 2). После отжига при 550 °С твердость медных слоев понизилась до 0,9–1 ГПа, что соответствует уровню отожженной меди. У титана твердость снизилась до 2,6–2,7 ГПа.

Общее высотное обжатие при прокатке СКМ состава (М1+ВТ1-0+М1) реализовалось за счет изменения толщины меди и титана. Микротвердость слоев меди после прокатки (рис. 3) повысилась до 1,0–1,1 ГПа, а слоя титана – до 2,9–3,0 ГПа, что объясняется частичным наклепом в результате пластической деформации.

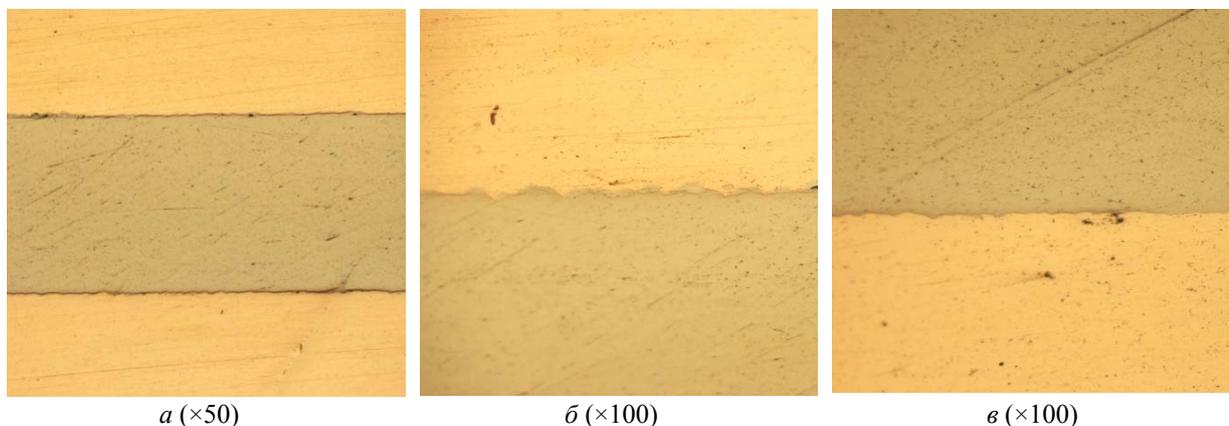


Рис. 1. Микроструктура СКМ (а) и его межслойных границ после СВ. Скорость соударения: б – 580 м/с; в – 480 м/с

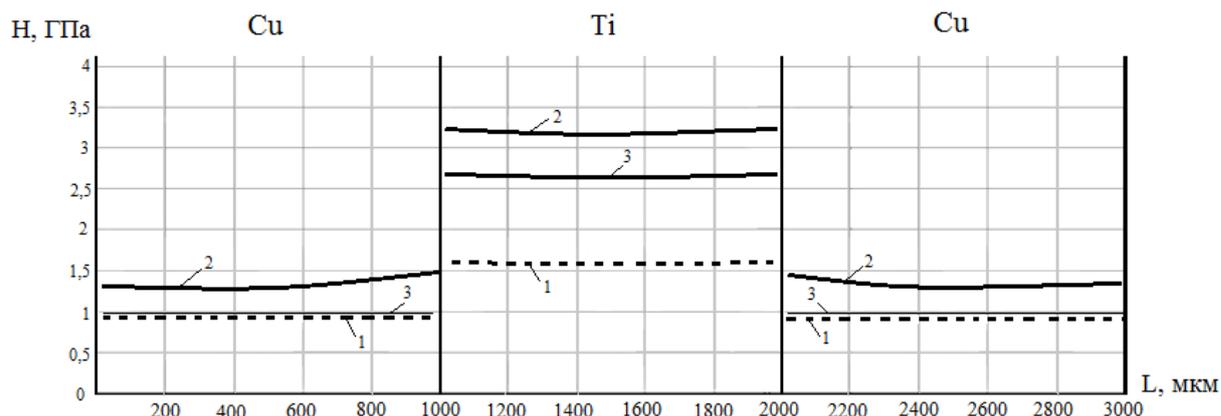


Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном сечении сваренных взрывом образцов :
1 – до СВ; 2 – после СВ; 3 – после ТО (отжиг 550 °С)

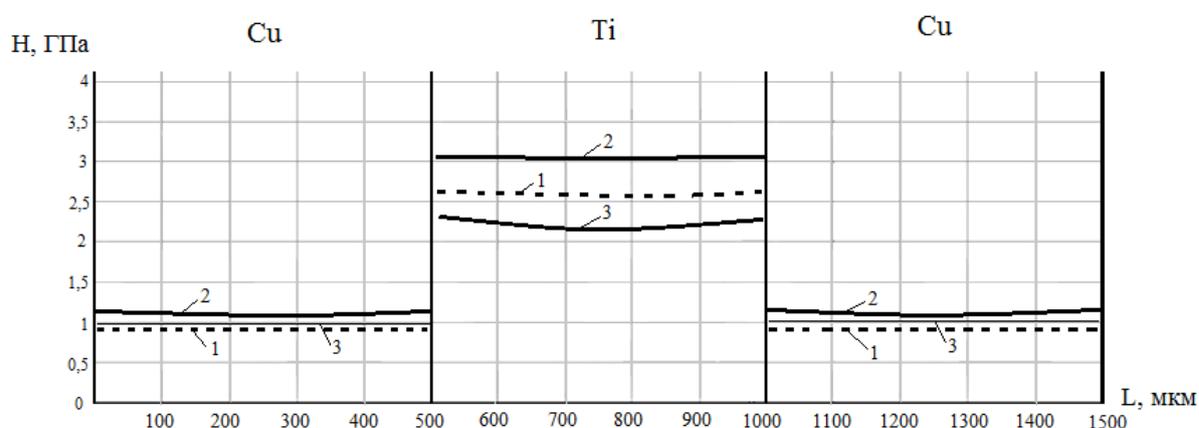


Рис. 3. Распределение микротвердости в поперечном сечении прокатанных образцов:
1 – до прокатки; 2 – после прокатки; 3 – после ТО (отжиг 850 °С)

Отжиг при 850 °С прокатанных образцов привел к образованию на межслойных границах интерметаллидных прослоек и уменьшению твердости: в медном слое до 0,9–1,0 ГПа, а в титановом – до 2,3–2,4 ГПа за счет снятия внутренних напряжений и формирования более равновесной структуры. Количество прослоек, в сравнении со сваренным взрывом СКМ, уве-

личилось до четырех (рис. 4) с твердостью 5,4 ГПа со стороны титана и 3,3; 2,8 и 1,9 ГПа со стороны меди, что свидетельствует об изменении фазового состава диффузионной зоны (в сваренном взрывом композите после десятичасовой выдержки при 850 °С образовались две прослойки: с твердостью 2 ГПа со стороны меди и 3,5 ГПа со стороны титана).



a



б

Рис. 4. Микроструктура диффузионной зоны в сваренном взрывом (*a*) и прокатанном (*б*) композите после отжига при 850 °С. $\times 200$

На рис. 5 представлены дифрактограммы, полученные после рентгеновской съемки в диффузионной зоне на расстоянии 60 и 130 мкм от межслойной границы со стороны титана. Их анализ позволил установить, что ТО сва-

ренного взрывом и прокатанного медно-титанового композита по режиму (850 °С, 10 ч) приводит к образованию диффузионной зоны с фазовым составом: Cu₄Ti, Cu₃Ti₂, CuTi₂, CuTi (см. таблицу).

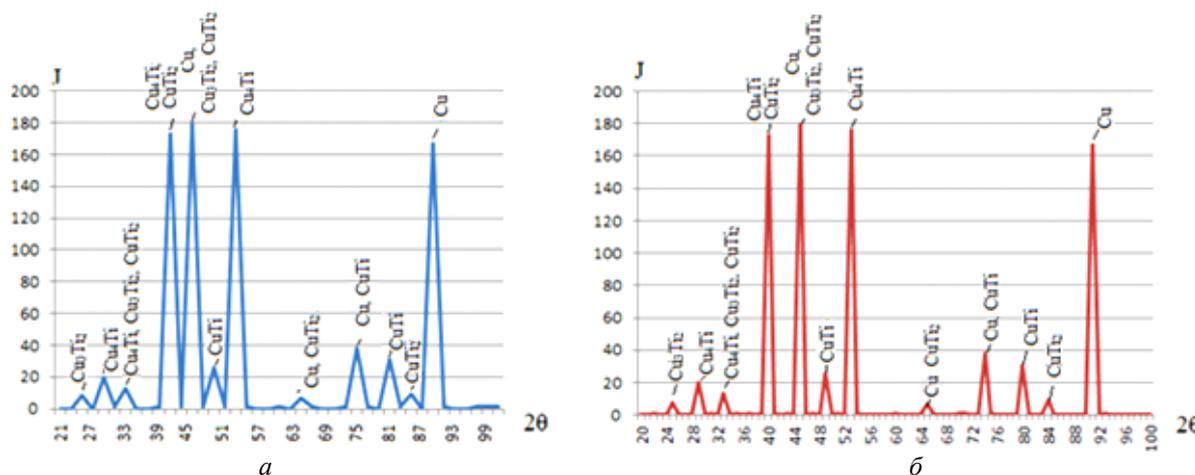


Рис. 5. Дифрактограммы, полученные при съемке диффузионной прослойки со стороны титана. Расстояние от межслойной границы: а – 130 мкм; б – 60 мкм

Фазовый состав диффузионной зоны

2θ	θ	sinθ	d _{пл.} , табл	Cu	Cu ₄ Ti	Cu ₃ Ti ₂	CuTi ₂	CuTi
25,2	12,6	0,218	3,48	–	–	3,48	–	–
29,8	14,9	0,257	3,06	–	3,05	–	–	–
30,9	15,45	0,266	2,8399	–	2,819	2,846	2,8399	–
39,5	19,75	0,338	2,2777	–	2,265	–	2,2777	–
43,4	21,7	0,369	2,088	2,088	–	2,08	2,0816	–
44,6	22,3	0,379	2,054	–	–	–	–	2,054
45,6	22,8	0,387	1,994	–	1,996	–	–	–
50,8	25,4	0,429	1,7977	1,808	–	–	1,7977	–
74,5	37,25	0,605	1,278	1,278	–	–	–	1,257
79,8	39,9	0,641	1,223	–	–	–	–	1,223
83,9	41,95	0,668	1,1707	–	–	–	1,1589	–
90,2	45,1	0,708	1,087	1,09	–	–	–	–

Вывод

Фазовый состав диффузионной зоны в композите титан ВТ1-0 + медь М1 наряду с температурно-временными условиями нагрева определяется деформационной «наследственностью» полугорячей прокатки, приводящей к интенсификации диффузионных процессов при последующей термообработке за счет фрагментации и развития блочной структуры и к появлению наряду с ранее известными (Ti₂Cu и TiCu) двух новых фаз (Cu₄Ti и Cu₃Ti₂) в ее составе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул ; ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.
2. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул, Л. М. Гуревич ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.
3. Трыков, Ю. П. Кинетика роста диффузионных прослоек в биметалле медь-алюминий, полученном по комплексной технологии / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин // Перспективные материалы. – 2003. – № 3. – С. 83–88.
4. Оликер, В. Е. Структура и фазовый состав диффузионной зоны Cu-Ti / В. Е. Оликер, А. А. Мамонова, Т. И. Шапошникова // Порошковая металлургия. – 1996. – № 3/4. – С. 67–70.
5. Крашенинников, С. В. Исследование особенностей формирования и свойств интерметаллидных покрытий системы Ti-Cu и Ti-Ni на поверхности стальных деталей : дис. ... канд. техн. наук (05.02.01) / Крашенинников Сергей Валерьевич ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006.

УДК 621.778.08:669-408.3

*В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, С. А. Булаева***О МЕХАНИЗМЕ СОВМЕСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ БИМЕТАЛЛА
УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ+КОРРОЗИОННОСТОЙКАЯ СТАЛЬ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: omd@vstu.ru

Механизм деформации микрообъемов основных слоев биметалла сталь 45+12X18H10T характеризуется высокой стабильностью деформированного состояния, выражающейся в закреплении деформации по микрообъемам. Деформация микрообъемов сопровождается параллельно развивающимися процессами упрочнения и накопления поврежденности в них.

Ключевые слова: биметалл, углеродистая сталь, коррозионностойкая сталь, деформация, микрообъем, деформационная стабильность, механизм деформации, переходная зона.

The mechanism of deformation of microvolumes main layers of bimetal steel 45+12Cr18Ni10Ti is characterized by high stability strain state, expressed in the consolidation of deformation on microvolumes. Deformation of microvolumes is accompanied by a parallel to the developing processes of hardening and accumulation of damage to them.

Keywords: bimetal, carbon steel, corrosion-resistant steel, deformation, microvolume, deformative stability, deformation mechanism, interface region.

Производство изделий из биметалла типа углеродистая сталь+коррозионностойкая сталь часто включает операцию горячего совместного пластического деформирования слоев, которая не должна приводить к появлению очагов разрушения критического размера.

Целью работы являлось установление механизмов упрочнения и накопления поврежденности на основе изучения закономерностей высокотемпературной деформации и условий взаимодействия микрообъемов основных слоев и переходных зон биметалла.

Материалы и методы исследования

Испытывали провололочные биметаллические образцы сталь 45 (сердечник)+12X18H10T (плакирующий слой) диаметром 4 мм [1], патентованные по температурному режиму, приведенному в работе [2] и обеспечивающему получение сорбитной структуры стального сердечника. Заготовкой для образцов служила биметаллическая катанка, изготовленная методом совместной горячей прокатки [1].

Исследование механизма пластической деформации и разрушения микрообъемов основных слоев и переходных зон биметалла в условиях ползучести при температуре 700 °С проводили на установке ИМАШ-9-66, используя нанесенные на микротвердомере ПМТ-3 ряды реперных отпечатков (размер микроучастков

между отпечатками 20 мкм, число микроучастков в ряду $n = 100$) [12]. Образец растягивали последовательными ступенями на 4; 8; 12 и 20 % деформации при постоянной нагрузке. Скорость ползучести на установившейся стадии составляла $\sim 2,0 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$.

Для количественной оценки локальной неоднородности деформации использовали следующие параметры:

относительная деформация i -го микроучастка $\varepsilon_{i,k} = (l_{i,k} - l_{i,k-1}) / l_{i,k-1}$, где $l_{i,k-1}$ и $l_{i,k}$ – длина i -го участка до и после k -й ступени растяжения соответственно;

локальный коэффициент концентрации деформации (интенсивность деформации)

$\alpha_{i,k} = \varepsilon_{i,k} / \bar{\varepsilon}_k$, где $\bar{\varepsilon}_k = \sum_{i=1}^n (\varepsilon_{i,k} / n)$ – средняя де-

формация по длине реперной линии на k -й ступени растяжения;

среднеквадратическое отклонение $S_{\varepsilon,k} = \sqrt{\sum_{i=1}^n (\varepsilon_{i,k} - \bar{\varepsilon}_k)^2 / (n-1)}$ и коэффициент вариации $K_{\varepsilon,k} = S_{\varepsilon,k} / \bar{\varepsilon}_k$

микродеформаций, численно равный среднеквадратическому отклонению интенсивностей деформации $S_{\alpha,k}$.

Для оценки деформационной стабильности структуры, характеризующейся сохранением устойчивости в накоплении деформации по микрообъемам, использовали параметр деформационной стабильности $P_c = (n - n^*) / n$, где n – число принятых к рассмотрению микроучастков;

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066_а.

n^* – число микроучастков, в которых на выбранной ступени растяжения произошло изменение интенсивности деформации с повышенной ($\alpha_i > 1$) на пониженную ($\alpha_i < 1$), или наоборот, по сравнению с предшествующей ступенью растяжения (при оценке n^* изменения α_i в диапазоне $\pm 0,25$ во внимание не принимались, так как находились в пределах возможных инструментальных погрешностей).

Анализ значений ошибок вычисления ε_i показал [3], что при средней деформации $\bar{\varepsilon} \geq 3\%$ необходимая точность обеспечивается трехкратным повторением измерений.

Результаты и их обсуждение

Начальные участки кривых ползучести хорошо описываются законом упрочнения $\dot{\varepsilon} = \varepsilon^{-\lambda} f(\sigma)$, процесс накопления деформации ползучести при этом должен следовать кривой 1 на рис. 1. Однако протекание наряду с наклепом материала его разупрочнения вследствие накопления повреждений (в основном, образования и развития микротрещин) изменяет характер действительной кривой ползучести для процесса, заканчивающегося разрушением.

Возможные отличия процесса ползучести биметалла от процесса ползучести его компонентов при раздельном деформировании могут быть связаны с усложнением напряженного состояния в композите из-за наличия поверхности раздела и неблагоприятного сочетания механических свойств микрообъемов переходных зон. Проведенные исследования показали стабильность накапливания деформации в микроучастках основных слоев биметаллического образца на последовательных ступенях растяжения, выражающуюся в закреплении микроучастков с локально уменьшенной или повышенной деформацией (параметр $P_c > 0,95$), наблюдающуюся и при раздельном деформировании сплавов аналогичного состава. При этом интенсивность деформации микроучастков невысока ($\alpha_i < 2$), что характерно для квазиизотропной структуры основных слоев: сорбита в стали 45 [3] и мелкозернистого аустенита без следов полосчатости в стали 12Х18Н10Т. Закон распределения микродеформаций относительно среднего значения близок к гауссовой кривой для обоих слоев композита вплоть до $\bar{\varepsilon} = 20\%$. Однако если после первой ступени растяжения доля микрообъемов с медианными значениями деформации для стали 45 составляла 31–32 %, а для стали 12Х18Н10Т – 37–39 %, то с увеличением степени макродеформации наблюдалось некоторое уменьшение этой доли (до 28–29 % для стали 45 и 32–33 % для стали 12Х18Н10Т при $\bar{\varepsilon} = 20\%$).

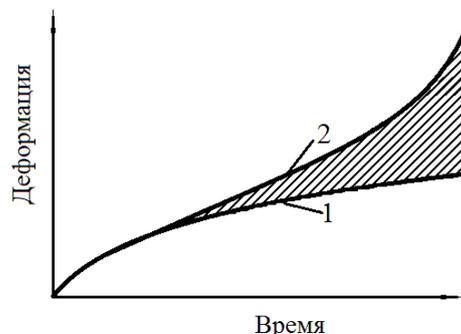


Рис. 1. Влияние накопленной поврежденности на деформацию металла:

1 – кривая ползучести, соответствующая закону упрочнения;
2 – действительная кривая ползучести

Исходя из вида кривых ползучести исследованных материалов [4], строгого порядка закрепления деформации микрообъемов следует ожидать на всем протяжении этого процесса вплоть до момента потери устойчивости пластической деформации. Длительное накопление повреждений в микрообъемах (преимущественно в «слабых», где $\alpha_i > 1$) должно с увеличением $\bar{\varepsilon}$ соответствующим образом отразиться на закономерностях распределения микронеоднородной деформации. Для более полного представления о закономерностях деформации ε_i микроучастков, ответственных за накопление интегральной деформации ползучести, исследовалась сила связи между интенсивностями деформации α_i на последовательных ступенях растяжения с помощью выборочного коэффициента корреляции $r_{k,k+1}$. Корреляционный анализ показал, что для стали 45 сила связи между величинами α_i до $\bar{\varepsilon} = 20\%$ сохраняется тесной ($r_{k,k+1} > 0,7$), для стали 12Х18Н10Т – меняется от тесной до умеренной ($0,30 < r_{k,k+1} < 0,49$) (данные представлены в таблице). При этом среднестатистический уровень неоднородности деформации микрообъемов слоев биметалла, оцениваемый для последовательных ступеней растяжения с помощью коэффициента вариации K_ε , мало меняется с ростом деформации (для стали 45 $K_\varepsilon = 0,34; 0,35; 0,35; 0,35$; для стали 12Х18Н10Т $K_\varepsilon = 0,23; 0,25; 0,26; 0,29$ соответственно).

Значения параметров оценки результатов наблюдений α_i основных слоев биметалла на последовательных ступенях растяжения

Материал	Коэффициент корреляции			Коэффициент регрессии			Коэффициент детерминации		
	$r_{1,2}$	$r_{2,3}$	$r_{3,4}$	$b_{1,2}$	$b_{2,3}$	$b_{3,4}$	$r_{1,2}^2$	$r_{2,3}^2$	$r_{3,4}^2$
Сталь 45	0,87	0,83	0,77	0,895	0,830	0,760	0,76	0,69	0,59
Сталь 12X18Н10Т	0,79	0,63	0,39	0,860	0,655	0,435	0,62	0,40	0,15

Зависимость между значениями α_i на k -й ступени растяжения по сравнению с предыдущей $k-1$ ступенью может быть описана уравнением линейной регрессии

$$\alpha_{i,k} = a_0 + b\alpha_{i,k-1}. \quad (1)$$

Для случая идеальной стабильности деформированного состояния значения параметров

уравнения (1) составляют $a_0 = 0$ и $b = 1$, что графически представляется прямой с углом наклона 45° в координатах $\alpha_{i,k} - \alpha_{i,k-1}$ (рис. 2). При известном коэффициенте корреляции r коэффициент регрессии может быть определен по формуле

$$b = rS_{\alpha,k} / S_{\alpha,k-1}. \quad (2)$$

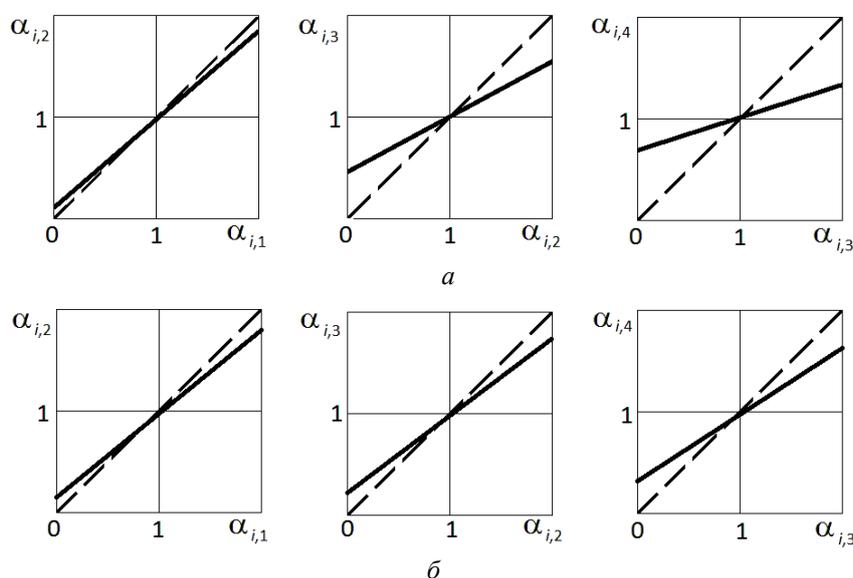


Рис. 2. Изменение коэффициентов регрессии интенсивности деформации микрообъемов стали 12X18Н10Т и стали 45 на последовательных ступенях растяжения (пунктир – случай идеальной стабильности деформированного состояния; сплошная – линия регрессии): а – сталь 12X18Н10Т; б – сталь 45

Расчет по уравнению (2) показал уменьшение значений коэффициентов регрессии b с ростом степени деформации для основных слоев биметаллического образца (см. таблицу). Полученные значения b позволяют построить линии регрессии (рис. 2), изменение угла наклона которых говорит об увеличении отклонения деформированного состояния от «идеально» стабильного с ростом $\bar{\epsilon}$. Доля результатов наблюдений, соответствующих идеальной стабильности деформированного состояния, оцениваемая с помощью коэффициента детерминации $r_{k,k+1}^2$, на последовательных ступенях растяжения составляет, как следует из таблицы,

76; 69 и 59 % для стали 45 и 62; 40 и 15 % для стали 12X18Н10Т, соответственно. Анализ значений $r_{k,k+1}^2$ указывает на наличие неучтенных в принятой модели факторов. Если считать, что при $b < 1$ преобладающим процессом в механизме микронеоднородной деформации является упрочнение по «слабым» микрообъемам, то степень упрочнения слоев биметалла с ростом $\bar{\epsilon}$ можно качественно охарактеризовать параметром $\chi = 1 - r_{k,k+1}^2$. Изменения χ для основных слоев биметалла показаны на рис. 3 сплошными линиями. Для стали 12X18Н10Т интенсивность упрочнения выше, чем для ста-

ли 45. На большую крутизну кривой упрочнения стали 12X18H10T по сравнению со сталью 45 в случае раздельного их деформирования указывают и данные работы [1].

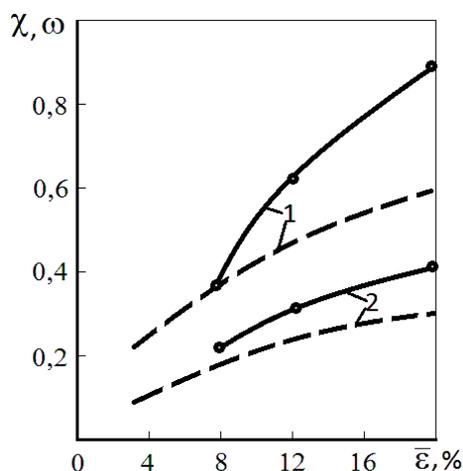


Рис. 3. Зависимость параметров упрочнения χ (сплошная линия) и поврежденности ω (пунктир) от макродеформации $\bar{\epsilon}$: 1 – 12X18H10T, 2 – сталь 45

Снижение силы связи интенсивностей деформации микрообъемов основных слоев биметалла на последовательных ступенях растяжения объясняется частичным перераспределением микродеформаций в процессе ползучести (без смены интенсивности деформации с локально повышенной на локально пониженную и наоборот), ответственным за которое может быть механизм возникновения зародышевых микротрещин [5].

Появление микротрещин при деформировании металла является естественным результатом действия механизма пластической деформации, остальные факторы могут лишь усиливать или ослаблять эффект трещинообразования. При пластической деформации в металле наряду с зернами с благоприятной для передачи скольжения ориентацией встречаются зерна с ограниченными для этих целей возможностями. Для совместной деформации таких «неудобных» соседних зерен без нарушения сплошности металла необходимо, согласно правилу Мизеса, осуществление скольжения одновременно по пяти или более независимым системам [6]. Однако на практике множественное скольжение по Мизесу не всегда осуществимо, поэтому часто невозможна релаксация возникающих вследствие неоднородной пластической деформации микрообъемов локальных напряжений за счет передачи скольжения от заблокированной плоскости в соседнее зерно. Необходимым ус-

ловием для осуществления пластической деформации во втором зерне является образование микротрещины во вторичной плоскости скольжения [5], которая является хорошим стоком скользящим дислокациям и позволяет работать второму источнику дислокаций одновременно с первым, попутно создавая на другом конце линии скольжения новое скопление дислокаций, способное активизировать скольжение в третьем зерне, и т. д. Для зарождения трещин по такому механизму достаточно небольших скоплений дислокаций.

Более интенсивное снижение значения коэффициента корреляции для стали 12X18H10T объясняется ее большей склонностью к трещинообразованию. Это подтверждается данными [4], согласно которым при одинаковых степенях деформации раздельного деформирования компонентов биметалла величина накопленной поврежденности стали 12X18H10T выше, чем стали 45. Сообщения о различной интенсивности накопления повреждений в углеродистых и нержавеющей сталях содержатся также в работах [7, 8]. Наблюдаемое можно объяснить существенной зависимостью характеристик ползучести от кристаллического строения металла: известно, что скорость ползучести металлов с ОЦК-решеткой выше, чем с ГЦК-решеткой [9], в них быстрее происходит перераспределение дислокаций, больше скорость роста центров рекристаллизации, что снижает склонность к трещинообразованию. Экспериментально установлено [10], что критический размер субмикротрещин, не способных к залечиванию, для аустенитной стали 12X18H9T значительно меньше, чем для армко-железа. Отмеченные особенности накопления повреждений сохраняются и при совместной деформации металлов. Трещины и поры в биметалле Ст3+12X18H10T при растяжении первоначально возникают в стали 12X18H10T [11], но образовавшиеся в основных слоях очаги разрушения не получают значительного развития вследствие упрочнения, и появляются новые очаги.

Кривые зависимости величины накопленной поврежденности ω от степени деформации $\bar{\epsilon}$ для основных слоев биметалла сталь 45+12X18H10T, построенные по полученным ранее данным [4], показаны на рис. 3 пунктиром. Одинаковая тенденция изменения показателей ω и χ с ростом деформации подтверждает вывод о параллельном протекании процессов упрочнения «слабых» микрообъемов и разви-

тия разрушения в них. Одним из путей устранения упрочнения и развития микроразрушений и, следовательно, повышения ресурса деформационной способности, является выбор температурно-силовых условий обработки давлением, приводящих к нарушению деформационной стабильности структуры слоев биметалла, что достигается, например, при деформации в интервале температур фазовых превращений стали 45.

Выявлено некоторое снижение устойчивости закрепления деформации микроучастков переходной зоны биметалла сталь 45+12X18H10T по сравнению с основными слоями. Частичный перебор микродоформаций может быть объяснен стеснением деформации из-за возникновения у поверхности раздела слоев плоского напряженного состояния, однако стабильность деформированного состояния переходной зоны остается достаточно высокой ($P_c = 0,83-0,86$). Перебросы микродоформаций в непосредственной близости от поверхности раздела биметалла аналогичного состава наблюдали и в условиях деформирования при комнатной температуре [13].

Различные условия межзеренного проскальзывания микрообъемов переходной зоны биметалла ведут к повышению интенсивности их деформации по сравнению с основными слоями, достигающей в ряде случаев значений $\alpha_i > 2$. Доля микроучастков с медианными значениями деформации составляет для стали 45 после 1-й ступени растяжения 23–25 %, а для 12X18H10T ~ 22 %, что ниже, чем у основных слоев.

Уровень неоднородности деформации микрообъемов переходной зоны уже после 1-й ступени растяжения выше, чем основных слоев [12]. С ростом $\bar{\epsilon}$ отмечается дополнительное повышение значений K_ϵ в переходной зоне, более значительное со стороны стали 12X18H10T, что увеличивает вероятность зарождения микротрещин. Повышенный уровень неоднородности деформации микрообъемов науглероженной зоны стали 12X18H10T обусловлен усилением концентрации деформации в «слабых» микрообъемах из-за охрупчивания границ зерен выделяющимися карбидами. Опасность чрезмерного накопления повреждений в переходной зоне биметалла в связи с ростом K_ϵ отчасти устраняется снижением стабильности накопления деформации по микрообъемам (снижением параметра P_c). Корреляционная связь между

интенсивностями деформации сохраняется и для переходной зоны биметалла.

Изменение уровня неоднородности деформации в переходной зоне с ростом $\bar{\epsilon}$ необходимо рассматривать совместно с данными по изменению в ней микротвердости, косвенно характеризующей прочностные свойства. После патентирования микротвердость со стороны стали 12X18H10T в непосредственной близости от поверхности раздела слоев составляла 3,5 ГПа, а со стороны стали 45–1,75 ГПа [1]. Растяжение при 700 °С приводило к перераспределению углерода в переходной зоне: при деформации $\bar{\epsilon} = 8$ % микротвердость со стороны стали 12X18H10T повышалась до 5,0 ГПа, а со стороны стали 45 снижалась до 1,0 ГПа. Установлена корреляция значений K_ϵ по ширине переходной зоны с величинами микротвердости.

Повышенный по сравнению с основными слоями уровень неоднородности деформации микрообъемов переходной зоны приводит к концентрации упругих микронапряжений, релаксация которых произойдет лишь частично из-за затрудненности сдвига по поверхности раздела или в зернах приграничной зоны в связи с градиентом прочностных свойств слоев, возрастающим в процессе высокотемпературной деформации. Концентрация напряжений в местах выхода полос скольжения на границах зерен может быть достаточной для образования трещин по модели Зинера-Стро [10], их развития и продвижения. Развитие образовавшихся трещин тормозится, с одной стороны, поверхностью раздела между основой и плакирующим слоем, а с другой стороны, – основными слоями, где уровень неоднородности деформации ниже.

Выводы

Механизм деформации микрообъемов основных слоев биметалла сталь 45+12X18H10T при совместном растяжении идентичен механизму деформации при их отдельном растяжении и характеризуется высокой стабильностью деформированного состояния. Деформация микрообъемов сопровождается параллельно развивающимися процессами упрочнения и накопления поврежденности в них. Одним из путей устранения упрочнения и развития микроразрушений является нарушение деформационной стабильности структуры компонентов биметалла в процессе деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Прогнозирование прочностных характеристик биметаллической коррозионностойкой проволоки / Ю. П. Трыков, В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, А. С. Сергиенко // Производство проката. – 2009. – № 9. – С. 29–33.
2. *Даненко, В. Ф.* Влияние волочения на свойства биметаллической проволоки углеродистая сталь–12Х18Н10Т / В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, С. А. Булаева // Сталь. – 2011. – № 5. – С. 53–57.
3. *Кукса, Л. В.* Микродеформации и механические свойства поликристаллических сплавов при статических, динамических и высокотемпературных испытаниях / Л. В. Кукса // Физика металлов и металловедение. – 1997. – Т. 84, № 1. – С. 96–105.
4. *Гохберг, Я. А.* Ползучесть композиционного материала в связи со свойствами его компонентов / Я. А. Гохберг, В. Ф. Даненко // Проблемы прочности. – 1981. – № 6. – С. 64–68.
5. *Мешков, Ю. А.* Связь предела текучести с образованием трещин при пластической деформации стали / Ю. А. Мешков // Физическая природа пластической деформации и разрушения металлов: респ. межв. сборник. – Киев: Наукова думка, 1969. – С. 16–23.
6. *Иденбом, В. Л.* Физическая теория пластичности и прочности / В. Л. Иденбом, А. Н. Орлов // Успехи физических наук. – 1962. – Т. 76, № 3. – С. 557–561.
7. *Авербух, И. И.* Зависимость акустической эмиссии от деформации в различных материалах / И. И. Авербух, В. Е. Вайнберг // Дефектоскопия. – 1973. – № 4. – С. 25–32.
8. *Корчевский, В. В.* Влияние пластической деформации на кристаллическую структуру стали 12Х18Н10Т / В. В. Корчевский, Л. П. Метлицкая // ФММ. – 1984. – Т. 58, вып. 5. – С. 386–390.
9. *Розенберг, В. М.* Ползучесть металлов / В. М. Розенберг. – М.: Металлургия, 1967. – 276 с.
10. *Иванова, В. С.* Разрушение металлов / В. С. Иванова. – М.: Металлургия, 1979. – 167 с.
11. *Криштал, М. А.* Особенности деформации и разрушения слоистых биметаллов / М. А. Криштал, Л. Е. Эпштейн, Я. А. Гохберг [и др.] // Проблемы прочности. – 1984. – № 4. – С. 32–37.
12. *Даненко, В. Ф.* О влиянии переходной зоны на процесс высокотемпературной ползучести биметалла углеродистая сталь+сталь 12Х18Н10Т / В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Г. В. Понкратова // Производство проката. – 2012. – № 11. – С. 23–28.
13. *Гохберг, Я. А.* К вопросу о механизме совместной микронеоднородной деформации разнородных материалов / Я. А. Гохберг, А. В. Гурьев, В. Н. Поляков // Металловедение и прочность материалов: тр. Волгоград. политехн. ин-та. – Волгоград, 1968. – С. 45–55.

В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, И. А. Пономарева, Д. А. Воронков, Е. В. Мирошникова

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ В МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследованы особенности разрушения в магниевом-алюминиевом композите при сварке взрывом, изучен характер и распространение трещин в составляющих композита.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционный материал, разрушение, трещины, микротвердость.

The features of fracture in magnesium-aluminum composite welding explosion, studied the nature and propagation of cracks in the components of the composite.

Keywords: explosion welding, composite material, fracture, crack, microhardness.

Изучение причин и путей предотвращения разрушения магниевых сплавов при сварке взрывом (СВ) является одной из сложных задач. В [1, 2] показано, что в диапазоне параметров СВ скорости точки контакта $V_k = 1700\text{--}3500$ м/с, скорости соударения $V_c = 400\text{--}900$ м/с, высоты заряда взрывчатого вещества $H = 15\text{--}90$ мм в сплавах МА2-1 и МА8 возникали сдвиговые, преимущественно транскристаллитные трещины, зарождающиеся у границы соединения и распространяющиеся под углом 45° вглубь металла, и откольные разрушения.

Откольные разрушения достаточно изучены, они возникают вследствие интерференции меж-

ду падающей волной сжатия и отраженной волной растяжения и предотвращаются при импульсной обработке металлов выбором технологических устройств, исключающих образование опасных растягивающих напряжений [3].

Данная работа является продолжением исследований по изучению разрушения магния, являющегося составляющим компонентом композиционного материала (КМ) МА2-0-АД1, предназначенного, в основном, для использования в качестве переходных элементов сварных конструкций [4–6].

Материалы и методика исследования

Для проведения исследований в качестве исходных материалов магниевом-алюминиевых КМ использовали листы алюминия марки АД1

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 12-08-33017 мол_a_вед и № 13-08-00066_a.

и магниевый сплав МА2-0 в состоянии поставки. СВ алюминия АД1 и магния МА2-0 осуществляли по угловой схеме, обеспечивающей широкий диапазон энергии пластической деформации W_2 .

В качестве объектов исследования выбраны образцы, вырезанные из сваренного взрывом КМ и имеющие трещины в композите околошовной зоны.

Изучение микроструктуры проводилось с помощью оптического микроскопа *Olympus BX-61* с увеличением от 50 до 500. Микротвердость составляющих определяли на приборе ПМТ-3М по методу восстановленного отпечатка вдавливанием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине 136° (ГОСТ 9450-76) под нагрузкой 10–20 г.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 приведена макроструктура полученной сваркой взрывом на завышенных параметрах нагружения КМ МА2-1–АД1 с поверхности магния, в котором наблюдается горизонтальная макротрещина большой протяженности, переходящая в вертикальную.



Рис. 1. Макроструктура сваренного взрывом КМ МА2-0–АД1 с поверхности магния

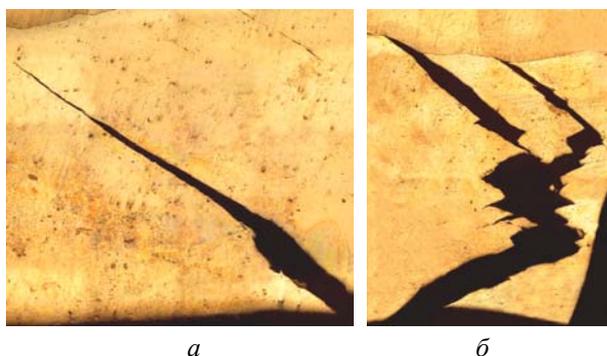


Рис. 2. Вид линейных трещин, образующихся в МА2-0. $\times 100$

На рис. 2 показаны линейные трещины, образующиеся в магнии вследствие сдвиговых деформаций и связанные с траекториями мак-

симальных касательных напряжений. Некоторые из них распространяются от края слоя МА2-0 (рис. 2, а), но не доходят до зоны соединения с алюминием, длина трещины составляет 4962 мкм, другие (рис. 2, б) выходят от границы сварного соединения и, затем, сливаясь в одну, распространяются до края образца. Микромеханические испытания выявили прирост твердости вдоль трещин: средняя твердость по слою – 130 МПа, твердость вдоль трещин – 240 МПа.

На рис. 3 представлена микроструктура околошовной зоны (ОШЗ) КМ, на которой выявляются микротрещины разветвленной древовидной формы в МА2-0 средней протяженностью 470×390 мкм, находящиеся на расстоянии 600 мкм друг от друга.

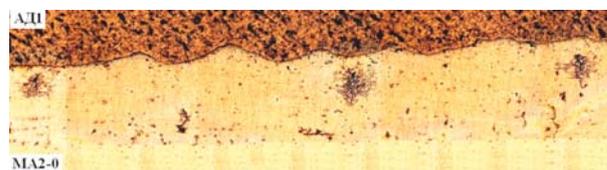


Рис. 3. Микроструктура ОШЗ КМ МА2-0–АД1. $\times 50$

На рис. 4 показана микроструктура с разветвленной в МА2-0 трещиной при увеличении 200.

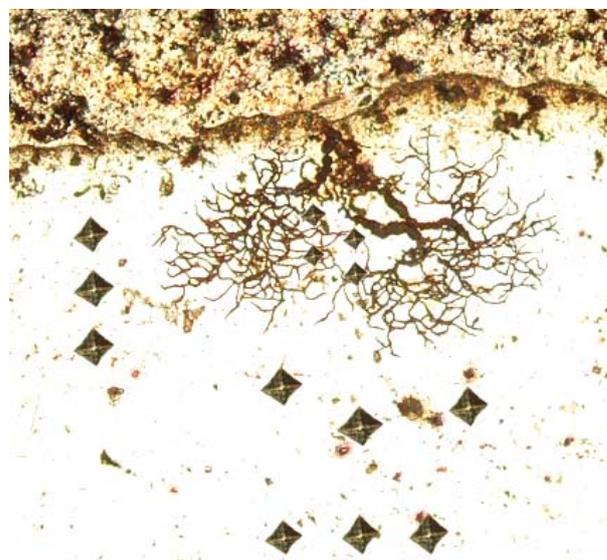


Рис. 4. Вид разветвленной древовидной трещины в МА2-0 с нанесенными отпечатками от алмазного индентора при измерении твердости. $\times 200$

Испытания микротвердости показали, что в местах, не подвергшихся разрушению, значения твердости в слое магния – 190 МПа. Твердость же внутри разветвленной трещины в не-

сколько раз выше и составляет 480 МПа. Вероятно, такой вид трещин можно устранить, используя термообработку под давлением.

Выводы

1. Установлено, что при сварке взрывом магниевых-алюминиевых КМ в магнии могут образовываться трещины различной конфигурации: кроме обычных сдвиговых, преимущественно транскристаллитных трещин, зарождающихся у границы соединения и распространяющихся под углом 45° вглубь металла, имеют место разветвленные древовидные трещины.

2. Микромеханические испытания показали увеличение твердости около линейных трещин – на 100 МПа и более чем в два раза – до 480 МПа – внутри разветвленных трещин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Ерохин, А. В.* Свойства сварных соединений магниевого сплава МА2-1 с алюминием АД1 и сплавом АМг5М / А. В. Ерохин [и др.] // *Технология машиностроения: труды ВПИ.* – Волгоград, 1970. – С. 113–117.
2. *Седых, В. С.* Влияние структурной и механической неоднородности магниевых сплавов на свойства соединений, свариваемых взрывом / В. С. Седых, Ю. П. Трыков, А. В. Ерохин // *Технология машиностроения: труды ВПИ / ВолгПИ.* – Волгоград, 1971. – С. 27–32.
3. *Трыков, Ю. П.* Диффузия в слоистых композитах: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2006. – 403 с.
4. *Трыков, Ю. П.* Технология сварки взрывом магниевых-алюминиевых композиционных соединений / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, В. Д. Рогозин, Ю. Г. Долгий // *Сварочное производство.* – 2003. – № 3. – С. 38–41.
5. *Трыков, Ю. П.* Композиционные переходники: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – 328 с.
6. *Трыков, Ю. П.* Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич. – М.: Металлургиздат, 2004. – 230 с.

ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762

В. Д. Rogozin, А. Ф. Трудов, С. П. Писарев

УДАРНОЕ ПРЕССОВАНИЕ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:mv@vstu.ru

В работе приведены результаты измерения электрофизических свойств пьезоэлементов, спрессованных взрывом из порошков системы ЦТС, и их сопоставление с известными результатами.

Ключевые слова: ударное сжатие, пьезокерамика, электрофизические свойства.

Electrical properties of shock compacted PZT powder piezoelements were evaluated, and a comparative analysis with available results is presented.

Keywords: shock compaction, piezoceramics, electrical properties.

Известно, что ударное сжатие порошковых материалов приводит к уплотнению и сопровождается целым рядом физико-химических процессов [1, 2], таких как плавление, химические реакции, фазовые превращения в обрабатываемом материале. Эти особенности оказывают влияние на кинетику последующих технологических процессов, например, при синтезе химических соединений или спекании, и существенно влияют на формирование конечных свойств получаемых материалов, в частности, таких как пьезокерамика [3, 4]. В связи с этим целью настоящей работы явилось изучение влияния ударного прессования пьезокерамических порошков на конечные свойства материала в пьезоэлектрических изделиях.

Для исследования были выбраны пьезокерамические порошки составов ЦТС-19, ЦТС-83Г и ТВ-2. Взрывное прессование осуществлялось с использованием схемы обжатия цилиндрической ампулы с плоскими вкладышами [5]. По расчетной оценке, давление прессования порошков составляло 1,7–2,1 ГПа. Получаемые прессовки имели вид плоских пластин с размерами около 60×40×4 мм, плотность материала указана в табл. 1.

Таблица 1

Плотность заготовок после взрывного прессования

Материал	ЦТС-19	ЦТС-83Г	ТВ-2
Плотность, кг/м ³	6500±100	6000±100	6150±100

После прессования заготовки разрезались на образцы размерами 15×15×3 мм, которые подвергались спеканию. Значения плотности образцов после спекания приведены в табл. 2.

Таблица 2

Плотность образцов после спекания

Материал	Температура спекания, °С	Плотность, кг/м ³
ЦТС-19	1240	7550
	1200	7680
	1150	7590
	1100	7670
	1050	7320
ЦТС-83Г	1100	7590
	1080	7670
	1050	7620
	1000	7600
ТВ-2	1150	7580
	1120	7650
	1100	7650
	1050	7430

Полученные результаты показывают, что благодаря высокой плотности прессовок и активации порошка в процессе ударного сжатия при последующем спекании высокая плотность материала достигается даже при значительном понижении температуры спекания. Более того, максимальная плотность достигается именно при пониженных температурах спекания, что согласуется с отмеченной в [3, 6] более интен-

сивной релаксацией остаточных напряжений и большей скоростью процесса спекания материала после взрывного прессования.

После спекания из полученных образцов

изготавливались пьезоэлементы $\varnothing 12 \times 1$ мм, осуществлялась поляризация и измерение электрофизических характеристик, основные из которых приведены в табл. 3.

Таблица 3

Электрофизические характеристики спрессованной взрывом пьезокерамики

№ обр.	$\text{tg}\beta$	d_{33}	ϵ	$\text{tg}\beta^*$	d_{33}^*	ϵ^*	Примечание
–	–	пКл/Н	–	–	пКл/Н	–	–
ЦТС–19							
1	0,017	283	1957	0,016	336	2049	* – повторная поляризация при $E=4,5$ кВ/мм $K_p=0,53-0,54$
2	0,017	274	1948	0,016	297	1970	
3	0,017	264	1941	0,017	–	1870	
4	0,017	274	1962	–	–	–	
5	0,017	277	1948	0,016	330	1991	
6	0,017	270	1895	0,016	–	1990	
7	0,018	290	2008	0,017	346	2030	
8	0,018	296	1944	0,016	323	1955	
9	0,017	293	2005	–	–	–	
10	0,017	277	1962	0,016	323	2057	
ЦТС–83Г							
1	0,015	184	1268	–	224	–	* – повторная поляризация при $E=4,7$ кВ/мм $K_p=0,38-0,41$
2	0,015	178	1265	0,014	224	1299	
3	0,015	172	1353	0,014	212	1422	
4	0,015	168	1247	0,014	–	1266	
5	0,017	174	1267	0,014	238	1316	
6	0,016	194	1274	0,016	238	1367	
7	0,017	201	1309	0,015	264	1341	
8	0,016	201	1282	0,016	250	1292	
9	0,015	178	1211	0,014	231	1258	
10	0,016	191	1321	0,016	237	1346	
ТВ–2							
1	0,012	14,2	157	–	–	–	* – повторная поляризация при $E=6$ кВ/мм
2	0,012	14,2	156	0,011	14,5	155	
3	0,011	14,8	154	0,011	14,2	155	
4	0,012	14,2	154	0,012	14,5	154	
5	0,012	14,8	154	–	–	–	
6	0,012	14,5	157	0,012	13,8	157	
7	0,012	14,2	156	0,011	14,5	156	
8	0,012	14,8	159	0,012	14,2	159	

Обозначения: $\text{tg}\beta$ – диэлектрические потери; d_{33} – пьезомодуль; ϵ – относительная диэлектрическая проницаемость; E – напряженность электрического поля при поляризации; K_p – коэффициент электромеханической связи.

Из приведенных данных видно, что взрывное прессование обеспечивает высокую воспроизводимость электрофизических характеристик пьезоэлементов. Кроме того, оказывается возможным значительное повышение напряженности электрического поля при поляризации, то есть возрастает электрическая прочность пьезоэлементов, пьезомодуль при этом несколько повышается, а диэлектрическая проницаемость остается прежней.

Сопоставление полученных результатов с результатами работ [3, 6] свидетельствует о том, что прессование пьезокерамики с использованием энергии взрыва приводит к активации процессов при спекании, получению более высокой плотности, некоторому повышению электрофизических характеристик и обеспечивает высокую воспроизводимость получаемых свойств пьезокерамических материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Pruemmer, R. A.* Explosive Compaction of Powders and Composites / R. A. Pruemmer, T. Balacrishna Bhat, K. Siva Kumar, K. Hokamoto // Science publishers, Post Office Box 699, Enfield, New Hampshire 03748, USA. – 2006. – 194 p.
2. *Атрощенко, Э. С.* Разработка научных основ формирования структуры и свойств композиционных материалов с улучшенными свойствами, полученных взрывным прессованием // Э. С. Атрощенко, А. Е. Розен, Н. В. Голованова // Материаловедение. – 1998. – С. 26–30.
3. *Атрощенко, Э. С.* О свойствах пьезокерамики, полученной взрывным прессованием / Э. С. Атрощенко, Е. И. Жарин, И. Д. Евтушенко // Физика и химия обработки материалов. – 1982. – № 5. – С. 53–57.
4. *Рогозин, В. Д.* Синтез спрессованной взрывом шихты пьезокерамики ЦТС / В. Д. Рогозин, А. Ф. Трудов // Материаловедение. – 2000. – № 6. – С. 48–50.
5. А. с. 597153 (СССР). Способ изготовления плоских изделий прессованием порошков / Б. Г. Адаменко, В. М. Волчков, А. Ф. Трудов ; Волгоградский политехнический институт. – № 2413102/22-02 ; заявл. 18.10.1976.
6. *Рогозин, В. Д.* Ударное прессование и спекание пьезокерамики ЦТС-19 / В. Д. Рогозин, С. П. Писарев, В. Ф. Казак // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 2. – С. 70–73.

С. П. Писарев, В. Д. Rogozin, В. Н. Арисова, А. В. Шевцов

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ИЗ БОРИДА ВОЛЬФРАМА И НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ПРЕССОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:mv@vstu.ru

Исследовано влияние термической обработки на тонкую структуру, электрическое сопротивление и термоэлектрические свойства прессовок из смеси порошков борида вольфрама и никеля, полученных высокоскоростным прессованием без спекания. Установлено, что термическая обработка приводит к существенным изменениям их тонкой структуры и электрических свойств.

Ключевые слова: высокоскоростное прессование, борид вольфрама, никель, термическая обработка, тонкая структура, электрическое сопротивление, термоэлектрические свойства.

The effect of heat treatment on the fine structure, electrical resistivity and thermoelectric properties of compacts from tungsten boride and nickel powder mixture obtained by high-speed compaction without sintering was investigated. It is shown that thermal treatment leads to changes in their fine structure and electrical properties.

Keywords: high-speed compaction, tungsten boride, nickel, heat treatment, the fine structure, electrical resistivity, thermoelectric properties.

Металлокерамические материалы из порошков боридов, карбидов и других тугоплавких соединений с никелевой фазой, выполняющей функции металлического цемента, отличаются высокой жаростойкостью, износостойкостью, твердостью и прочностью. Для их получения наряду с традиционными методами порошковой металлургии используют методы высокоскоростного прессования, например как в [1–5], позволяющие в ряде случаев получать материалы и изделия с ранее неизвестными служебными свойствами, однако в настоящее время пока еще мало изучены изменения в тонкой структуре частиц борида вольфрама и никеля при их совместном высокоскоростном деформировании, а также изменения электрических свойств прессовок при последующих термических воздействиях. В связи с этим в данной работе рассматриваются результаты исследований влияния давления высокоскоростного прессования и последующей термической обработки (ТО) на тонкую структуру и элект-

рические свойства прессовок из смеси этих порошков.

Исходными материалами при проведении исследований были порошки борида вольфрама (W_2B_5) и никеля (Ni) в состоянии поставки, без применения пластификаторов или других добавок. Порошок W_2B_5 имел средний размер частиц 5–10 мкм, микротвердость 25–26 ГПа; порошок Ni марки ПНЭ – 30–50 мкм микротвердость 1,30–1,50 ГПа. Композицию W_2B_5+Ni с содержанием 25 % вес W_2B_5 получали длительным перемешиванием порошков до однородного состояния. Ее плотность перед прессованием – 3450 кг/м³, плотность компактного материала, рассчитанная по правилу аддитивности – 9800 кг/м³, относительная плотность – 0,35 кг/м³.

Для высокоскоростного прессования использовали пороховую баллистическую установку с внутренним диаметром ствола 50 мм. Ударники в виде цилиндров массой 0,3 кг изготавливали из свинца. Их скорость ($V_{уд}$) в проводимых опытах была в пределах 500–600 м/с

и контролировалась с помощью электроконтактной методики. При разработке схемы высокоскоростного прессования за основу принята схема по патенту [3]. Прессуемые порошки располагали в многослойных составных контейнерах внутри стальных оболочек. Исходная толщина порошковых слоев 7–8 мм, после высокоскоростного прессования толщина прессовок составляла около 4 мм, диаметр – 30 мм. Давление прессования (P), рассчитанное по методике [4], было в пределах 5,5–7,8 ГПа.

ТО прессовок проводили в герметичной стальной ампуле в электрической печи при температуре 500 °С в течение 1 ч, с последующим охлаждением с печью.

Тонкую структуру образцов до и после ТО изучали на дифрактометре «Дрон-3» в К α -излучении медного анода с Ni-фильтром. Для качественного фазового анализа съемку выполняли в интервале углов 2θ от 20 до 100 град при скорости движения счетчика 1/8 град/мин с отметкой углов через 0,1 град. Для определения характеристик тонкой структуры прессовок производили запись отражений от плоскостей (100) и (200) у W_2B_5 , а у Ni от плоскостей (111) и (222). По методу аппроксимации [6] проведен расчет физических уширений (β) рентгеновских линий с целью оценки наличия микронапряжений (σ_{II}) и размера (D) областей когерентного рассеяния (ОКР) кристаллитов. Результаты расчетов приведены в табл. 1–2.

Температурные зависимости электросопротивления прессовок получали по методике, описанной в работе [5]. Предельная температура нагрева образцов составляла 250 °С. Измерение электрического сопротивления проводили по ме-

тоду амперметра-вольтметра. Для этого использовали стабилизированный источник постоянного тока Б5-50 и милливольтметр В7-40. При проведении экспериментов сначала определяли сопротивление образцов при комнатной температуре R_0 и в нагретом состоянии R_t , а затем определяли величину $\Delta R = R_t - R_0$, после чего строили зависимости $\Delta R/R_0$ от температуры.

При контроле термоэлектрических свойств материалов измеряли милливольтметром В7-40 термоэлектродвижущую силу (термоЭДС) в контуре, состоящем из исследуемого изделия и эталонного электрода, как в [5]. В процессе контроля нагретый до 30–250 °С эталонный никелевый электрод периодически приводили в контакт (на 2–3 с) с исследуемым образцом, находящимся при комнатной температуре, и измеряли возникающую при этом термоЭДС. Контроль температуры эталонного электрода осуществляли хромель-копелевой термопарой и милливольтметром В7-35.

При анализе рентгеновских линий прессовок как до, так и после ТО были идентифицированы только фазы W_2B_5 и Ni, следовательно, ударно-волновое сжатие и последующая ТО не приводят к каким-либо изменениям фазового состава прессуемого материала. Исследования показали, (см. табл. 1), что у материала, полученного при $P=5,5$ ГПа, ТО привела к весьма заметному уменьшению ОКР в частицах W_2B_5 с 93 до 48 нм (в 1,9 раза), при этом микронапряжения σ_{II} увеличились с 55 до 73 МПа (на 33 %). В частицах Ni при таком же давлении при ТО произошло увеличение ОКР с 71 до 87 нм (на 23 %), а σ_{II} снизились с 37 до 25 МПа (на 32 %) (см. табл. 2).

Таблица 1

Характеристики тонкой структуры W_2B_5 в смесевых прессовках

Режимы прессования		β_{100} , мрад		β_{200} , мрад		D , нм		σ_{II} , МПа	
$V_{уд}$, м/с	P , ГПа	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО
500	5,5	2,6	4,38	4,14	6,58	93	48	55	73,4
550	7,0	2,44	2,47	7,48	2,7	62	61	198	72
600	7,8	0,9	3,18	6,5	6,21	166	52	174	129

Таблица 2

Характеристики тонкой структуры Ni в смесевых прессовках

Режимы прессования		β_{100} , мрад		β_{200} , мрад		D , нм		σ_{II} , МПа	
$V_{уд}$, м/с	P , ГПа	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО
500	5,5	2,2	1,79	8,7	5,94	71	87,4	37	25
550	7,0	2,3	1,75	10,2	6,36	67,5	89,2	43	27
600	7,8	1,8	2,82	6,4	4,21	84,7	76,8	27	74

При $P=7$ ГПа в частицах $W_2 B_5$ после ТО заметных изменений ОКР не обнаружено, зато σ_{II} заметно снизились с 198 до 72 МПа (в 2,7 раза), при этом в Ni после ТО ОКР увеличились с 67 до 89 нм (на 32 %), а σ_{II} снизились с 66 до 44 МПа (в 1,6 раза). При $P=7,8$ ГПа в частицах $W_2 B_5$ после ТО ОКР заметно снизились с 166 до 52 нм (в 3,2 раза), σ_{II} также снизились с 174 до 129 МПа (в 1,3 раза), при этом в Ni после ТО ОКР остались почти без изменения, а σ_{II} увеличились с 27 до 74 МПа (в 2,7 раза).

Полученные результаты показывают, что при ТО в обоих компонентах спрессованного порошкового композита (ПКМ) происходят весьма заметные изменения в тонкой структуре, способные повлиять на его электрические свойства. Действительно, как показал анализ температурных зависимостей электрического сопротивления ПКМ до и после ТО (рис. 1), до температуры нагрева 100°C кривые, полученные для рассматриваемого диапазона давлений прессования, мало отличаются друг от друга, а затем, с ростом температуры, у ПКМ, полученного при $P=5,5$ ГПа, наблюдается непрерывное понижение электросопротивления, вплоть до предельной температуры нагрева 250°C (кривая 1).

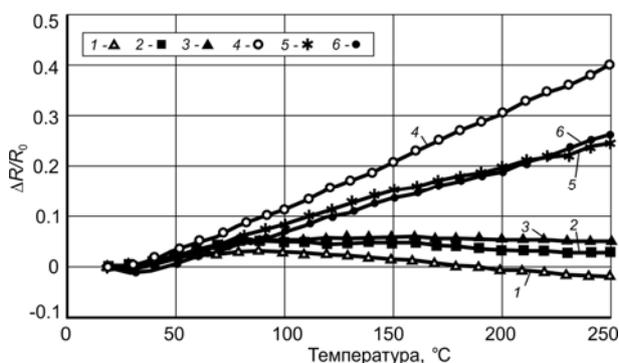


Рис. 1. Температурные зависимости электрического сопротивления у прессовок до ТО (кривые 1–3) и после ТО (кривые 4–6):

1, 4 – $P=5,5$ ГПа; 2, 5 – $P=7$ ГПа; 3, 6 – $P=7,8$ ГПа

При $P=7$ ГПа выше 100°C у ПКМ также наблюдается снижение электросопротивления, но менее интенсивно, чем при $P=5,5$ ГПа (кривая 2). У ПКМ, полученного при максимальном давлении прессования 7,8 ГПа, свыше 100°C электросопротивление практически не изменяется (кривая 3), а после ТО у всех исследуемых материалов наблюдается непрерывный его рост, при этом наиболее заметные изменения произошли при $P=5,5$ ГПа (кривая 4). При $P=7$

и 7,8 ГПа зависимости электрического сопротивления от температуры практически совпадают (кривые 5, 6).

Таким образом, релаксационные процессы, происходящие в частицах ПКМ при ТО, значительно повлияли на их электрическое сопротивление, привели к его увеличению.

Исследование температурных зависимостей термоЭДС исследуемых ПКМ до и после ТО (рис. 2) показали, что давление прессования практически не оказывает влияния на ход кривых 1–3 (они почти совпадают). После ТО кривые 4–6, полученные для таких же давлений прессования, также почти совпадают, но проходят значительно ниже кривых 1–3, что свидетельствует о взаимосвязи изменений в тонкой структуре компонентов ПКМ при ТО с изменениями их термоэлектрических свойств.

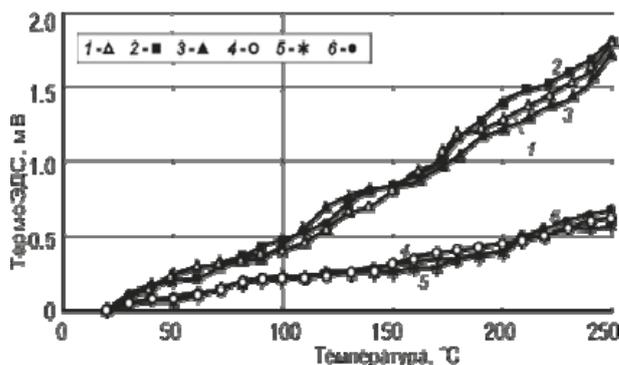


Рис. 2. Зависимости термоЭДС (E) прессовок от температуры до ТО (кривые 1–3) и после ТО (кривые 4–6):

1, 4 – $P=5,5$ ГПа; 2, 5 – $P=7$ ГПа; 3, 6 – $P=7,8$ ГПа

Аналогичная трансформация электрических свойств обнаружена авторами в работе [5] при исследованиях электрических свойств и тонкой структуры ПКМ из 25 % TiC и 75 % Ni. Там также обнаружен эффект увеличения электрического сопротивления с ростом температуры после ТО при 500°C , особенно у ПКМ, полученного при максимальном $P=10$ ГПа, а также снижение термоЭДС прессовок после ТО.

Выводы

1. Установлена возможность существенной модификации электрических свойств ПКМ из борида вольфрама и никеля за счет ударноволнового воздействия и последующей термической обработки.

2. Обнаруженные изменения электрических свойств ПКМ при высокоскоростном прессовании в сочетании с последующей термической обработкой могут быть использованы при получении материалов для электротехнических устройств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Писарев, С. П.* Электрические свойства прессовок из ZrC и Co, полученных высокоскоростным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 4). – С. 74–77.
2. *Писарев, С. П.* Электрическое сопротивление и тонкая структура порошковых прессовок из TiC и Ni, полученных высокоскоростным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, П. В. Шевченко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 5). – С. 40–43.
3. Пат. РФ № 2318632, МПК В22F 3/08, В23К 20/08. Способ получения изделий из порошков / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич ; заявитель и патентообладатель ВолгГТУ. – Опубл. 10.03. 08, Бюл. № 7.
4. *Рогозин, В. Д.* Взрывная обработка порошковых материалов: монография / В. Д. Рогозин // ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.
5. *Писарев, С. П.* Влияние термической обработки на тонкую структуру и электрические свойства порошковых прессовок из карбида титана и никеля, полученных высокоскоростным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 9 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 9). – С. 73–76.
6. *Горелик, С. С.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М.: МИСИС, 1994. – 328 с.

И. Л. Гоник, О. П. Бондарева, Н. А. Новицкий, В. А. Соловьев

**ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СВЯЗУЮЩЕГО
НА ОСНОВЕ SiO_2 НА ПРОЦЕССЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА
В ОКСИДОУГЛЕРОДНОМ БРИКЕТЕ**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gonik@vstu.ru

Разработана технология получения оксидоуглеродных брикетов (ОУБ) из металлургических отходов с использованием многокомпонентного связующего вещества на силикатной основе, способствующего максимальному взаимодействию компонентов в брикете и науглероживанию восстановленного железа. Исследования макроструктуры брикетов показали, что при их нагреве до температуры 1200 °С происходит формирование стеклообразного каркаса способствующего увеличению степени металлизации.

Ключевые слова: брикет, металлургические отходы, окалина, силикатное связующее, железо, стеклообразный каркас.

The technology of oxide coal briquettes from metallurgical wastes using multicomponent silicate binder. The binder helps to maximize the interaction of components in briquette and carburization of reduced iron. Researches of briquette's macrostructure showed that when heated to 1200°C degrees, the glassy frame formation helps to increase the degree of metallization.

Keywords: briquette, metal waste, scale, silica binder, iron, glass frame.

Среди наиболее применяемых способов брикетирования в современном шихтовом производстве наиболее распространен способ изготовления брикетов с применением в качестве связующего портландцемента. Такой брикетированный шихтовой материал используется рядом металлургических предприятий России и стран СНГ [1], однако данные брикеты обладают сравнительно низкой степенью восстановления. Портландцемент используется только в качестве связующего, предотвращающего разрушение брикета при транспортировке и завалке материала в металлургический агрегат. Кроме этого, брикетирование с использованием цементной связки может привести к увеличению количества шлака, что не всегда благоприятно для ведения плавки, например, в электрометаллургическом агрегате.

Большой интерес представляют брикеты, изготовленные с применением активных связующих компонентов, позволяющих реализовать процессы восстановления внутри брикета до его расплавления.

Сотрудниками кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ был разработан брикетированный шихтовой материал – оксидоуглеродный брикет (ОУБ), в котором в качестве активного связующего используется многокомпонентная смесь оксидов $\text{SiO}_2\text{--B}_2\text{O}_3\text{--CaO--K}_2\text{O}$. На этапе формования брикетов в смесь вводят водный раствор жидкого стекла, который играет роль первичной связки, придающей брикетам после сушки прочность, достаточную для их хранения и транспортировки [2]. Вторичная связка – система оксидов на силикатной основе $\text{SiO}_2\text{--B}_2\text{O}_3\text{--CaO--K}_2\text{O}$, которая является актив-

ным связующим, сохраняющим прочность и герметичность брикета при температурах 700–1250 °С. Многокомпонентное связующее вещество, кроме обеспечения требуемой технологической прочности брикета, также способствует максимальному взаимодействию железосодержащего компонента и восстановителя при нагреве и науглероживанию восстановленного железа внутри брикета. При этом развитая реакционная поверхность внутри брикета обеспечивает высокую скорость протекания данных процессов [3].

Были проведены исследования по изучению процессов, протекающих в ОУБ при нагреве до 1200 °С. В исследовании использовали брикеты, состоящие из прокатной окалины (75 %), электродного боя (20 %), а также смеси оксидов многокомпонентного связующего ($\text{SiO}_2\text{--B}_2\text{O}_3\text{--CaO--K}_2\text{O}$) (5 %) и жидкого стекла (5 % сверх массы).

Смесь для брикетирования приготавливалась следующим образом: прокатная окалина измельчалась до фракции 0,1–0,5 мм. Аналогично был подготовлен электродный бой, измельченный до фракции 0,1–0,3 мм. Из полученных компонентов были приготовлены навески для изготовления серии образцов брикетов, которые смешивались в определенной последовательности – многокомпонентное связующее добавляли к измельченному электродному бою, жидкое стекло добавляли в прокатную окалину для наиболее эффективного ее смачивания. Обе части

смешивались, после чего полученный состав был готов для прессования. Для получения надежных результатов эксперимента составы образцов приготавливались отдельно. Полученные образцы сушили в сушильном шкафу при температуре 200 °С в течение 1,5 ч.

На рис. 1 представлены внешний вид брикета после сушки и его макроструктура.

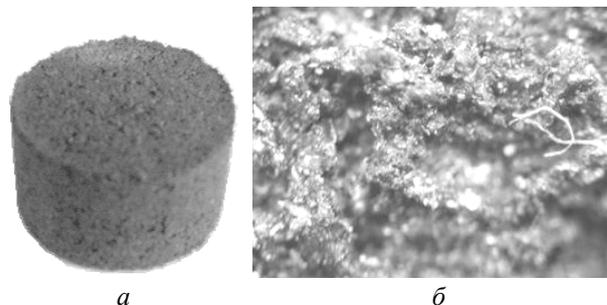


Рис. 1. ОУБ после сушки при температуре 200 °С, время выдержки 1,5 ч:
а – внешний вид; б – макроструктура. $\times 200$

После сушки все образцы подвергались обжигу в муфельной печи в диапазоне температур от 800 до 1200 °С. Режимы сушки и обжига серий образцов представлены в табл. 1.

Изучение серий образцов № 1–3 после обжига при температурах от 800 до 1000 °С показало наличие пористой поверхности, которая образовалась, по нашему мнению, в результате интенсивного газовыделения в процессе газификации углерода с образованием диоксида CO_2 .

Таблица 1

Режимы сушки и обжига образцов ОУБ

№ серии образца	Масса образцов после сушки (200°С), г	Температура сушки, °С	Время сушки, ч	Давление прессования, МПа	Температура обжига образцов, °С	Время обжига, ч
1	22,16	200	1,5	20	800	4
2	23,46				1000	
3	21,08				1000	
4	22,20				1200	
5	21,51				1200	

Изучение серий образцов № 4, 5 прошедших высокотемпературный обжиг, показало, что в условиях нагрева до температур свыше 1000 °С происходит герметизация брикета, вследствие которой появляется газонепроницаемая стеклокристаллическая оболочка.

После обжига пяти серий образцов было выявлено, что при увеличении температуры обжига в исследуемом температурном интерва-

ле от 800 до 1200 °С степень влияния связующего вещества на процессы восстановления железа в ОУБ возрастает, что подтверждается изменением макроструктуры исследуемых брикетов, а также исследованием их химического состава после обжига.

Внешний вид образца серии № 5 и его макроструктура после обжига представлены на рис. 2.

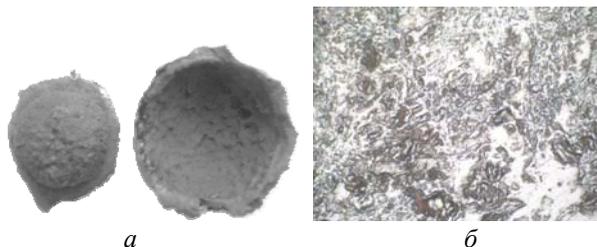


Рис. 2. ОУБ после обжига при температуре 1200 °С, время выдержки 4 ч:
а – внешний вид оболочки и сердцевины образца № 5; *б* – макро-структура ОУБ с явно выраженными частицами железа, окруженными стекловидным связующим, ×200

После металлизующего обжига были проведены исследования химического состава серий образцов № 3–5. Химический состав определялся с помощью портативного оптико-эмиссионного анализатора *PMI-MASTER PRO*.

Таблица 2

Химический состав металлизированных образцов ОУБ

№ серии образца	Место отбора проб	Химический состав, %		
		Fe	C	Si
3	периферия	39,36	1,70	4,50
3	центр	25,29	1,90	4,50
4	периферия	60,60	1,30	4,50
4	центр	38,80	1,60	4,50
5	периферия	79,40	0,36	3,14
5	центр	44,30	1,80	4,50

Результаты проведенного химического анализа представлены в табл. 2.

З а к л ю ч е н и е

С повышением температуры обжига исследуемых брикетов в рассмотренном интервале температур при постоянном времени выдержки степень металлизации увеличивается.

Исследования химического состава ОУБ показали, что в реализованных экспериментальных условиях обжига восстановление железа более интенсивно происходит во внешней зоне, что, на наш взгляд, связано с условиями формирования стеклообразного каркаса от периферии к центру по мере нагрева брикета до рассматриваемого температурного интервала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Брикет металлургический: История брикетирования, предлагаемый способ и поведение железортоуглеродосодержащих брикетов в металлургических агрегатах. [Электронный ресурс]. – 2013. – Режим доступа : http://briket.ru/briket_his.shtml
2. *Котенев, В. И.* Брикетты из мелкодисперсных отходов металлургического и коксохимического производств экономически выгодная замена традиционной шихты металлургических переделов / В. И. Котенев // Металлург. – 2002. – № 10. – С. 19–22.
3. *Гоник, И. Л.* Особенности применения брикетизируемых железосодержащих отходов / И. Л. Гоник, В. П. Лемякин, Н. А. Новицкий // Металлург. – 2011. – № 6. – С. 36–38.
4. *Гоник, И. Л.* Исследование термодинамики металлизации оксидоуглеродного брикета в условиях технологического обжига / И. Л. Гоник, Н. А. Новицкий, А. Г. Тюпина // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 12. – С. 16–18.

Н. А. Кидалов, В. А. Закутаев, Д. П. Азаров

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЛЬТРОПРЕССОВОГО ОСАДКА РАСТИТЕЛЬНОГО ГОРЧИЧНОГО МАСЛА В КАЧЕСТВЕ ПРОТИВОПРИГАРНОЙ ДОБАВКИ В ФОРМОВОЧНОЙ СМЕСИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Проведено исследование физико-механических и противопригарных свойств формовочных смесей с использованием углеродосодержащих добавок: фильтропрессового осадка горчичного масла, кубовых остатков от дистилляции синтетических жирных кислот, мазута. Усовершенствована методика измерения удельной работы отделения пригара от поверхности отливки, которая позволила установить, что фильтропрессовый осадок горчичного масла может служить заменителем известных противопригарных добавок.

Ключевые слова: пригар, чугун, металл, углерод, противопригарная добавка, формовочная смесь, литье.

In this article it was published about physical properties of anti-penetration supplements: filtering sediment of mustard and camelina oils, still bottoms and fuel oil. Was introduced an improved technique of measuring energy, needed to separate the burnt from casting surface. Was shown, that filtering sediment of mustard oil, could be used as alternative to known anti-penetration supplements.

Keywords: burnt, cast iron, metal, carbon, anti-penetration supplement, molding sand, casting.

На сегодняшний день в России высока доля отливок из чугуна, получаемых в разовые песчано-глинистые формы. Одной из технологиче-

ских проблем, возникающих при производстве бездефектных отливок, является возникновение пригара на поверхностях литых деталей. Суще-

ствуют различные причины, влияющие на появление и величину образования пригара на чугунных отливках.

При чугунном литье для уменьшения пригара в состав формовочной смеси вводят различные противопригарные добавки, которые разделяются на минеральные и органические; первые снижают величину механического пригара за счет уменьшения межзернового расстояния и диаметра капилляров в составах формовочных смесей. Наибольшее распространение получило применение таких материалов, как пылевидный кварц с размерами зерен менее 0,05 мм и известковых материалов (гашеной извести) [1]. Однако применение минеральных добавок в составах песчано-глинистых формовочных смесей приводит к снижению их газопроницаемости, увеличению содержания балласта в оборотной смеси и, как следствие, к дефектам отливок.

Наиболее технологичными способами снижения величины образования пригара на чугунных отливках является применение в составе песчано-глинистых смесей углеродосодержащих противопригарных добавок. В процессе пиролиза данные добавки выделяют блестящий углерод, способствующий уменьшению пригара и улучшению качества поверхности.

В качестве сухих углеродосодержащих добавок применяют каменноугольную пыль, древесные опилки, графит [1]. Применение данных добавок в большинстве случаев менее эффективно по сравнению с жидкими, так как они обладают меньшим выходом блестящего углерода и могут приводить к значительному снижению газопроницаемости смеси, трудности равномерного распределения добавки в составе смеси, ухудшению санитарно-гигиенических условий труда в цехе.

Для сравнения противопригарных свойств углеродосодержащих добавок были выбраны два наиболее распространенных материала: мазут и кубовые остатки от дистилляции синтетических жирных кислот (КО) и предлагаемый материал: фильтропрессовый осадок горчичного масла (ФПОГ)[2].

ФПОГ представляет собой вязкую мазеобразную субстанцию, получаемую путем фильтрации горчичного масла, ФПОГ содержит до 50 % горчичного масла и до 50 % мелкодисперсного горчичного жмыха-порошка. В ФПОГ содержится до 0,5 % эфирного горчичного масла и до 3 % лецитина, а также высокомолекулярные жирные кислоты [3].

Данный углеродосодержащий отход производства растительного горчичного масла интересен с точки зрения использования в качестве противопригарной добавки в формовочной смеси для чугунного литья. Для обоснования возможности применения ФПОГ в составе формовочной смеси был проведен элементный анализ по содержанию углерода и водорода в сравнении с известными добавками (табл. 1).

Таблица 1

Элементный анализ исследуемых противопригарных добавок

Тип применяемой добавки	Содержание элемента, мас %	
	Углерод (С)	Водород (Н)
Мазут	86,70	5,49
КО	87,75	6,32
ФПОГ	69,04	6,66

Как видно из табл. 1, содержание углерода и водорода в ФПОГ находится на достаточно высоком уровне 69,04 и 6,66 мас. % соответственно. На основании этого можно предположить, что применение данной добавки в составе формовочной смеси будет придавать ей хорошие противопригарные свойства за счет создания восстановительной атмосферы при контакте с жидким металлом.

Для определения влияния добавок на противопригарные свойства смесей была использована количественная методика оценки величины сцепления пригарного слоя с поверхностью материала отливки [4]. Данная методика является усовершенствованной, включает установку и модели проб на пригар (рис. 1).

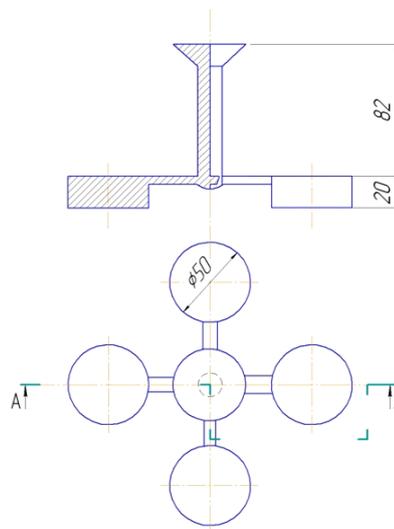


Рис. 1. Куст отливок-проб на пригар

Удельная работа, затраченная на очистку пригара рассчитывается по формуле:

$$A = \frac{mgh}{s},$$

где m – масса дроби (кг), g – ускорение свободного падения (m/c^2), h – высота стеклянной трубки, по которой пролетает дробь (м), s – площадь отбитого пригара (m^2) [4].

Таблица 2

Составы исследуемых формовочных смесей

Компоненты смеси	Содержание смеси, мас. %.
Песок формовочный кварцевый Орловского карьера, 3K ₂ O ₂ O ₂ , ГОСТ 2138–93	90
Бентонитовая глина, С1Т ₂ , ГОСТ 28177–96	8
Углеродосодержащие противопригарные добавки (мазут, КО, ФПОГ)	2
Всего:	100
Вода сверх 100 мас. %	5

Для заливки экспериментальных отливок-проб на пригар были изготовлены три формовочные смеси (табл. 2), в которых изменялся тип применяемой противопригарной добавки (мазут, КО, ФПОГ).

Физико-механические свойства формовочных смесей представлены на рис. 2–4.

Из рис. 2–4 видно, что смеси, содержащие применяемые в промышленности материалы (мазут и КО), обладают более низкими показателями предела прочности на сжатие во влажном состоянии (39–45 кПа) и текучести (28–36 %) в сравнении с предлагаемой добавкой ФПОГ, которая обладает пределом прочности на сжатие во влажном состоянии (53 кПа), текучестью (47 %). Это дает основания говорить о положительном влиянии данной добавки на получение четкого, качественного отпечатка литейной формы.

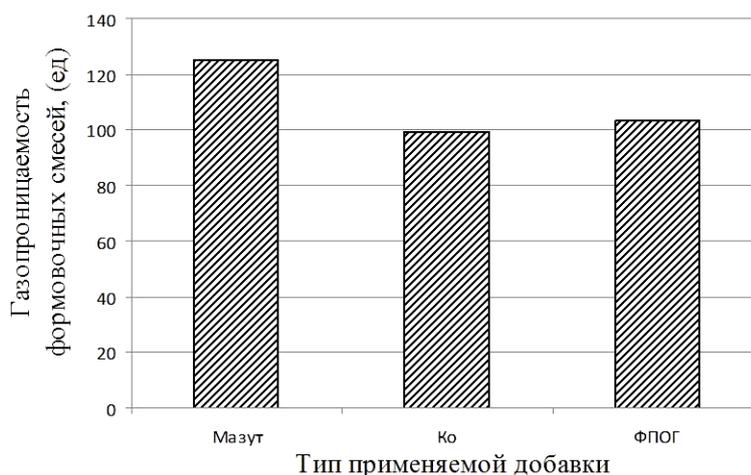


Рис. 2. Газопроницаемость исследуемых формовочных смесей

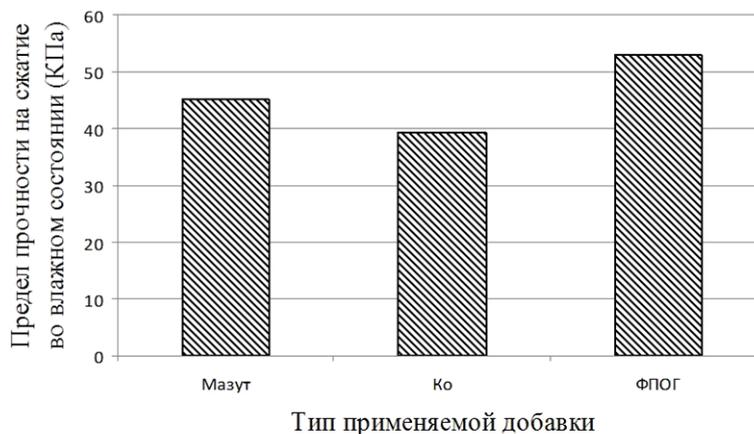


Рис. 3. Предел прочности на сжатие во влажном состоянии

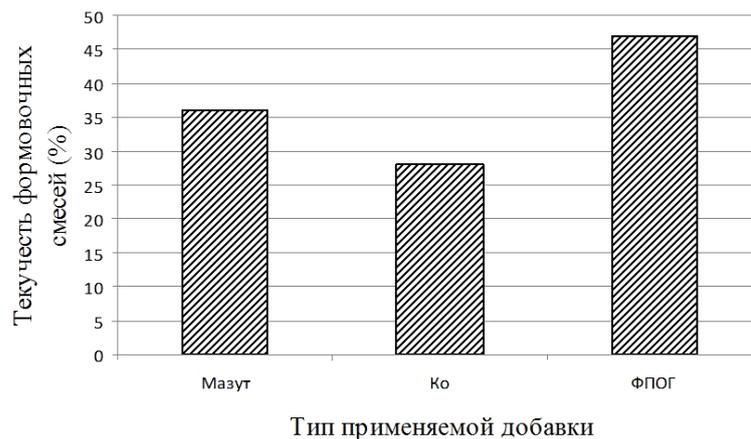


Рис. 4. Текучесть формовочных смесей

Для сравнительных испытаний противопригарных свойств смеси была изготовлена экспериментальная форма, которая одновременно включала три состава смеси, что было достигнуто за счет применения податливой перегородки (рис. 5).



Рис. 5. Модельная плита с установленными моделями, опокой и разделителем смесей

Далее форма была залита расплавом серого чугуна марка СЧ10 ГОСТ 1412–92 при температуре 1380 °С. После охлаждения формы отливки проб были отделены от куста и поочередно установлены в экспериментальную установку (рис. 6, а), где производилась очистка отливок от пригара стальной дробью диаметром 2–3 мм. Область очищенной от пригара поверхности отливки регистрировалась с помощью цифрового фотоаппарата и обрабатывалась в чертежной программе. По фотографии отливки после очистки (рис. 6, б) определялась удельная работа, необходимая на удаление с поверхности отливки пригарного слоя. Результат удельной работы для отливки, полученной на смеси с добавлением ФПОГ, представлен на рис. 6 и в формуле

$$A = \frac{mgh}{s} = \frac{0,1 \cdot 9,8 \cdot 0,9}{0,000232} = 3802 \text{ Дж/м}^2.$$



а



б

Рис. 6. Поверхность отливки, полученной на смеси с добавлением в качестве противопригарной добавки ФПОГ до очистки (а) и после очистки (б) от пригара на экспериментальной установке

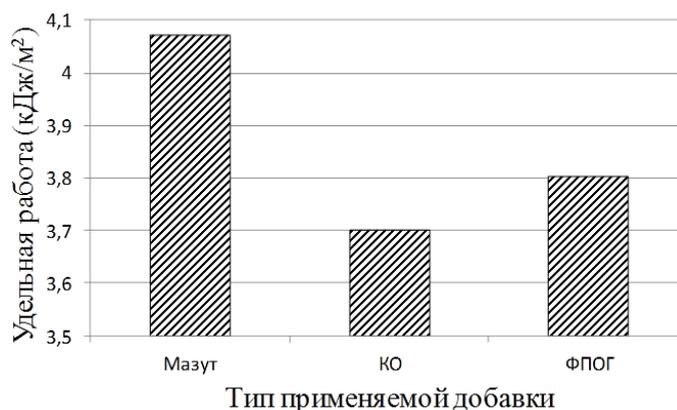


Рис. 7. Удельные работы по отделению пригара от поверхности отливок в зависимости от составов формовочных смесей

Аналогично были найдены удельные работы очистки отливок от пригара, полученные с применением смесей, включающих мазут, КО. Результаты представлены на рис 7.

По результатам исследования можно установить, что при применении в составе смеси в количестве 2 % углеродосодержащей добавки ФПОГ удельная работа по отделению пригара от отливки составляет 3,8 кДж/м², что сравнимо с используемой на производстве добавкой КО, при этом предел прочности смеси составляет 53 кПа, что больше, чем у смесей с известными добавками.

ФПОГ является недефицитным, недорогим материалом, смеси на его основе обладают высокими физико-механическими свойствами и снижают величину удельной работы по отделению пригара от поверхностей отливок. Исходя из вышеизложенного, можно сделать вывод, что ФПОГ можно применять как альтернативную противопригарную добавку в составах формовочных песчано-глинистых смесей для чугунного литья.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Васин, Ю. П. Получение отливок с чистой поверхностью / Ю. П. Васин, П. В. Черногор. – Свердловск : Уральский рабочий, 1961. – 141 с.
2. Кидалов, Н. А. Исследование влияния технологических добавок на прилипаемость формовочных смесей к модельно-технологической оснастке / Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, В. А. Закутаев, Ю. М. Ковязина, А. А. Маликов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 6). – С. 164–169.
3. Пат. № 2449855 Российская Федерация, МПК С1 В22 с 3/00. Связующее для стержней теплового отверждения литейного производства / Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, О. О. Чертова, И. Е. Поташова, Д. О. Алиев ; заявитель и патентообладатель Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ). – № 2011106525/02 ; заявл. 21.02.2011; опубл. 21.02.2011.
4. Комплексная методика определения величины сцепления пригарного слоя с поверхностью отливки из серого чугуна / С. В. Подкопаев, Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, В. А. Закутаев // Машиностроитель : научно-технический журнал. – 2011. – № 6. – С. 19–22.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 539.4.015

*В. П. Багмутов**, *Е. П. Богданов***, *И. А. Шкода****

МЕТОДИКА ЧИСЛЕННО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ СТАТИСТИЧЕСКОГО КРИТЕРИЯ ОРИЕНТИРОВАННОГО РАЗРУШЕНИЯ

*Волгоградский государственный технический университет

**Волгоградский государственный аграрный университет

***Камышинский технологический институт (филиал ВолГТУ)

e-mail: sopromat@vstu.ru

Предложена методика численно-экспериментального определения параметров статистического критерия ориентированного разрушения с использованием МКЭ модели ГПУ поликристалла и результатов испытаний образцов с кольцевым надрезом. Произведено сравнение описания прочности с другими критериями.

Ключевые слова: концентраторы напряжений, объемное напряженное состояние, статистические критерии прочности.

The technique of numerically-experimental definition of parameters of statistical criterion of the focused destruction with use FEM of model CPH (close-paced hexagonal lattice) of a polycrystal and tests of samples for specimens with an annular stress concentrators is offered. Comparison of the description of strength with other criteria is made.

Keywords: stress concentrators, three-dimensional stress state, statistical strength criterion.

В работе [1] разработаны статистические критерии прочности и пластичности, основанные на зависимостях концентрации микронапряжений от вида напряженного состояния и рассматривающие различные процессы сдвигообразования и нарушения сплошности. Эти критерии включают в себя как частные случаи большое число известных феноменологических критериев прочности. Статистические критерии апробированы на ряде сплавов с кубической кристаллической решеткой с определением относительных параметров ориентированного и неориентированного разрушений на основе численных экспериментов в рамках модели Фойгта и МКЭ [1,2]. Установлено, что при исследовании поликристаллов с гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой величины этих параметров сильно зависят от вида используемой модели, по сравнению с кубическими кристаллами, что связано с меньшей симметрией ГПУ-кристаллов. Учитывая также, что расчет параметров критерия проводился для химически чистых металлов, для его применения на реальных конструкционных материалах требуется разработка методики уточне-

ния параметров критерия на основе экспериментов.

Для применения этой методики в расчетной практике нужны методы испытаний, которые легко осуществляются в условиях заводской лаборатории. Поэтому были использованы цилиндрические образцы с кольцевыми надрезами различной остроты. Производилось построение кривых деформирования в координатах $S_1 = f(e_i)$. Здесь $S_1 = F/A$ – осредненное истинное напряжение, определяемое по площади поперечного сечения A , соответствующей нагрузке F ; $e_i = 2 \ln(d_0 / d_i)$ – истинная деформация в зоне концентратора, определяемая по начальному d_0 и текущему диаметру минимального сечения. В качестве исходных данных рассматривались кривые деформирования образцов из титанового сплава 5В: гладких и с радиусом надреза 2,3; 1,5; 0,85; 0,5 (мм) с соотношением диаметров $d/D=0,707$. Кроме того, использованы испытания с шестикратными переточками образца, которые производились после начала образования шейки при достижении $\Delta e_i = 5\%$ пластической деформации, что позво-

лило получить характеристики без существенного влияния формы шейки. Затем кривые деформирования перестраивались в координаты интенсивность истинных напряжений s_i и интенсивность деформаций $s_i = f(e_i)$. При определении s_i для гладкого образца использовались решения Бриджмена и Давиденкова. Коэффициенты «упрочнения» k_σ , которые учитывают кривизну шейки, создающую неоднородное напряженное состояние в зоне минимального сечения для гладкого образца, отличаются незначительно. Однако установлено, что для малых радиусов кривизны в кольцевых надрезах поправка по Бриджмену лучше обеспечивает соответствие единой кривой деформирования в координатах $s_i - e_i$. Поэтому именно она используется в дальнейших расчетах для определения интенсивности напряжений s_i .

$$s_i = S_1 / k_\sigma; \quad k_\sigma = (1 + 4R/d) \ln(1 + d/4R). \quad (1)$$

Здесь d , R – диаметр и радиус кривизны в шейке или надрезе. Для кольцевых надрезов диаметры и радиусы определялись как до деформирования, так и после разрушения. Для аппроксимации кривой деформирования гладкого образца с шестикратными переточками, обеспечивающими получение величин прочности и пластичности без существенного влияния шейки, использовалось уравнение степенного

$$s_i^c = s_p^c / (\chi_q \sqrt{P(n_1^2 + n_2^2 + n_3^2) + 2Q(n_1 \cdot n_2 + n_2 \cdot n_3) + 2F \cdot n_2 \cdot n_3 + (1 - \chi_q \sqrt{P}) \cdot n_1}), \quad (2)$$

Здесь: $\chi_q = s_p^c / s_s^c$. s_p^c , s_s^c – истинные разрушающие напряжения при растяжении и сжатии; $n_1 = S_1 / s_i$; $n_2 = S_2 / s_i$; $n_3 = S_3 / s_i$ – относительные параметры, характеризующие напряженное состояние в точке разрушения;

$$P = \frac{D(\bar{\xi}_{11}^{(1)})}{D(\bar{\xi}_{11}^{(2)})}; \quad Q = \frac{cov_{12}(\bar{\xi}_{11})}{D(\bar{\xi}_{11}^{(2)})}; \quad F = \frac{cov_{23}(\bar{\xi}_{11})}{D(\bar{\xi}_{11}^{(2)})},$$

где $D(\bar{\xi}_{11}^{(z)})$; $cov_{xz}(\bar{\xi}_{11})$ дисперсии и ковариации микронапряжений, ответственных за разрушение, вызываемые действием единичных главных напряжений σ_x, σ_z ; n_1, n_2, n_3 выражаются через показатель жесткости напряженного состояния $N = 3\sigma_0 / s_i$ и параметр Лоде μ_σ , характеризующий вид девиатора:

$$n_1 = (N + (3 - \mu_\sigma) / \sqrt{3 + \mu_\sigma^2}) / 3;$$

упрочнения $s_i = \sigma_y + K \cdot e_i^n$, где $K=225,16$ МПа, $n=0,21395$ – параметры упрочнения; $\sigma_y = 665$ МПа – предел упругости. При $e_i = 0,2\%$ $s_i = \sigma_T$, то есть равна условному пределу текучести. Погрешность аппроксимации, оцениваемая отклонением s_i от экспериментальных значений, была менее 1,5 %.

В работе [1] для материалов с малой прочностной анизотропией, у кристаллов которых отсутствуют плоскости спайности или, напротив, имеется очень много семейств плоскостей спайности, разработан статистический критерий ориентированного разрушения. Предполагается, что зарождающиеся микротрещины возникают в плоскостях, ориентация которых близка к главной площадке, соответствующей главному макроскопическому напряжению σ_1 . а локальным критерием разрушения является $\xi_{11} \geq \xi_c$. Здесь микронапряжение ξ_{11} , причем математическое ожидание $\langle \xi_{11} \rangle = \sigma_1$. Для титана, имеющего ГПУ кристаллическую решетку, наличие плоскостей спайности (отдельности) не выявлено. Поэтому для определения интенсивности напряжений, соответствующей разрушению, использовали критерий ориентированного разрушения, который здесь представлен в удобном для последующих расчетов виде:

$$n_2 = (N + 2\mu_\sigma / \sqrt{3 + \mu_\sigma^2}) / 3; \quad n_3 = (N - (3 + \mu_\sigma) / \sqrt{3 + \mu_\sigma^2}) / 3;$$

По Бриджмену, для центральной части сечения в шейке, где начинается разрушение,

$$N = 1 + 3 \ln(1 + d / (4R)), \quad \mu_\sigma = -1.$$

Параметры P , Q , F предварительно определялись по результатам численного расчета МКЭ поля микронапряжений на модели поликристалла для различных материалов с ГПУ решеткой [3]. Результаты расчета и доверительные интервалы, упорядоченные по отношению экстремальных модулей упругости кристалла, представлены в таблице.

Для α -титанового сплава $P=0,57 \pm 0,096$; $Q=-0,48 \pm 0,105$; $F=0,095 \pm 0,065$. Для уточнения параметров статистического критерия (2) производилось варьирование P , Q , F , χ_q с целью минимизации суммы квадратов разностей тео-

	Be	Co	Mg	Ti	Zr	Cd	Zn	Графит
E_{\max}/E_{\min}	1,16	1,16	1,17	1,37	1,4	2,7	3,5	6,98
P	2,49	1,12	0,92	0,57	1,55	3,448	2,70	1,89
Дов. инт. P	0,266	0,219	0,099	0,096	0,210	0,449	0,255	0,882
Q	-1,03	-0,38	-0,282	-0,48	-0,386	-0,83	-0,69	-0,43
Дов. инт. Q	0,095	0,113	0,065	0,105	0,089	0,125	0,101	0,191
F	-0,12	-0,024	0,11	0,095	0,202	0,175	0,033	-0,28
Дов инт F	0,028	0,077	0,087	0,065	0,039	0,029	0,054	0,12

ретических и экспериментальных значений разрушающих напряжений для каждого типа радиусов кривизны

$$\sum_{m=1}^n \operatorname{Re}(k_{\sigma} s_i^c(P, Q, F, \chi_r) - S_1^{\exp})_m^2 = \min, \quad (3)$$

где $s_i^c(P, Q, F, \chi_r)$ рассчитывается по критерию (2), в котором N определяется по величине радиуса в надрезе, измеренного после разрушения, n – это количество типов образцов; $\operatorname{Re}()$ означает, что берется только действительная часть комплексного числа, которым может быть теоретическое значение напряжений и де-

формаций в процессе итераций, когда не обеспечены накладываемые нижеследующие ограничения.

Ограничения на параметры критерия (2) получены в результате исследования девиаторного и меридианного сечений поверхности разрушения. Учитывая, что знак второй производной $d^2F/d\sigma_0^2$ в меридианном сечении не должен меняться на всем интервале изменения шарового тензора $[-\infty, \sigma_0^c]$, где σ_0^c прочность при трехосном равномерном растяжении, получено общее решение для ограничения на χ_q :

$$\chi_q < \frac{\left[\sqrt{P}(\mu_{\sigma} - 3) + \sqrt{(P - 4F - 2Q + 5)\mu_{\sigma}^2 + 6(2Q - P - 2F + 1)\mu_{\sigma} + 9(P - 2Q + 1)} \right] \cdot (\mu_{\sigma} - 3)}{(2Q + 4F - 5)\mu_{\sigma}^2 + 6(2F - 2Q - 1)\mu_{\sigma} + 9(2Q - 1)}$$

Наиболее жестким является ограничение для $\mu_{\sigma} = -1$,

$$0 \leq \chi_q < \frac{\sqrt{2} \cdot \sqrt{F + 2P - 4Q + 1} - 2\sqrt{P}}{F - 4Q + 1}, \quad (4)$$

которое и использовалось в расчетах. Из условия действительности значений $d^2F/d\sigma_0^2$ сле-

дует ограничение $F > -\frac{P - 2Q^2}{P}$. Другим ограни-

чением является выражение $P + 4Q + 2F + 2 \geq 0$, которое следует из условия неотрицательности дисперсий микронапряжений при гидростатическом напряженном состоянии.

После минимизации выражения (3) при использовании перечисленных выше ограничений получено: $\chi_r = 0,45$, $P = 0,59$, $Q = -0,49$, $F = -0,17$. Величины параметров P и Q находятся внутри доверительного интервала, только значение F выходит за пределы, полученные конечноэлементным моделированием [2]. Это, видимо, связано с ограничениями модели, в качестве которой использована поликристаллическая пла-

стинка, толщина которой равна размеру зерна. На ней, видимо, не удалось корректно определить ковариации микронапряжений от макронапряжений, действующих перпендикулярно пластинке.

Произведено сравнение точности описания разрушения с другими критериями прочности, которые являются частными случаями критерия (2). При значениях параметров $P=1$, $Q=F=-0,5$ критерий (2) соответствует критерию Писаренко-Лебедева. При $P=1$, $Q=F=-\nu$, где ν – коэффициент Пуассона, равный для титана 0,32, критерий (2) соответствует критерию Волкова. При этих фиксированных значениях параметров P , Q , F производилась минимизация выражения (3) с целью отыскания параметра χ_r для критериев Писаренко-Лебедева и Волкова. Получено $\chi_r = 0,63$ и $1,72$ соответственно. По критерию Волкова, прочность при растяжении значительно больше, чем для сжатия, что не подтверждается экспериментом. На рис. 1 показаны меридианные сечения, соответ-

вующие $\mu_\sigma = -1$, для критерия Писаренко-Лебедева (прямая 1), критерия Волкова при $\chi_r = 1,72$ (кривая 2) и для $\chi_r = 0,42$ (кривая 3), соответствующая максимальному значению ограничения (4). Критерий ориентированного разрушения (2) представлен кривой 4. Диапазон напряженных состояний, который обеспечивают образцы с кольцевым надрезом (от $N=1$ до $N=4,3$), обозначен стрелками. Видно, что в его пределах, а также для сжимающих шаровых тензоров критерии неориентированного разрушения (2) и критерии Писаренко-Лебедева дают приблизительно одинаковые результаты. Однако в области наиболее опасных напряженных состояний, близких к всестороннему растяжению, критерий Писаренко-Лебедева более чем в 2,5 раза завышает прочность по сравнению с критерием (2).

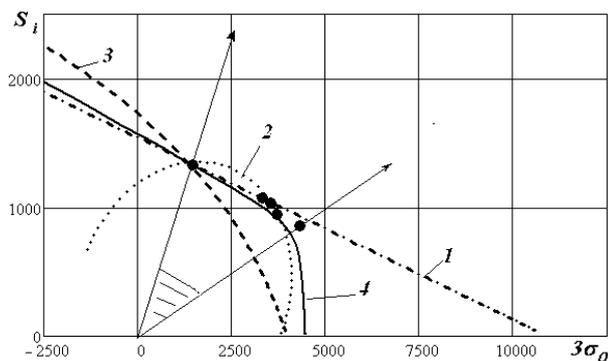


Рис. 1. Меридианные сечения, соответствующие $\mu_\sigma = -1$ (растяжение с точностью до шарового тензора) для различных критериев прочности

Именно высокая прочность в области всестороннего растяжения привела Г. С. Писаренко и А. А. Лебедева к необходимости модификации критерия за счет введения в него эмпирического коэффициента A в степени, зависящей от напряженного состояния $\eta_\Sigma = \chi s_i + (1 - \chi)\sigma_1 A^{I-1}$, где $I = 3\sigma_0 / (s_i + (1 - \chi)\sigma_1)$. Введение этого параметра привело к тому, что прочность при трехосном растяжении для рекомендованных $A < 1$ оказалась равной нулю. Это, на наш взгляд, противоречит эксперименту, так как массивные образцы с трещинами, в которых реализуются условия плоской деформации, обеспечивающие в устье трещины напряженное состояние близкое к всестороннему растяжению, могут воспринимать большие нагрузки.

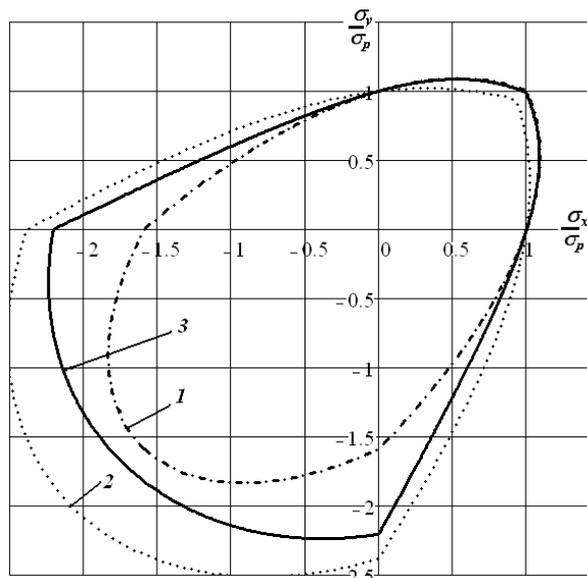


Рис. 2. Контуры разрушения для плоского напряженного состояния для титанового сплава 5В, по критериям: Писаренко-Лебедева при $A=1$ (кривая 1), Волкова при нормализованном $\chi=0,42$ (кривая 2) и ориентированного разрушения (кривая 3)

На рис. 2 показаны контуры разрушения при плоском напряженном состоянии для рассмотренных критериев. Как видно, различия в прочности в области двухосного растяжения невелики. Максимальные расхождения, наблюдаемые при $\sigma_1 = \sigma_2$, менее 7%. Однако испытания образцов с кольцевым надрезом, когда реализуются условия объемного напряженного состояния, дают различия в оценке прочности по критерию Волкова и критерию (2) более 30%. Это указывает на то, что для определения параметров критерия следует использовать испытания не при плоском, а объемном напряженном состоянии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багмутов, В. П. Микронеоднородное деформирование и статистические критерии прочности и пластичности: монография / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов / ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. – 358 с.
2. Багмутов, В. П. О возможности учета типа кристаллической решетки и анизотропии прочности зерен в критериях разрушения / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов // Проблемы машиностроения и надежности. – № 1. – 2004. – С. 24–30.
3. Багмутов, В. П. Определение параметров статистического критерия разрушения для ГПУ материала / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов, И. А. Шкода // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. научн. ст. № 5(78) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 67–72.

УДК 669.14:539.431

А. Н. Савкин, А. С. Горобцов, А. А. Седов, А. В. Андроник
**ФОРМИРОВАНИЕ СПЕКТРА СЛУЧАЙНОГО НАГРУЖЕНИЯ
ДЛЯ ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ
МАТЕРИАЛА КОНСТРУКТИВНОГО ЭЛЕМЕНТА**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tfpic@vstu.ru, gorobtsov@avtlg.ru

Показано, что для прогнозирования ресурса технического объекта в расчетных зависимостях и экспериментальных исследованиях используются стандартные спектры нагружения для различных типов технических объектов, временные спектры, полученные на основании изучения нагруженности аналоговых технических изделий в процессе эксплуатации и реализации, полученные на основании изучения динамической модели проектируемого объекта. Для полученных случайных реализаций проводится схематизация, выявляющая в спектре циклы нагружения, приводящие к накоплению в металле усталостных повреждений.

Ключевые слова: стандартные, временные и частотные спектры нагружения, Rainflow-матрица, обобщенный случайный спектр нагружения транспортного средства.

Standard load spectra for different types of technical objects, time spectra obtained from the study of loading of analog engineering products in the operation, and obtained from the study of the dynamic model of the proposed facility are used to predict the life of a technical object in the calculated curves and experimental studies. Schematization is conducted to produce random realizations are identified in the spectrum of loading cycles, leading to the accumulation of fatigue damage in metal.

Keywords: standard, time and frequency spectrum loading, Rainflow-matrix, generalized random spectrum loading vehicle.

В инженерной практике одной из актуальных проблем является проектирование надежных технических изделий, имеющих обоснованно минимальные запасы прочности, что позволяет существенно снизить металлоемкость изделия и повысить его конкурентоспособность. Это является сложной задачей, особенно если компоненты технического объекта испытывают переменные нагрузки. Несмотря на то, что физика усталости металлов достаточно изучена, наличие большого количества случайных факторов и механизмов усталостного разрушения до настоящего времени при оценке долговечности требует обращения к экспериментальному материалу.

Одним из основополагающих компонентов оценки ресурса является формирование спектра внешнего нагружения. Исходными данными для такой оценки могут быть типовые стандартные спектры, отражающие жизненный цикл объекта и основанные на изучении временных реализаций технологических циклов исследуемого технического объекта, а также экспериментальные временные реализации, получаемые при изучении нагруженности характерных опасных мест конструктивного элемента в процессе эксплуатации. На основании полученных случайных реализаций получают схематизированную последовательность в виде «Rainflow»-матрицы или в блочном виде, после

схематизации методы «падающего дождя», нагрузки, которые и используют в расчетах или испытаниях.

Одним из методов формирования спектров нагружения является изучение динамических свойств виртуальной модели создаваемого технического объекта, позволяющее еще на этапе проектирования оценить реакцию модели и ее компонентов на внешнее воздействие. Так, задаваясь случайными характеристиками дорожного полотна как внешнего воздействия на транспортное средство, можно оценить случайное нагружение на конструктивные элементы, подсчитать ориентировочную их долговечность и накопление повреждаемости во время жизненного цикла изделия.

На рис. 1 показаны случайные реализации внешнего воздействия в точке крепления передней подвески автомобиля при движении по бульжнику с выбоинами, по бульжному полотну и шоссе. Скорость движения 45 км/ч. Реализация получена при изучении частотного спектра в точке крепления передней подвески с помощью программы ФРУНД [1]. Шаг опроса составил 0,01 с. Временная реализация составила 40 с.

Была проведена схематизация случайных процессов по методу «падающего дождя» и получена реализация с разделением процесса по амплитуде и средней нагрузке.

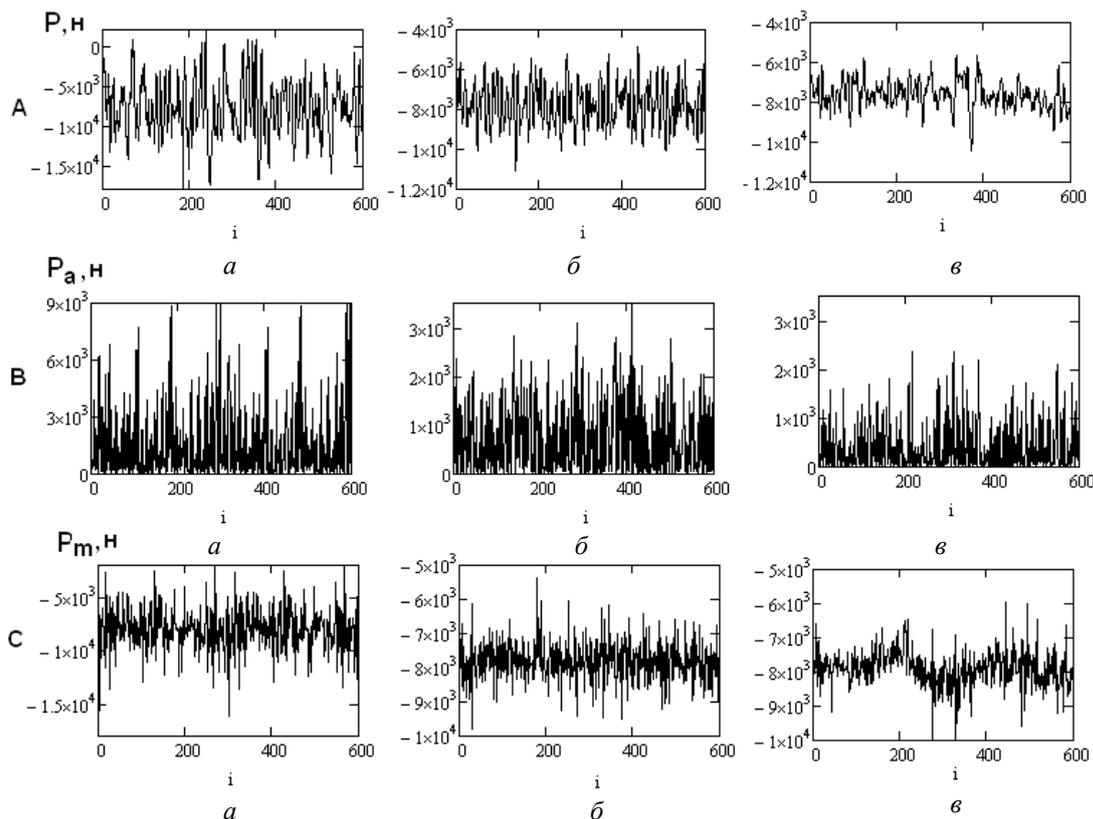


Рис. 1. Случайная выборка нагрузки передней подвески автомобиля для дорожного полотна: *a* – булыжник с выбоинами; *б* – булыжное полотно; *в* – шоссе; А – исходная нагрузка; В – схематизация по методу «падающего дождя» по амплитуде; С – схематизация по методу «падающего дождя» по средней нагрузке

Полученные выборки свидетельствуют о том, что случайное нагружение имеет большую составляющую случайного среднего нагружения, связанную с воздействием веса автомобиля, что приводит к существенной асимметрии циклического напряжения. Полученные спектры нагружения по амплитуде и среднему напряжению, схематизированные по методу «падающего дождя», были нормализованы и приведены к симметричному случайному нагружению.

Исходными данными для оценки повреждаемости материала при случайном нагружении являются параметры кривой выносливости, отнесенные к 50 % вероятности разрушения, полученные при стационарном циклическом нагружении и представленные в двойных логарифмических координатах в виде:

$$N = N_0 \left(\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{a \max}} \right)^m, \quad (1)$$

где σ_a , N_0 , m – параметры кривой выносливости; σ_{-1} – предел выносливости материала [2].

Суммарную долговечность металла при нестационарном нагружении определяли по формуле

$$N_\Sigma = N \cdot K, \quad (2)$$

где N – значение долговечности металла при стационарном нагружении с $\sigma_{a \max}$, определяемом уравнением (1); K – функция нестационарности, описывающая влияние параметров случайного нагружения по принятым моделям поврежденности при фиксированном значении $\sigma_{a \max}$ в данной реализации.

Разные значения K для некоторых моделей повреждаемости показаны в таблице.

Модель (3) является классической моделью Пальмгрена-Майнера, описывающей линейный характер накопления повреждений. Разрушение наступает тогда, когда накопленная мера повреждаемости $D=1$. Модель Серенсена-Когаева (4) предполагает, что разрушение может наступить и при $D=a_p < 1$, что определяется характером действующей внешней нагрузки. Модель (5) оценивает влияние на усталостную долговечность различных материалов при случайном, либо блочном нагружении с полнотой цикла V , определяющей характер случайной нагрузки.

Значение коэффициента нестационарности K	Источники	Принятые обозначения
$K_1 = \frac{1}{\sum_{i=1}^r \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a \max}} \right)^m \frac{1}{v_\delta}} \quad (3)$	[3]	$i = 1 \dots r$ – число циклов в случайной реализации при $\sigma_a > \sigma_R$; σ_{ai} – амплитудное напряжение i -го случайного цикла; $\sigma_{a \max}$ – максимальная амплитуда напряжения в случайной реализации; v_δ – число циклов в случайной реализации;
$K_2 = \frac{a_p}{\sum_{i=1}^r \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a \max}} \right)^m \frac{1}{v_\delta}} \quad (4)$	[4]	a_p – корректирующий коэффициент в модели В. П. Когаева; V – коэффициент полноты спектра нагружения;
$K_3 = 10^{(1+g \log(m)(1-V))}$ $V = \left[\sum_{i=1}^r \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a \max}} \right)^m \frac{1}{v_\delta} \right]^{\frac{1}{m}} \quad (5)$	[5]	g – постоянная (для стали $g=3,83$)

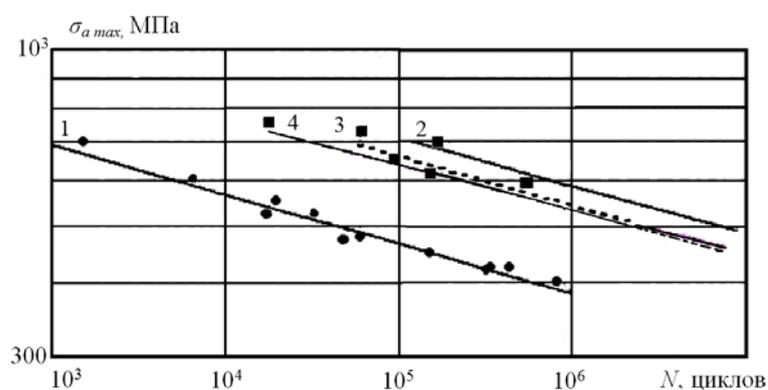


Рис. 2. Прогноз долговечности стали 40X при случайном нагружении по исследуемым моделям:

1 – исходная кривая выносливости при симметричном циклическом нагружении; 2 – линейная модель (3); 3 – модель с учетом полноты циклического нагружения (5); 4 – скорректированная линейная модель Серенсена-Когаева (4)

На рис. 2 представлены результаты прогноза долговечности в малоцикловой и переходной области усталости для стали 40X.

Исходная кривая усталости стали обозначена кривой 1. Здесь же показаны экспериментальные точки по моменту разрушения лабораторных образцов. Экспериментальные точки по моменту разрушения стали при моделируемом случайном нагружении показаны квадратиками. Кривые (2–4) показывают результаты прогнозирования долговечности при заданном случайном нагружении по различным моделям. Наиболее оптимистичный прогноз характерен для линейной модели суммирования усталостных повреждений. Несмотря на то, что модель 4 (рис. 2) носит феноменологический характер, а модель 5 имеет достаточное физическое обо-

снование, они показывают фактически близкие результаты между собой и соответствуют результатам эксперимента.

Это говорит о том, что в ряде случаев характер случайного нагружения оказывает определяющее воздействие на долговечность стали вне зависимости от используемых физических предпосылок, заложенных в модели.

Таким образом, рассмотренные методики формирования спектра нагружения технических объектов позволяют оценивать характер нагруженности конструктивного элемента. Это дает возможность оценить повреждаемость и усталостную долговечность материалов и конструктивных элементов технических объектов в условиях, наиболее приближенных к эксплуатационным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Горобцов, А. С.* К расчету динамического напряженного состояния элементов конструкций машин в составе моделей систем многих тел / А. С. Горобцов, С. К. Карзов, А. Н. Савкин // Прочность материалов и элементов конструкций: тез. докл. междунар. научн.-техн. конф., Киев, Украина, 28–30 сент. 2010 г. в 2 т. Т. 1 / Ин-т проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины. – Киев, 2010. – С. 108–109.
2. *Багмутов, В. П.* О реализации различных подходов к прогнозированию долговечности конструкционных сталей на основе моделирования поврежденности при нерегулярном переменном нагружении / В. П. Багмутов, А. Н. Савкин // Труды междунар. научн.-тех. конф. «Прочность материалов и элементов конструкций» (Киев, 28–30 сентября 2010 г.) / отв. ред. В. Т. Трощенко. – Киев: Ин-т проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, 2011. – С. 594–602.
3. *Miner, M. A.* Cumulative damage in fatigue / M. A. Miner // Journal of Applied Mechanics. – 1945. – Vol. 67. – S. A159–A164.
4. *Козаев, В. П.* Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: справочник / В. П. Козаев, Н. А. Махутов, А. П. Гусенков. – М.: Машиностроение, 1985. – 224 с.
5. *Багмутов, В. П.* Прогнозирование долговечности конструкционных материалов при регулярном и нерегулярном нагружении с учетом различных механизмов повреждения / В. П. Багмутов, А. Н. Савкин // ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – 408 с.

В. П. Багмутов, А. А. Белов, А. А. Кобзев, А. А. Горбачев

ЦИКЛИЧЕСКОЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ АРМИРОВАННОГО СТЕРЖНЯ В РАМКАХ ЕДИНОЙ МОДЕЛИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

В работе рассмотрены особенности формирования модели циклической упругопластической деформации на примере конкретных композиций с учетом деградации свойств материала и его структурных составляющих.

Ключевые слова: композиционные материалы, прогнозирование свойств, напряженно-деформированное состояние, циклическое нагружение.

In this paper the features of the formation of the cyclic model of elastic-plastic deformation applied to specific composites including the degradation of material properties and structural components.

Keywords: composite material, prediction of the properties, superposition of solution, cyclical loading.

При расчете и проектировании локально и глобально неоднородных композитных конструкций большое значение приобретают структурные (микромеханические) модели, которые позволяют не только прогнозировать механическое поведение композита в каждой точке тела в любой момент деформирования, но и оценивать опасность наступления предельного напряженно-деформированного состояния. Такое совмещение функций в рамках единой (универсальной) модели упрощает расчеты и оптимизацию на ее основе сложного композиционного объекта, но усложняет методику построения самой модели с удачным совмещением учета особенностей строения структуры в объеме тела, обозримости и относительной простоты архитектуры модели, тем более в условиях переменного нагружения.

В данной статье рассматриваются вопросы отображения закономерностей поведения компонент однонаправленно армированного непре-

рывными волокнами стержня с учетом деградации их свойств при мягком упругопластическом малоцикловом нагружении в рамках единой микромеханической модели. Для решения этой достаточно сложной задачи механики композитов используется структурный подход в форме метода последовательной разрезки (МПР), основные идеи которого изложены в работах [1–4], применительно к статическому [1–3] и циклическому [4] упругопластическому деформированию слоистых волокнистых композитов (СВК).

Описание усталостных процессов в композите [4] базируется на анализе динамики изменения параметров петель механического гистерезиса компонентов материала, и степень достоверности универсальной модели во многом зависит от выбора параметров и функций, определяющих их изменение во времени.

Идеи деградации свойств СВК при циклическом нагружении воплощаются в модели через анализ петлевого механизма. Схематическое представление изменения свойств петли отображено в работе [4, 5]. Учет деградации

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», проект № 14.В37.21.1091

материала компонентов СВК идет через изменение таких параметров петли, как:

- модуль нормальной упругости $E_0^{(n)}$ на начальном участке кривой деформирования n -го полуцикла;
- средний касательный модуль $\bar{E}_\tau^{(n)}$ на нелинейном участке упрочнения до точки смены направления нагружения ($n \geq 1$);
- условный предел упругости $\sigma_y^{(n)}$.

Зависимости этих параметров от числа циклов N можно рассматривать как управляющие функции, позволяющие описывать поведение материала компонент СВК, в рамках единой структурной модели выделенного объема. Характерные графики этих функций представлены в [4]. В данной работе описана детализация этих идей при моделировании конкретных композитов.

Ниже рассмотрена реакция единой модели при изменении среднего модуля касательной

упругости $\bar{E}_\tau^{(n)}$ компонент СВК в функции числа циклов. График указанной функции, построенный с учетом опытных данных работ [6, 7], приведен на рис. 1 в виде кривой 1. В данной работе, как и в [4], предложен в первом приближении вариант с использованием кусочно-линейной функции AML (рис. 1, а). Здесь, относительные модули $\bar{E}_\tau^{(n)} = E_\tau^{(n)} / E_\tau^{(0)}$, $E_\tau^{(0)}$ – параметр исходной кривой деформирования (формально – параметр первой четверти петли нулевого цикла (см. рис. 1, б)).

Точка A в полулогарифмических координатах $(\bar{E}_\tau^{(n)}, \lg N)$ имеет координаты $(1; 0)$. Абсцисса точки L отвечает разрушающему числу циклов N_p , которое определяется по кривой усталостной прочности $\sigma = \sigma(N_p)$ для заданного параметра цикла нагружения $\sigma_{\max}, \sigma_{\min}$. $R_\sigma = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ или σ_a, σ_m .

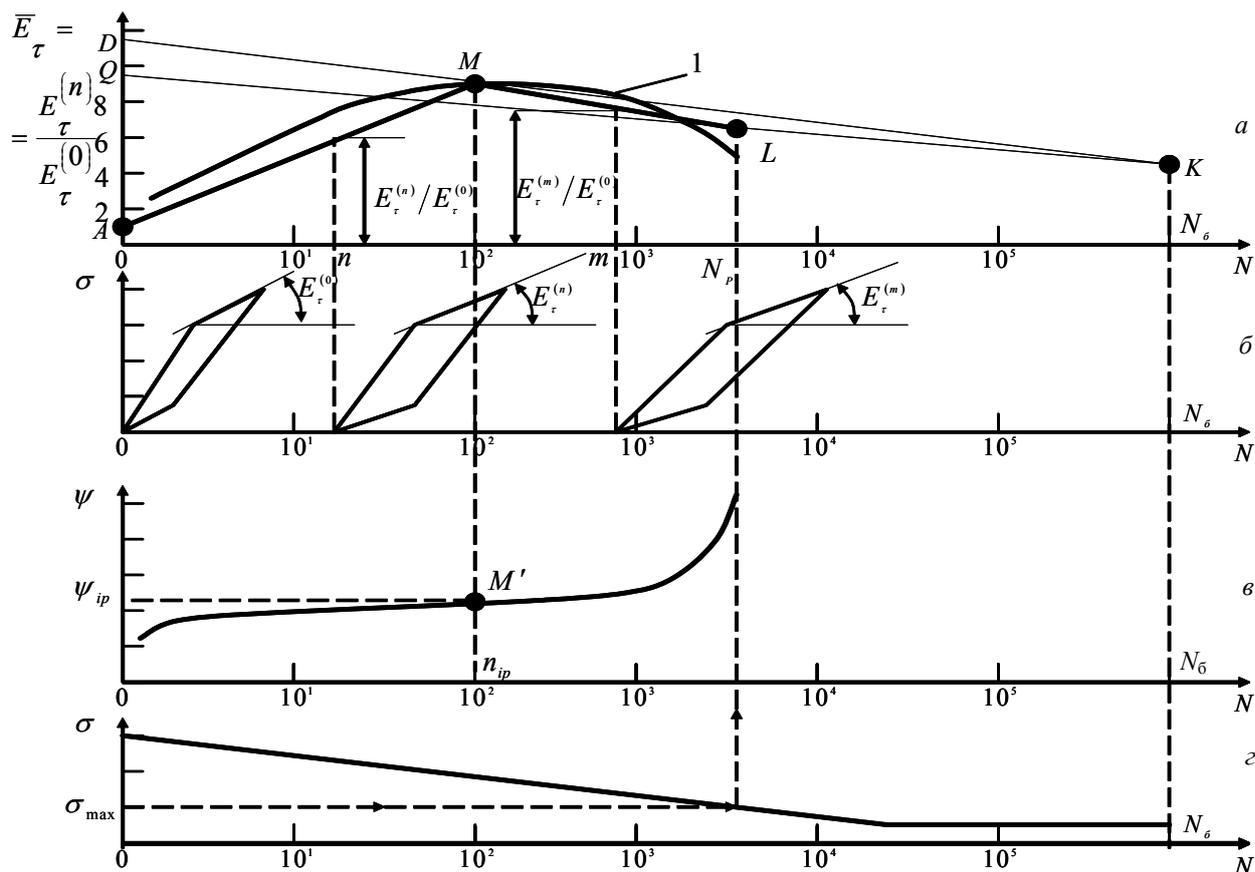


Рис. 1. Графики функций изменения параметров петли механического гистерезиса при мягком циклическом нагружении

Точка L кусочно-линейного графика AML функции $\bar{E}_\tau^{(n)}$ располагается на нижней границе линии QK . Абсцисса точки M определяется

переходным числом циклов n_{ip} (рис. 1, в), введенном в работах [8, 9] как граница раздела по скоростям двух участков кривых ползучести

$\psi = \psi(\lg N)$, соответствующей деформации перехода ψ_{ip} (точка M' , рис. 1, в). Абсцисса точки K , лучей DK и QK определяется базовым числом циклов N_b .

На рис. 1, б показана в общем виде трансформация петли механического гистерезиса в процессе наработки материалом циклов нагружения N . Уровни ординат точек Q , D и K и соответственно переход от восходящей « n » и нисходящей « m » ветвей кусочно-линейной функции AML рассчитываются из анализа экспериментальных данных по каждой компоненте СВК.

Из весьма ограниченного набора известных экспериментальных данных [6, 7] было установлено, что по мере увеличения разрушающего числа циклов происходит уменьшение максимальных значений модуля касательной упругости $\bar{E}_\tau^{(n)}$ и стремление их к начальному значению $\bar{E}_\tau^{(0)}$ на базовом числе циклов, на котором определяется предел выносливости σ_R для заданного коэффициента асимметрии цикла (точка K , рис. 1, а). Поэтому при вводе исходных данных для задания управляющей функции \bar{E}_τ необходимо дополнительно задать линейные функции изменения максимальных (рис. 1, а, прямая KMD или их разброс – лучи 1, рис. 3) и минимальных (рис. 1, а, прямая KLQ или их разброс – лучи 2, рис. 3) значений безраз-

мерных величин \bar{E}_τ с последующим определением ординат точек Q и D .

Для предложенного варианта зависимости относительного касательного модуля \bar{E}_τ от текущего числа циклов n , представленной линией AML , ординаты точек M , L для любых уровней σ , но при фиксированном коэффициенте асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = const$ определяются положением лучей QK и DK . Таким образом, для построения линии AML при настройке модели необходимо три управляющих параметра – ординаты точек D , Q , K , поскольку абсциссы их известны.

Одной из целей моделирования является построение расчетных кривых усталостной прочности СВК для заданных характеристик цикла. Рассматриваемый механизм корректировки поведения модели СВК можно продемонстрировать на следующей блок-схеме (рис. 2). Блок 2 (рис. 2) служит для анализа напряженно-деформированного состояния (НДС) каждой фазы и композита в целом с последующим построением кривой усталости $\sigma = \sigma(N_p)$, N_p – разрушающее число циклов (блок 3, рис. 2). В блоке 4 (рис. 2) производится анализ уклонений модельного расчета от экспериментальных данных с последующей корректировкой управляющей функции (выбор новой функциональной зависимости или изменение параметров функциональной зависимости (блок 5, рис. 2).

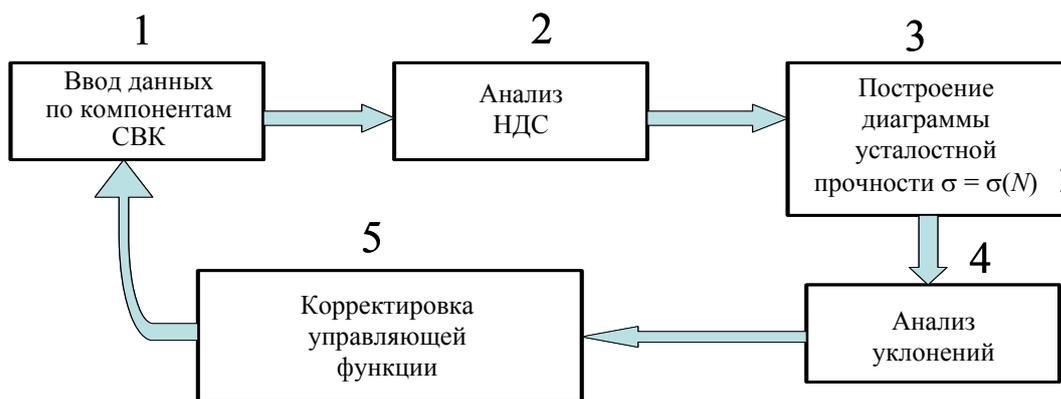


Рис. 2. Блок-схема коррекции поведения СВК

Для примера ниже приведены данные, где меняются диаграммы усталости боралюминиевого композита (Al-B) при отнулевом циклическом растяжении ($R=0$) в зависимости от изменения относительного модуля касательной упругости $\bar{E}_\tau^{(n)} = E_\tau^{(n)} / E_\tau^{(0)}$ на первом полупереме (точка A , рис. 3) и интервалом разброса $\bar{E}_\tau^{(n)}$

в точках M и L (рис. 3). Уровни разброса значений безразмерных величин $\bar{E}_\tau^{(n)}$ были выбраны на основе ограниченного набора экспериментальных данных [6]. При этом точку A перемещали по ординате в пределах 10–15 % по отношению к максимальным значениям $\bar{E}_\tau^{(n)}$ (точка M , рис. 1, а). Абсцисса точки M задается

числом циклов $n_{ip} = (0,5 - 0,9) \cdot N_p$ в соответствии с работой [8]. Вертикальное перемещение точки M определяет группу прямых 1 (серия

лучей KD , рис. 3) в пределах 10 % максимальных значений относительного модуля упругости $\bar{E}_\tau^{(n)}$.

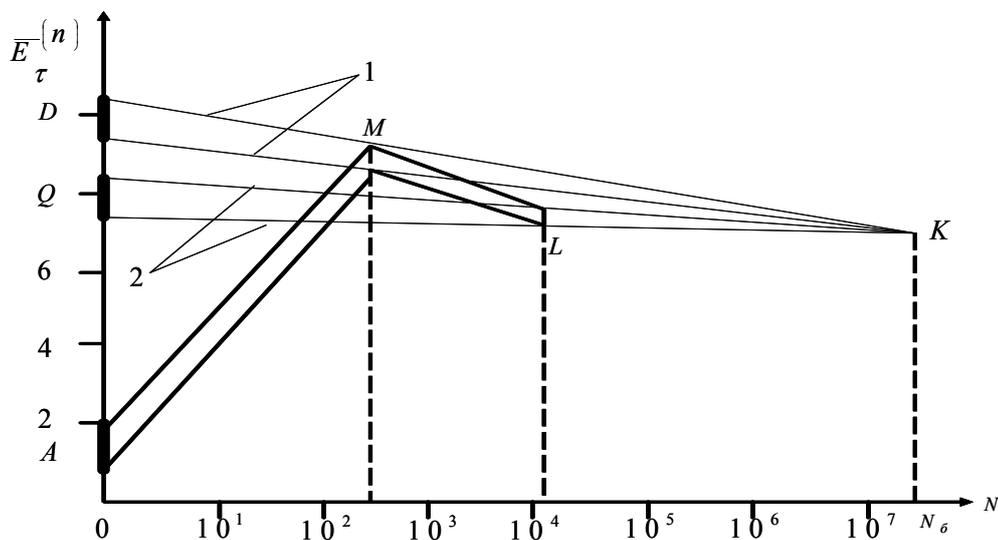


Рис. 3. Вариант разброса управляющей функции

Точка L определяется по разрушающему числу циклов N_p по группе прямых 2 (серия лучей KD , рис. 3) в пределах минимальных значений относительного модуля касательной упругости $\bar{E}_\tau^{(n)}$. Абсцисса точки K лучей DK и QK определяется базовым для данного материала числом циклов N_6 , а ордината $\bar{E}_\tau^{(n)}(N_6)$ – корректировкой предела усталости σ_R по отклонению экспериментальных и расчетных данных.

На рис. 4 показана диаграмма циклической прочности боралюминиевого композита в случае отнулевого циклического растяжения. Как видно, данная модель является не сильно зави-

сящей от интервала разброса значений параметров управляющей функции $\bar{E}_\tau^{(n)}$, т. е. не жесткой. Все кривые группируются в поле с небольшим разбросом (10–20 %), как по долговечности, так и по прочности (см. заштрихованную область, рис. 4).

Пример использования предложенной методики моделирования однонаправленного волнообразного стержня при мягком циклическом растяжении-сжатии представлен в виде диаграмм предельных амплитуд (рис. 5). Показано изменение предельного состояния материала от асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ на фиксированной базе циклов $N = 10^6$.

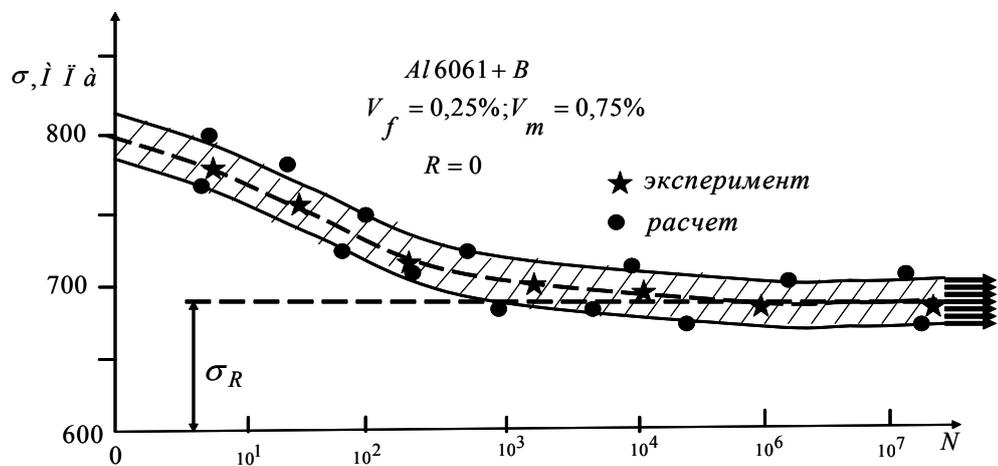


Рис. 4. Диаграммы усталостной прочности СВК

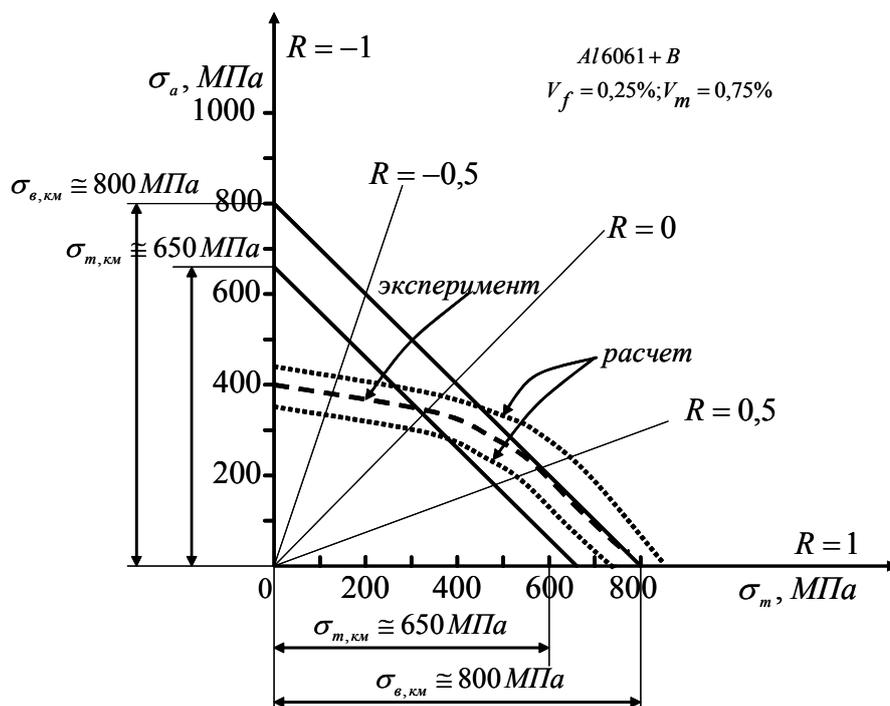


Рис. 5. Диаграмма предельных амплитуд

Диаграммы предельных амплитуд (рис. 5), построенные на основе единой модели, сравнивались с экспериментальными данными путем наложения и вычисления отклонений. Их величина находится в пределах $\pm 15\%$, из чего следует, что принятый вариант управляющих функций при построении диаграмм выносливости может быть приемлем для расчетов усталостной прочности СВК.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багмутов, В. П. К определению физических соотношений для армированной среды / В. П. Багмутов // Проблемы прочности. – 1980. – № 3. – С. 73–78.
2. Багмутов, В. П. Об упругопластическом поведении слоисто-волоконистого материала / В. П. Багмутов // Проблемы прочности. – 1982. – № 10. – С. 96–102.
3. Багмутов, В. П. Общий алгоритм построения законов композитных тел на основе методики последовательной разрезки / В. П. Багмутов; Волгоград. политехн. ин-т. – Волгоград, 1983. – 31 с.: ил. 2. – Деп. В ВИНТИ 21.12.83., № 6920.
4. Багмутов, В. П. Особенности построения единой структурной модели упругопластического деформирова-

ния слоистых волокнистых композитов при статическом и циклическом нагружении / В. П. Багмутов // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 3(12) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2005. – С. 90–96.

5. Багмутов, В. П. Моделирование усталостного поведения однонаправленного композита при циклическом растяжении-сжатии / В. П. Багмутов, А. А. Белов // Неоднородные конструкции: Труды XIX Российской школы и XXIX Уральского семинара. – Екатеринбург, 1999. – С. 48–53.

6. Бычков, Н. Г. Некоторые особенности кинетики деформирования конструкционных материалов при циклическом упругопластическом деформировании / Н. Г. Бычков, А. Н. Петухов, Н. В. Пучков // Проблемы прочности. – 1986. – № 11. – С. 7–11.

7. Пучков, И. В. Аналитическое описание кривых циклического упругопластического деформирования конструкционных материалов / И. В. Пучков, Ю. М. Темис // Проблемы прочности. – 1988. – № 9. – С. 18–22.

8. Багмутов, В. П. Особенности кинетики процесса циклического деформирования металлов / В. П. Багмутов, О. В. Кондратьев // Заводская лаборатория (Диагностика материалов). – 1997. – Т. 63, № 9. – С. 40–46.

9. Багмутов, В. П. Описание процесса циклической ползучести металлов / В. П. Багмутов, О. В. Кондратьев // Заводская лаборатория (Диагностика материалов). – 1997. – Т. 63, № 10. – С. 38–42.

УДК 621.785.545 + 621.9.048.6

В. П. Багмутов, И. Н. Захаров, А. И. Горюнов, Е. Б. Захарова, Д. С. Денисевич, А. В. Косоголов

**КОМБИНИРОВАННОЕ ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ
СТАЛЬНЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ
ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ И УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТОК***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

Исследована комплексная технология поверхностного упрочнения металлов, основанная на комбинации электрохимической обработки и безабразивной ультразвуковой финишной обработки, позволяющих гибко управлять характеристиками качества поверхности изделия. Представлены результаты исследования микротвердости и микрогеометрии поверхностного слоя образцов из различных марок стали и титанового сплава.

Ключевые слова: комбинированные технологии, поверхностное упрочнение, электрохимическая обработка, ультразвуковая обработка, поверхностный слой, сталь, титановый сплав.

The complex technology of surface hardening of metals, based on combination of electromechanical treatment and nonabrasive finishing ultrasonic treatment, allowing to flexibly manage of surface quality characteristics is investigated. Results of surface microhardness and microgeometry research of various grades of steel and titanic alloy samples are presented.

Keywords: combined technologies, surface hardening, electromechanical treatment, ultrasonic treatment, surface layer, steel, titanic alloy.

Введение

Одним из эффективных методов поверхностного упрочнения металлических материалов является электрохимическая обработка (ЭМО), основанная на совместном электротермическом и деформационном воздействии [1]. Являясь по своей сути комбинированным методом, ЭМО зачастую применяется в едином комплексе с другими способами модификации материалов [2–7], что позволяет наиболее полно реализовать потенциал их физико-механических и эксплуатационных характеристик.

В данной работе рассматривается комбинация методов ЭМО и безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО), позволяющих гибко управлять характеристиками качества поверхности изделия. Проводятся исследования металлографической структуры, свойств и микрогеометрии поверхностного слоя сталей и титановых сплавов, упрочненных данным способом.

Методика эксперимента

Комбинированная обработка состоит в последовательном проведении операций ЭМО и БУФО.

ЭМО заключается в контактном воздействии на локальную зону поверхности материала давлением 100–1500 МПа и одновременной ее термической обработке при высоких скоростях нагрева и охлаждения до 10^5 °C/с за счет пропускания электрического тока плотностью

200–1000 А/мм² [1]. В качестве электрода-инструмента применяются конические ролики из твердого сплава ВК6С диаметром 60 мм, с углом заточки 3–5° и цилиндрической «ленточкой» контакта 0,5–0,7 мм.

При БУФО излучатель ультразвука, колеблющийся с частотой 22 кГц, поджимается твердосплавным рабочим наконечником к поверхности детали с усилием до 1000 Н [8]. Материал в зоне контакта пластически деформируется, происходит сглаживание вершин микронеровностей и упрочнение приповерхностного слоя с формированием сжимающих остаточных напряжений.

Технологии реализованы на токарном станке типа 16К20, перенастройка метода осуществляется путем смены инструментального приспособления в резце-держателе.

Выбор основных режимов ЭМО (скорости обработки V , подачи S , плотности тока j , деформирующего усилия F) и последующей БУФО для трех исследованных материалов – сталь 40, сталь Р6М5, титановый псевдо- α -сплав 5В – определяется достижением комплекса исследуемых свойств (микротвердости и шероховатости обработанной поверхности).

Использовались цилиндрические образцы из указанных материалов диаметром 15 мм и длиной 150 мм. При помощи рассматриваемых технологий на поверхности образца создавались участки, обработанные по каждому из методов: 1 – ЭМО, 2 – БУФО, 3 – ЭМО+БУФО, а также 4 – участок исходного (необработанного) материала. На каждом из участков выре-

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (ГК 14.В37.21.1091)

зались поперечные шлифы для изучения структуры и микротвердости материала по глубине поверхностного слоя. Параметры шероховатости определялись с внешней обработанной поверхности образцов.

Использовалось следующее оборудование: профилограф-профилометр ПМ-7, лазерный микроскоп Olympus LEXT OLS 3000 (Западно-Чешский университет), микротвердомер ПМТ-3М.

Результаты и обсуждение

ЭМО сопровождается высокоскоростной закалкой поверхностного слоя стальных образцов (на глубину до 0,2–0,3 мм) с образованием бесструктурного мартенсита – гарденита, отличающегося повышенной твердостью и низкой травимостью (белый слой) [9]. На поверхности исследованного титанового сплава также формируется упрочненный слой со структурой, сформированной в результате горячей пластической деформации (термическому упрочнению сплав 5В не подвергается).

Ультразвуковая обработка, проведенная после ЭМО, как и в случае с исходно неупрочненным материалом, не приводит к видимым изменениям в структуре металла – строение упрочненного «белого слоя» после ЭМО и ЭМО+БУФО идентично.

Для титанового сплава ультразвуковая обработка сопровождается измельчением зерен от исходного размера в 20–40 мкм до 5–10 мкм. При комбинированном воздействии ЭМО+БУФО размер зерен также уменьшается с 15–20 мкм после ЭМО до указанных значений (5–10 мкм) после БУФО.

На рис. 1 показано относительное изменение микротвердости поверхностного слоя стальных (Р6М5) и титановых (5В) образцов после ультразвуковой, электромеханической и комбинированной обработок.

Высокоскоростная закалка стали в ходе ЭМО приводит к росту микротвердости от 40–60 % (для быстрорежущей стали, а также сталей в закаленном состоянии) до 3–4 раз (для нормализованных средне- и высокоуглеродистых сталей).

Для титанового сплава 5В рост микротвердости после ЭМО (около 20 %) сопоставим с соответствующими значениями после БУФО (рис. 1). Это связано с невысоким уровнем деформаций при фазовых переходах вследствие практически одинакового удельного объема образующихся фаз (α , β , α'), а также быстро протекающими процессами отжига, которых не

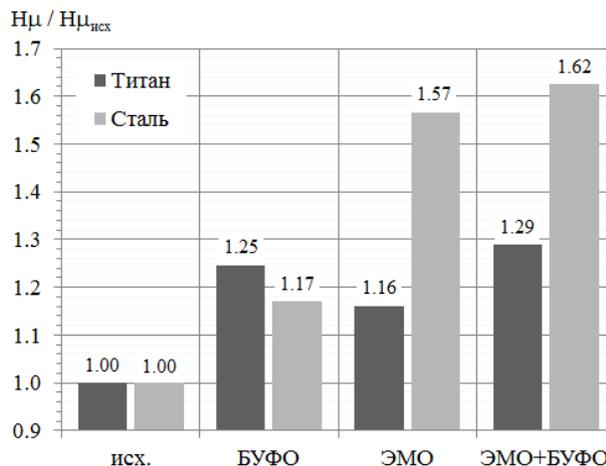


Рис. 1. Относительное изменение средней микротвердости поверхностного слоя образцов стали Р6М5 и титанового сплава 5В в исходном состоянии (исх.), после ультразвуковой (БУФО), электромеханической (ЭМО) и комбинированной (ЭМО+БУФО) обработок

удается избежать даже при высокоскоростном электронагреве. Та же степень упрочнения поверхности (около 25 % повышения твердости) достигается за счет поверхностной пластической деформации, как в присутствии нагрева (при ЭМО), так и без него (при БУФО). Во всех случаях структура упрочненной поверхности характеризуется высокой степенью дисперсности – размер зерен снижается в 5–10 раз.

После БУФО исходная микротвердость поверхности стальных и титановых образцов возрастает примерно одинаково на 20–25 % в связи с механическим упрочнением металла. Из рис. 1 видно, что БУФО, проведенная после ЭМО, дополнительно повышает микротвердость не более чем на 5 % для стальных и около 10 % для титановых образцов по сравнению с твердостью после ЭМО. Это объясняется исчерпанием возможностей деформационных механизмов упрочнения материала после ЭМО. Образующийся высокопрочный поверхностный слой практически не поддается пластическим деформациям и механическому упрочнению при последующих нагружениях.

В результате БУФО исходной поверхности среднее отклонение профиля Ra (на базовой длине 0,25 мм) снижается в 4 раза (с 0,47 до 0,11 мкм, 11 класс), высота неровностей Rz – в 5 раз (с 2,61 до 0,47 мкм), наибольшая высота профиля R_{max} – в 4 раза (с 3,47 до 0,71 мкм).

После ЭМО исходной поверхности наблюдается образование достаточно высоких пиков неровностей на границе соседних треков, чередующихся с канавками (рис. 2), выдавленными

в зоне контакта инструмента с поверхностью в ходе горячей пластической деформации металла. Это ведет к увеличению шероховатости поверхности почти в 4 раза – R_a увеличивается с 0,47 мкм у исходной поверхности до 1,49 мкм после ЭМО. Ультразвуковая обработка, проведенная после ЭМО, позволяет снизить параметр R_a в 7 раз (с 1,49 до 0,2 мкм, 10 класс), R_z – в 2 раза (с 6,57 до 3,47 мкм), при этом максимальная высота неровностей

R_{max} снижается менее чем на 10 % (с 11,49 до 10,51 мкм).

На рис. 2 показано сопоставление профиля неровностей поверхности образца из сплава 5В после ЭМО (кривая 1) и после ЭМО+БУФО (кривая 2). Установлено, что указанное снижение параметров шероховатости после БУФО происходит за счет выглаживания пиков макро- и микронеровностей, образованных в результате ЭМО.

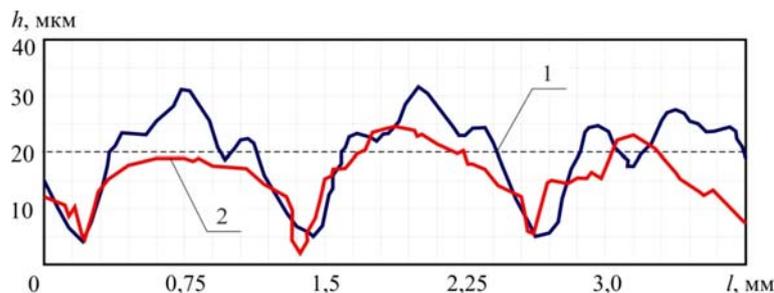


Рис. 2. Профилограммы поверхности титанового сплава 5В после ЭМО (1) и ЭМО+БУФО (2)

Профиль поверхности имеет периодический характер канавок и пиков макронеровностей. Пики и впадины чередуются с шагом, равным подаче инструмента в ходе ЭМО (в данном случае 0,4 мм). При этом наибольшая глубина впадин и высота пиков достигается с периодом (здесь 1,2 мм), примерно соответствующим ширине контактной поверхности инструмента (около 0,8 мм). Это связано с наследованием после БУФО макрорельефа, полученного в ходе ЭМО при горячем выдавливании деформирующим инструментом на поверхности металла винтовой канавки. Шаг канавки равен величине подачи инструмента при ЭМО. При этом глубина впадины изменяется периодически и достигает максимума через одинаковые промежутки, соответствующие смещению инструмента на расстояние, превышающее ширину ленточки контакта. При таком смещении в процесс горячей деформации вовлекаются участки металла, не упрочненные на предыдущих шагах подачи, что обеспечивает наибольшую глубину выдавленной впадины.

Авторы выражают благодарность сотрудникам Западно-чешского университета Б. Машеку, Г. Ирковой за помощь в проведении экспериментальных исследований.

Выводы

1. Разработанный комбинированный метод, сочетающий технологии электромеханической и ультразвуковой обработок, позволяет полу-

чать на поверхности металлических изделий высокопрочные слои, обладающие эффективным комплексом макро- и микрогеометрических, структурных и механических характеристик. При исследовании образцов из нескольких марок сталей и титанового сплава, упрочненных этим методом, установлено снижение шероховатости поверхности в 4–7 раз, повышение дисперсности структуры в 5–10 раз, увеличение микротвердости материала – в 2–4 раза.

2. Показано, что повышение твердости поверхности стальных образцов обеспечивается высокоскоростной закалкой металла в ходе ЭМО с формированием в тонком поверхностном слое ультрадисперсной мартенситной структуры – гарденита. Для исследованного титанового сплава термическая обработка при ЭМО не приводит к существенному упрочнению. Рост твердости и измельчение зерна металла в этом случае обеспечиваются интенсивной пластической деформацией при одновременном нагреве материала.

3. Эффективность БУФО после ЭМО достигается за счет повышения качества обработанной поверхности и формирования благоприятного для трущихся пар макрорельефа (с увеличенной площадью упрочненных ЭМО опорных выступов).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация / В. П. Баг-

мутов, С. Н. Паршев, Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров. – Новосибирск: Наука, 2003. – 318 с.

2. Эдигаров, В. Р. Классификация комбинированных методов обработки на основе электромеханического упрочнения / В. Р. Эдигаров, И. Ю. Килунин, В. В. Дегтярь // Современные наукоемкие технологии. – 2012. – № 3. – С. 32–35.

3. Дудкина, Н. Г. Исследование характеристик деформационного упрочнения стальных образцов, обработанных ЭМО+ППД / Н. Г. Дудкина, А. А. Садовин // Металлообработка. – 2012. – № 1. – С. 37–40.

4. Матлин, М. М. Особенности формирования упрочненного слоя при электромеханической обработке с динамическим силовым воздействием / М. М. Матлин, Н. Г. Дудкина, А. Д. Дудкин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. – № 6. – С. 38–40.

5. Комбинированное фрикционно-электрическое модифицирование стальных поверхностей трения / Ю. К. Маш-

ков, В. Р. Эдигаров, М. Ю. Байбарацкая, З. Н. Овчар // Трение и износ. – 2006. – Т. 27, № 3. – С. 89–92.

6. Исследование структуры и свойств наноматериалов, полученных комбинированной обработкой / В. П. Багмутов, В. И. Калита, И. Н. Захаров, А. Ю. Иванников, Е. Б. Захарова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 2 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – Т. 10. – С. 102–106.

7. Упрочнение плазменных покрытий электромеханической обработкой / В. П. Багмутов, В. И. Калита, И. Н. Захаров, Д. И. Комлев, А. Ю. Иванников // Физика и химия обработки материалов. – 2008. – № 1. – С. 38–42.

8. Холопов, Ю. В. Безабразивная ультразвуковая финишная обработка металлов / Ю. В. Холопов, А. Г. Зинченко, А. А. Савиных. – Л.: ЛДНТП, 1988. – 18 с.

9. Bagmutov, V. P. Formation of surface layer structure produced by electromechanical strengthening of carbon steels / V. P. Bagmutov, N. G. Dudkina, I. N. Zakharov // Mechanika. – 2005. – № 2. – P. 55–59.

В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, А. И. Горунов, М. В. Кириличев, П. В. Куимов

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ И МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КОНЦЕНТРАТОРАХ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ИЗГИБЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

В работе изучена роль концентраторов при растяжении и изгибе литейного титанового сплава 5ВЛ в накоплении и соотношениях пластических макро- и микродеформаций.

Ключевые слова: концентратор напряжений, макродеформация, микродеформация, цилиндрические и призматические образцы, титановый псевдо- α -сплав.

In the study, we investigated the role of hubs in tension and bending of cast titanium alloy 5ВЛ in the accumulation of plastic and ratios of macro-and mikrodeformations.

Keywords: stress concentrator, macrodeformation, microdeformation, cylindrical and prismatic specimens, titanium pseudo- α -alloy.

Для оценки конструкционной прочности, наряду со стандартными механическими характеристиками, важно знать чувствительность материалов к концентраторам напряжений, что особенно важно для титановых сплавов [1]. Влияние концентраторов на служебные свойства изучают при растяжении цилиндрических образцов с кольцевыми надрезами [2] или изгибе призматических образцов с *U*-образными вырезами [3]. Варьирование параметрами концентраторов позволяет изменять жесткость напряженного состояния, а уточнение значений напряжений и деформаций конструкционных материалов с учетом вида нагружения и жесткости напряженного состояния дает возможность надежнее назначать критерии прочности, уменьшая число возможных допущений. Исследование пластических деформаций при изгибе, в отличие от растяжения, позволяет легче

проследить кинетику пластического деформирования и разрушения, так как в этих условиях наибольшие деформации, зарождение и рост трещины развивается на поверхности образца или в приповерхностных слоях. При изгибе пластичных материалов представляется возможность контролировать и стадии роста трещины [4], что при растяжении без дополнительных приемов не удается из-за больших значений накопленной при растяжении потенциальной энергии упругой деформации, приводящей к мгновенному разрыву образца в момент появления трещины.

В работе проведено экспериментальное исследование развития пластических деформаций и оценка их предельных величин в зоне вершины кольцевого концентратора с различным значением коэффициента концентрации напряжений при статическом растяжении цилиндрических образцов и при изгибе призматических образцов из литейного титанового псевдо- α -сплава.

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (ГК 14.В37.21.1091)

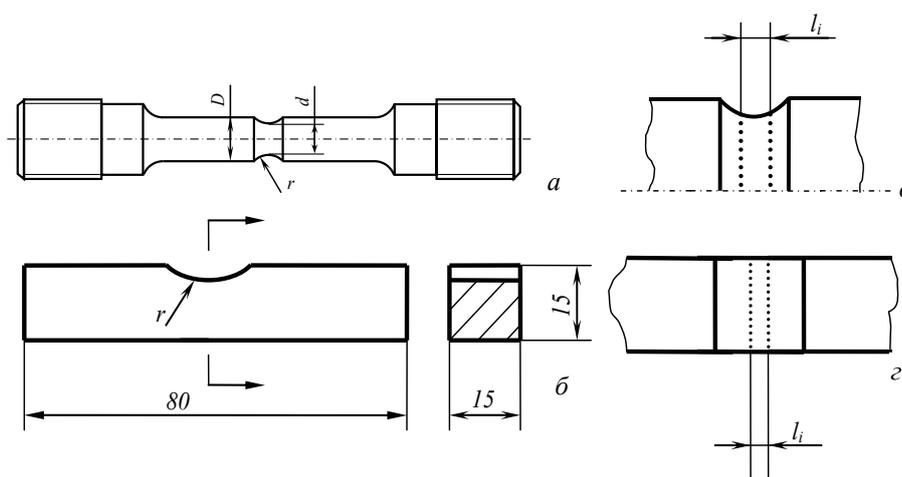


Рис. 1. Образцы для исследований с концентратором для испытания на растяжение (а), призматический образец для испытания на трехточечный изгиб (б), фрагменты схемы нанесения реперных точек в концентраторах цилиндрического (в) и призматического (г) образцов

Образцы из титановых псевдо- α -сплавов 5ВЛ цилиндрические с исходным диаметром 12 мм и призматические сечением 15×15 (рис. 1) подвергали соответственно растяжению и изгибу.

Структура сплавов крупнозернистая. Размер превращенных β -зерен с α -оторочками составлял несколько мм. По телу зерен можно наблюдать или колонии различно ориентированных α -пластин с оторочками β -фазы или одинаково ориентированные по всему зерну колонии превращенной α -фазы.

Механические свойства: предел прочности $\sigma_b = 852,2$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 791,7$ МПа, относительное удлинение $\delta = 6,4$ %, относительное сужение при разрыве $\psi = 16$ %.

Основными параметрами, определяющим геометрию концентратора при изгибе, являлись глубина концентратора, составляющая 5 мм, и радиус в вершине (устье) надреза R , который для призматических образцов составил: ∞ ; 1,2; 2,5; 5 мм. При растяжении цилиндрических образцов ряд для R включал значения: ∞ ; 0,05; 1,2; 1,25; 2,5; 5 мм. Диаметр гладких цилиндрических образцов составил 8,4 мм. При проведении эксперимента выполнялось условие $d/D = 0,701$, где d – диаметр в минимальном сечении образца, D – наибольший диаметр расчетной части образца.

Поверхность концентраторов после механической обработки с целью удаления наклепанного слоя шлифовалась, химически протравливалась и полировалась.

Нагружение осуществлялось на испытательной установке УМЭ-10ТМ, с записью диаграмм нагрузка F – удлинение Δl при растяжении, нагрузка F – прогиб f при трехточечном

изгибе (рис. 2). Скорость нагружения гладких образцов составила 5 мм/мин, с концентратором 0,5 мм, что примерно выровняло скорости деформаций [3].

В вершине концентратора специально изготовленным индентором наносились реперные точки на расстоянии 0,3–0,5 мм (в зависимости от радиуса при вершине концентратора). Определение локальных микродеформаций проводилось по формуле $e_i = \ln(l_i/l_0)$, где l_i и l_0 – соответственно исходная и текущая в момент измерения длины участка (рис. 1).

В процессе испытания цилиндрических образцов с надрезами измеряли макроскопическую деформацию в минимальном сечении $e_\psi = \ln(1-\psi)^{-1}$, где $\psi = (A_0 - A)/A_0$, A_0 и A – площади поперечного сечения соответственно исходная и в момент измерения. При изгибе призматических образцов с надрезом за меру макродеформации принимали величину угла изгиба образца α , рассчитываемую при неизменных геометрических параметрах установки и образцов по величине прогиба f .

Результаты экспериментов выявили следующие закономерности.

Сопоставление диаграмм растяжения и изгиба (рис. 2 а, б) позволяет отметить общие закономерности и некоторые отличия влияния концентраторов на сопротивление деформированию (рис. 2). Для обоих видов нагружений отмечается снижение величин макроскопических деформаций при нагружении образцов с концентраторами.

Однако имеются и отличия. Во-первых, при изгибе относительное увеличение максимальной нагрузки при сопоставимых значениях ве-

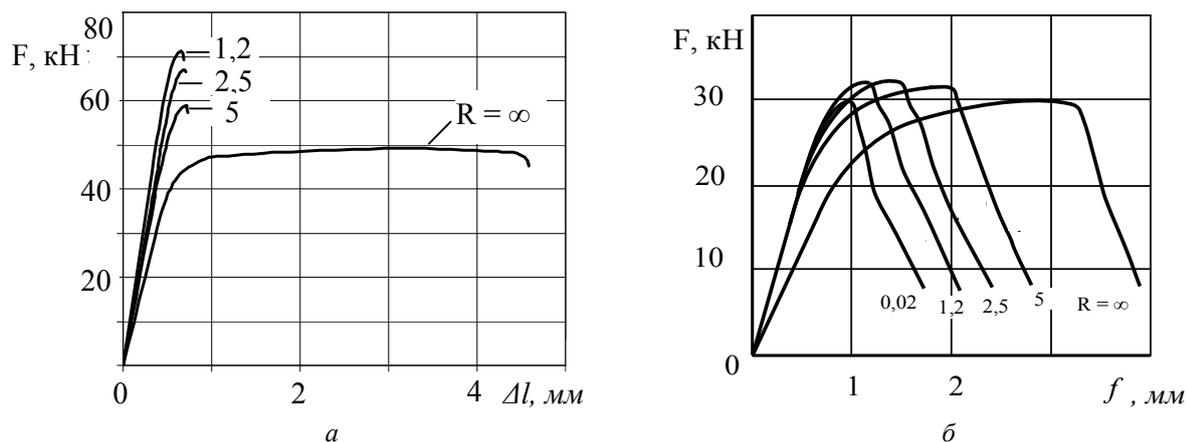


Рис. 2. Машинные диаграммы деформирования образцов из сплава 5ВЛ с различными радиусами в устье надреза: а – при растяжении цилиндрических образцов; б – при трехточечном изгибе призматических образцов

личины теоретического коэффициента концентрации напряжений существенно ниже, чем при растяжении. Наибольшее изменение отношения максимальной нагрузки для образца с концентратором к максимальной нагрузке для гладкого образца составило 1,4, а при изгибе эта величина равнялась 1,07. Другой отличительной особенностью является вид кривых, а следовательно, и сопротивление разрушению, на заключительной стадии нагружения – на стадии роста трещины. При растяжении наблюдается мгновенный разрыв образца, а применяемая методика испытания без дополнительных усовершенствований не позволяет зарегистрировать стадию роста трещины. Такое поведение связано с большим запасом потенциальной энергии упругой деформации, запасенной образцом и нагружающей системой в процессе растяжения [10].

При изгибе стадия роста трещины фиксируется на диаграмме изгиба вплоть до окончательного снижения нагрузки, т. е. записывается полная диаграмма испытания образца [11]. Отмечается единообразный для всех образцов ход кривых диаграммы разрушения на стадии роста трещины после достижения максимальной нагрузки.

Заключительная стадия диаграммы изгиба отражает закономерности сопротивления деформированию на стадии роста трещины. Для всех диаграмм отмечается практически одинаковый вид кривых зависимости несущей способности (нагрузки) от величины прогиба, включающего прирост трещины и развитие пластических деформаций с сопутствующим накоплением повреждений впереди вершины трещины. Из сопоставления вида этих кривых

можно заключить, что на стадии роста трещины влияние остроты концентраторов практически не наблюдается, а энергия, затрачиваемая на образование новых поверхностей на этой стадии нагружения, которую можно оценить площадью под соответствующей кривой, также практически не зависит от параметров концентратора, т. е. является постоянной характеристикой материала. Такой результат кажется естественным, так как на этой стадии сопротивление деформированию и разрушению определяется уже свойствами материала впереди вершины растущей трещины и одинаково для всех образцов, независимо от величины концентрации напряжений.

Развитие макродеформаций и локальных микродеформаций в зоне вершины концентратора и по деформируемому объему приведено на рис. 3, а, б. Разброс локальных деформаций, представленный на рис. 3 (область Д), говорит о неоднородном характере структурных деформаций в сложной, крупнозернистой структуре сплава 5ВЛ.

Макроскопическая по сечению деформация e_{ψ} снизилась в обоих случаях по отношению к исходному практически в 3 раза. При этом уменьшения предельных локальных деформаций на поверхности концентратора или не отмечено, или это уменьшение незначительное. Из рис. 3 следует, что предельная локальная микродеформация в зоне концентратора определяется исходной пластичностью и слабо зависит от параметров концентратора. Изменение предельной макроскопической деформации e_{ψ} определяется преимущественно параметрами концентратора.

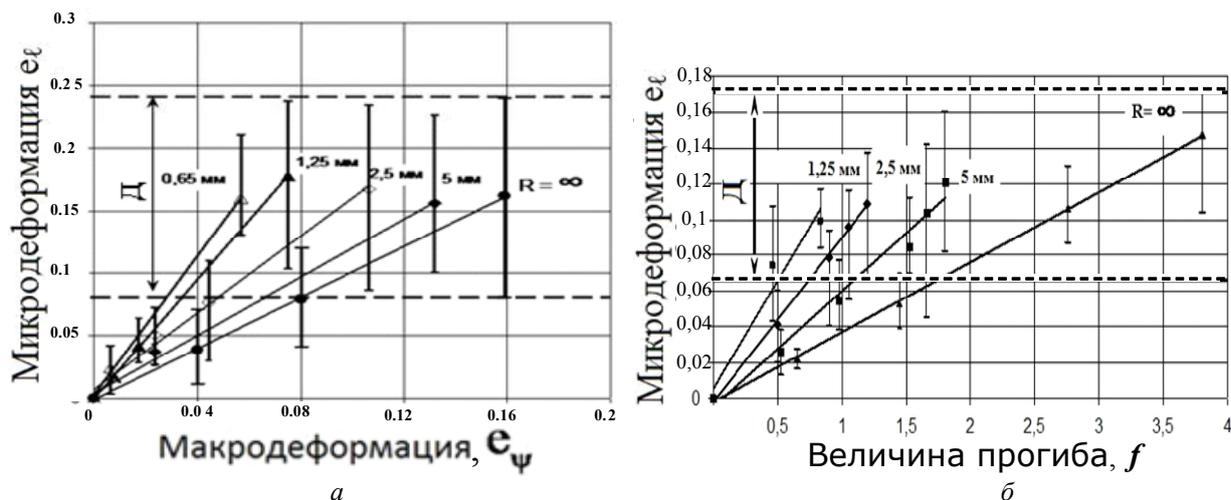


Рис. 3. Распределение микродеформаций в зависимости от величины макродеформаций e_{ψ} (а) и величины прогиба f (б) при различных радиусах в вершине надреза литейного сплава 5ВЛ1

На рис. 4, а приведены значения относительного изменения предельных макроскопических деформаций в зависимости от величины исходного теоретического коэффициента концентрации напряжений при растяжении и изгибе. Подтверждается установленная ранее при растяжении зависимость снижения величины предельных деформаций с увеличением остроты надреза [6]. За меру макроскопической дефор-

мации в этом случае принималось относительное изменение предельной величины угла изгиба образца с концентратором по отношению к аналогичному параметру гладкого образца. При изгибе, хотя и сохраняется общая закономерность влияния концентратора, интенсивность снижения все же более сильная. С увеличением жесткости напряженного состояния предельная пластичность явно уменьшается.

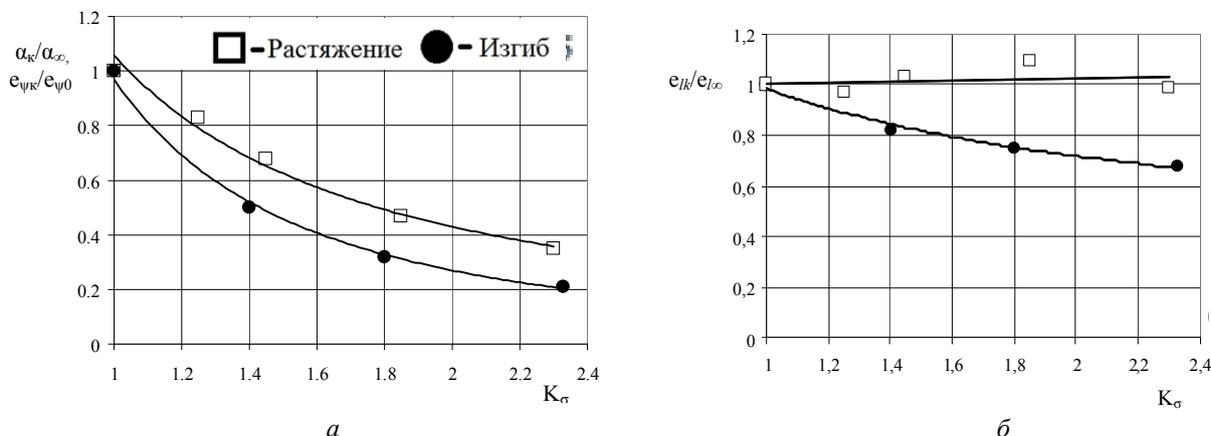


Рис. 4. Относительное изменение при растяжении и изгибе предельных деформаций в зависимости от величины исходного теоретического коэффициента концентрации напряжений: а – макроскопические $e_{\psi k}/e_{\psi 0}$ и α_k/α_{∞} и б – микроскопические $e_{ik}/e_{i\infty}$ деформации

При сопоставимых значениях коэффициента K_{σ} предельное снижение пластичности при растяжении составило 0,32, а при изгибе 0,2, что на 37 % больше. Другие результаты получены по относительному изменению предельных локальных деформаций, измеренных в вершине концентратора (рис. 4, б).

При растяжении, независимо от остроты концентратора, предельная пластическая ло-

кальная деформация остается практически постоянной. Иная зависимость получена при изгибе призматических образцов: с увеличением теоретического коэффициента концентрации напряжений K_{σ} величина предельной деформации неуклонно снижается, повторяя зависимость изменения макроскопической деформации. Здесь следует отметить, что из-за грубой крупнозернистой структуры сплава протекание

локальных деформаций происходит крайне неоднородно, с большим разбросом около среднего значения.

На величину предельных деформаций при изгибе также мог оказать влияние и более высокий, по сравнению с растяжением, градиент макроскопических напряжений [9], а также при одинаковых теоретических значениях коэффициента концентрации напряжений большая по сравнению с растяжением глубина концентратора и, наконец, формирование предельного напряженного состояния в приповерхностных слоях. При растяжении зарождение трещины происходит в центральной зоне поперечного сечения [8].

Выводы

1. Проведено сравнительное изучение величин макроскопических и локальных деформаций в зоне концентратора в зависимости от его параметров при растяжении цилиндрических и изгибе призматических образцов. Подтверждена полученная для растяжения степенная зависимость снижения пластичности от коэффициента концентрации напряжений. Аналогичная зависимость получена и при изгибе, но эффект снижения предельной макропластичности выше.

2. Изучено влияние накопления локальных деформаций на базе, меньшей размера зерна, в зоне вершины концентратора при растяжении и изгибе. Установлено слабое влияние исходного коэффициента концентрации напряжений на изменение предельных локальных деформаций при разрыве и снижение локальных деформаций при изгибе. На наблюдаемое различие закономерностей при растяжении и изгибе может оказать влияние градиент макроскопических деформаций и напряжений.

3. Влияние концентратора на сопротивление деформированию проявляется в основном до момента роста трещины. Испытания на изгиб показали, что параметры концентратора не оказывают влияния на сопротивление росту трещины, что без специальных усовершенствований методики испытаний при растяжении невозможно установить.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горынин, И. В. Титан в машиностроении / И. В. Горынин, Б. Б. Чечулин. – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.
2. Багмутов, В. П. Закономерности сопротивления пластическим деформациям при растяжении цилиндрических образцов с кольцевым надрезом / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, А. И. Горунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 105–109.
3. Водопьянов, В. И. Температурно-скоростная зависимость предела текучести титанового сплава / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев // *Mechanika (Kaunas)*. – 1998. – № 4(15). – С. 24–27.
4. Водопьянов, В. И. Метод экспериментального определения момента старта трещины / В. И. Водопьянов // Заводская лаборатория. – 1996. – № 8. – С. 44–47.
5. Водопьянов, В. И. К вопросу построения истинной диаграммы деформирования на стадии шейкообразования / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, В. В. Травин // Заводская лаборатория и диагностика материалов. – 2007. – Т. 73. – № 7. – С. 53–58.
6. Водопьянов, В. И. Зависимость предельной пластичности от жесткости напряженного состояния при испытании цилиндрических образцов с кольцевым надрезом / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, А. И. Горунов, С. Б. Гаманюк // Прогрессивные технологии в обучении и производстве: матер. IV Всерос. конф., г. Камышин, 18–20 октября 2006 г. / КТИ (филиал) ВолгГТУ [и др.]. – Камышин, 2006. – Т. 1. – С. 66–69.
7. Багмутов, В. П. О влиянии структуры на пластическую деформацию и разрушение литейного титанового псевдо- α -сплава / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, А. И. Горунов // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 12. – С. 30–35.
8. Багмутов, В. П. О влиянии структурного состояния и концентраторов на сопротивление разрушению цилиндрических образцов / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, А. И. Горунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 41 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 99–103.
9. Keiitaro, Enami Evaluation of Plastic Deformation Limit by Circumferentially Notched tension Test / Keiitaro Enami, Kotobu Nagai // *ISIJ International*. – 2005. – Vol. 45. – № 6. – P. 930–936.
10. Корицунов, А. И. Влияние запасенной упругой энергии на величину разрушающего напряжения / А. И. Корицунов, В. П. Ващенко // Проблемы прочности. – 1982. – № 7. – С. 91–95.
11. Чаусов, Н. Г. Полная диаграмма деформирования как источник информации о кинетике накопления повреждений и трещиностойкости материалов / Н. Г. Чаусов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – № 7. – Т. 70. – С. 42–49.

УДК 669.017:539.431

А. Н. Савкин, А. В. Сиромахин, М. А. Суханов

МОДЕЛИРОВАНИЕ В MATHCAD КИНЕТИКИ РОСТА ТРЕЩИНЫ В МЕТАЛЛЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ БЛОЧНОГО И СЛУЧАЙНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail:sopromat@vstu.ru, alexander.v.siromakhin@gmail.com)

Рассмотрена возможность оценки долговечности металла с дефектом в виде трещины на основе моделирования ее роста при различных спектрах случайного нагружения.

Ключевые слова: оценка долговечности, рост трещины, случайное и блочное нагружение.

The possibility of evaluation of durability of metal with a defect in the form of cracks based on the modeling of growth in different random loading spectra considered.

Keywords: durability estimation, crack growth, random and block loading.

Исследование закономерностей кинетики усталостных трещин является одним из ключевых составляющих обеспечения конструкционной прочности, роль которого возрастает с увеличением напряженности современных конструкций, повышением характеристик прочности конструкционных материалов и переходом к эксплуатации по допустимым повреждениям. Основой такого подхода является надежное прогнозирование роста усталостных трещин. В настоящей работе была исследована долговечность конструктивного элемента (проушины) стойки самолета с дефектом в виде трещины. Основные механические характеристики, параметры трещиностойкости взяты из литературного источника [1]. Схема исследуемого конструктивного элемента показана на рис. 1.

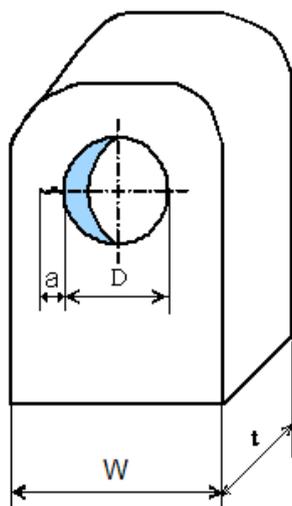


Рис. 1. Схема исследуемого конструктивного элемента (проушины)

Геометрические параметры: $W = 33$ мм, $D = 20$ мм, $t = 11$ мм. Начальная длина трещины $a_0 = 1$ мм, критическая длина трещины $a_{кр} = 3,5$ мм

Материал проушины – сталь 30ХГСА. В табл. 1 показаны параметры трещиностойкости конструктивного элемента при стационарном циклическом нагружении.

Таблица 1

Исходные данные по трещиностойкости исследуемого конструктивного элемента по [1]

Пороговый и критический коэффициент интенсивности напряжений		Параметры кривой Пэриса	
ΔK_{th} (МПа $\sqrt{м}$)	ΔK_{fc} (МПа $\sqrt{м}$)	C	n
8	54,5	$3,38 \cdot 10^{-8}$	2,58

Исследование долговечности развития трещины на стабилизированном участке диаграммы усталостного разрушения (КДУР) проводили на основании уравнения Пэриса

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n, \quad (1)$$

где C , n – постоянные материала; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений, определяемый по формуле

$$\Delta K = \sigma_a \sqrt{\pi a} \cdot \gamma, \quad (2)$$

σ_a – амплитуда циклического напряжения;

$\gamma = f\left(\frac{a}{W}\right)$ – геометрический параметр, описывающий форму концентратора напряжений конструктивного элемента. Отсюда долговечность определяется как

$$N = \int_{a_0}^{a_{кр}} \frac{da}{C \Delta K^n}. \quad (3)$$

Моделирование кинетики роста трещины проводилось на основании программирования в Mathcad по принципу цикл за циклом при различных видах блочного и случайного нагружения. На рис. 2. представлена блок-схема алгоритма оценки продолжительности роста тре-

щины при случайном нагружении без учета взаимодействия амплитуд напряжений.

Список используемых наименований

i – число циклов; j – число блоков нагружения; v_6 – продолжительность блока нагружения;

HCC – выборка случайного нагружения; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений; Δa – приращение трещины за цикл нагружения; Y – геометрический параметр; V – полнота спектра.

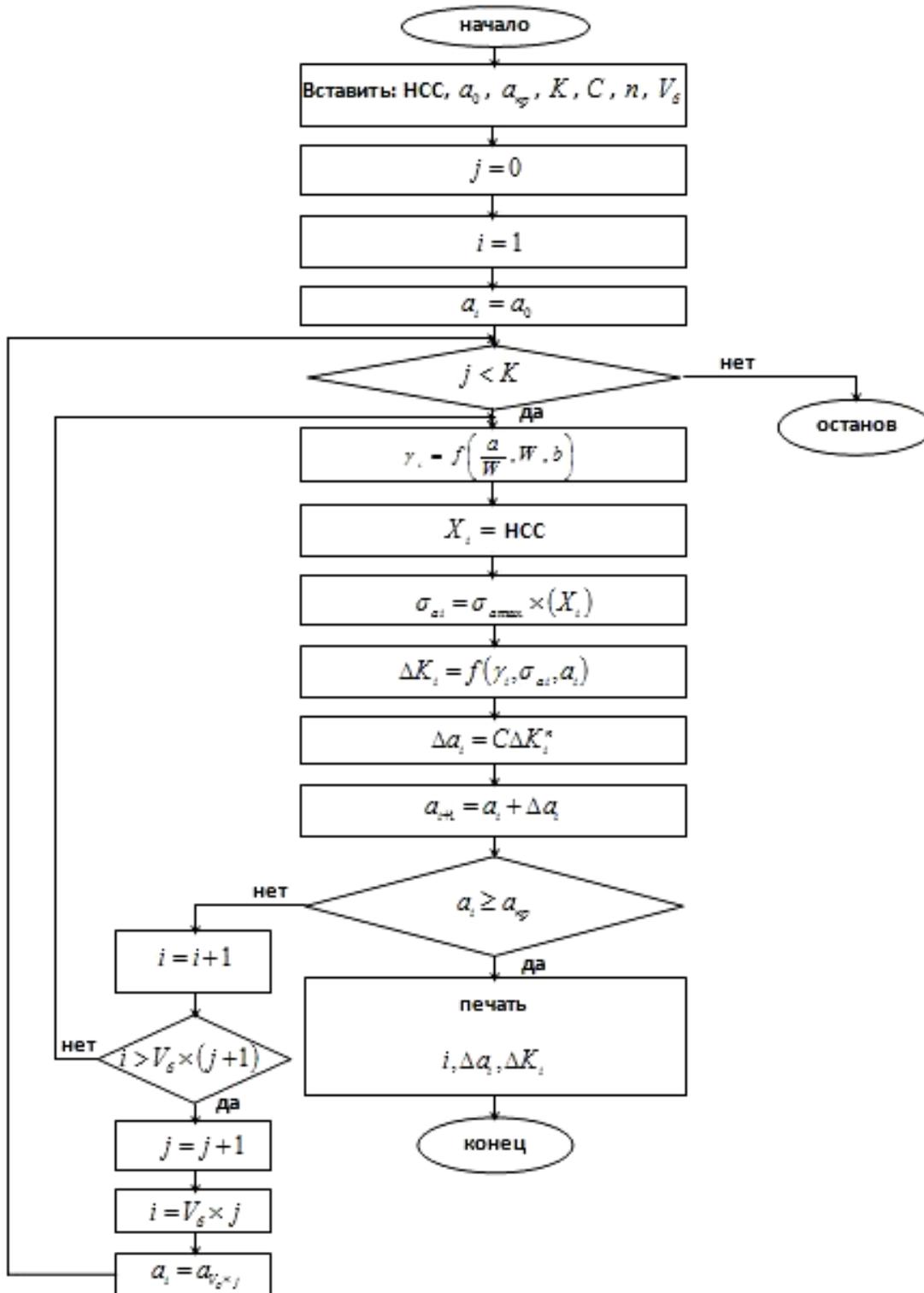


Рис. 2. Блок-схема оценки долговечности проушины при случайном нагружении

Внешнее воздействие на конструктивный элемент было представлено стационарным циклическим нагружением, ступенчатой блочной нагрузкой, случайными спектрами нагружения. Все блочные нагрузки и спектры нагружения были нормализованы, максимальная амплитуда напряжений $\sigma_{a\max} = 178$ МПа. Различие спектров и блоков нагружения между собой оценивали полнотой спектра или блока нагружения по формуле

$$V = \left[\frac{1}{v_0} \left[\sum_{i=1}^r \frac{1}{v_{ai}} \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a\max}} \right)^m \right] \right]^{\frac{1}{m}}, \quad (4)$$

где v_0 , v_{ai} – продолжительность в циклах блока и i -й ступени нагружения; r – количество ступе-

ней нагружения. Для случайного спектра продолжительностью v_0 принимали v_{ai} равное 1, а r равное V_0 ; m – параметр, оценивающий наклон кривой выносливости при ее описании в двойных логарифмических координатах ($\lg \sigma_a - \lg N$).

Были использованы следующие спектры нагружения [2]: *MFS* – miniFalstaff, спектр при маневрировании боевого истребителя; *MTW* – miniTwist, спектр нагружения транспортного самолета; *SAESUS* – обобщенный спектр нагружения передней подвески легкового автомобиля; *SAEBRACKET* – спектр нагружения тормозного механизма автомобиля; *CY* – спектр нагружения передней подвески автомобиля внедорожника (рис. 3).

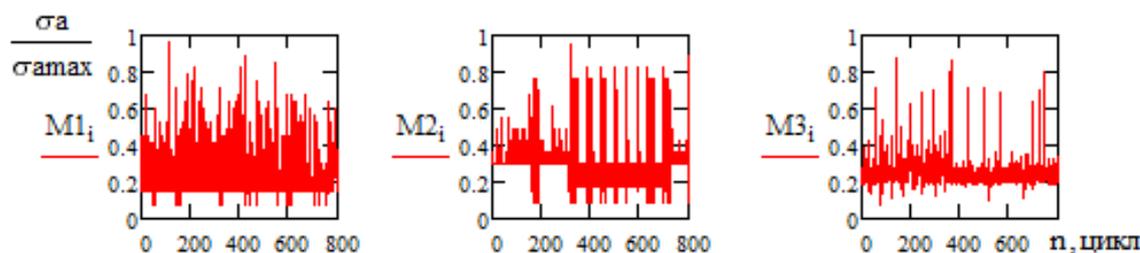


Рис. 3. Нормализованные спектры нагружения: M1 – *MFS*; M2 – *MTW*; M3 – *SAESUS*

В работе [3] была показана зависимость долговечности работы материалов при случайном и ступенчатом нагружении от характера внешнего воздействия, определяемого полнотой спектра нагружения. Представляется интересной оценка такой зависимости и на этапе роста усталостной трещины.

Был проведен расчет продолжительности роста трещины конструктивного элемента от трещины, равной 1 мм, до ее критического значения $a_{кр} = 3,5$ мм по формуле и на основе моделирования в Mathcad цикл за циклом по различным программам нагружения

$$N_{\Sigma} = \frac{10^{C + [(1+C) \log n(1-V)]}}{\left(\frac{K_{fc}}{K_{th}} \right)^n}, \quad (5)$$

где $C = 5,6$ – постоянная материала.

Результаты расчета и моделирования продолжительности роста трещины по различным программам показаны в табл. 2.

Таблица 2

Продолжительность роста трещины конструктивного элемента по различным программам

	0	1	2	3
0	"стационар"	1	$3.53 \cdot 10^3$	$2.749 \cdot 10^3$
1	норм распред"	0.66	$2.2 \cdot 10^4$	$3.755 \cdot 10^4$
2	"2-ступен"	0.906	$4.95 \cdot 10^3$	$5.757 \cdot 10^3$
3	"MTW "	0.618	$5.45 \cdot 10^4$	$5.133 \cdot 10^4$
4	"MFS"	0.585	$7.6 \cdot 10^4$	$6.801 \cdot 10^4$
5	"SAESUS "	0.539	$9.8 \cdot 10^4$	$9.592 \cdot 10^4$
6	"SAEBRACKET"	0.533	$5.275 \cdot 10^4$	$9.896 \cdot 10^4$
7	"CY"	0.636	$8.2 \cdot 10^4$	$4.53 \cdot 10^4$
8	"7-ступен"	0.76	$3.1 \cdot 10^4$	$1.719 \cdot 10^4$

Примечание: 1 – полнота спектра или ступенчатого нагружения; 2 – моделирование продолжительности роста трещины; 3 – расчет по предложенной формуле (5)

Расчетные данные (прямая линия) и результаты моделирования кинетики роста трещины в зависимости от полноты спектра хорошо видны на рис. 4.

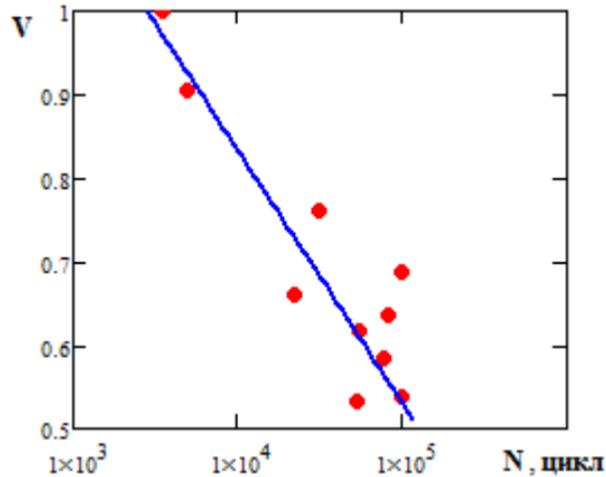


Рис. 4. Кривая продолжительности роста трещины в зависимости от полноты спектра нагружения

Таким образом, показана возможность оценки продолжительности роста трещины в зависимости от полноты спектра или блочного нагружения, что позволяет еще на этапе проектирова-

ния технического объекта и наличия параметров и характера спектра нагружения изделия прогнозировать кинетику и продолжительность роста трещины до критических размеров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бойцов, Б. В. Прогнозирование долговечности нагруженных конструкций: комплексное исследование шасси самолета / Б. В. Бойцов. – М.: Машиностроение, 1985. – 232 с.
2. Савкин, А. Н. Стандартные спектры нагружения для различных технических объектов / А. Н. Савкин, А. А. Седов, А. В. Сиромехин, А. В. Андроник // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 5). – С. 99–105.
3. Савкин, А. Н. Моделирование рассеянной поврежденности сталей в зависимости от полноты спектра внешнего нерегулярного нагружения, аппроксимированного блочной нагрузкой / А. Н. Савкин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолгГТУ. – 2007. – Т. 9. – С. 235–238.

В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, А. В. Коробов, А. В. Вдовенко, И. А. Стребков

ОПИСАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В РАМКАХ ДВУСТАДИЙНОЙ МОДЕЛИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

В работе представлена оригинальная методика описания циклической ползучести конструкционных материалов в рамках кинетической двухстадийной модели. Для титанового сплава определены все необходимые параметры модели.

Ключевые слова: циклическая ползучесть, математическое моделирование, повреждение, малоцикловая усталость.

The original technique for describing of cyclic creep of structural materials in the kinetic two-stage model is described. All necessary parameters of mathematical model for titanium alloy are determined.

Keywords: cyclic creep, mathematic modeling, failure, low cycle fatigue.

Постановка задачи

Работа большого количества узлов и деталей машин сопряжена с возникновением непрогнозируемых перегрузочных режимов эксплуатации (узлы шасси самолета при взлете и посадке, корпуса подводных лодок, элементы атомных реакторов, сосуды и трубопроводы высокого давления и пр.). В этом случае материал элементов конструкций испытывает перегрузки, приводящие к возникновению пластических деформаций. Повторное появление таких ситуаций сопровождается нарастанием пластических деформаций даже без увеличения

температуры окружающей среды. Это явление получило название *циклической ползучести*. Указанный процесс деформирования характерен прежде всего в области малоциклового усталости и наиболее интенсивно протекает при пульсирующих циклах напряжений. Если изучению высокотемпературной ползучести посвящено большое количество публикаций, то циклической ползучести стало уделяться серьезное внимание только в последнее время.

Основной проблемой, возникающей при исследовании процесса циклической ползучести, является необходимость одновременного учета как деформационных, так и усталостных повреждений. Усталостные повреждения, как известно, отсутствуют при высокотемпературной

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», проект № 14.В37.21.1091

ползучести. Указанные виды повреждений, как показывают предварительные эксперименты, в процессе малоциклового усталости могут оказывать неоднозначное (по-видимому, альтернативное) влияние друг на друга.

Одной из перспективных попыток учесть это возможное влияние является подход, разработанный ранее [1]. Этот подход заключается в рассмотрении кинетики циклической ползучести как *двустадийного процесса* (в отличие от современных концепций, принятых при изучении высокотемпературной ползучести, выделяющих три стадии). Рассмотрение двух стадий, по нашему мнению, позволит учесть взаимовлияние двух указанных механизмов повреждения материала – различное на разных стадиях малоциклового усталости.

Настоящая работа посвящена дальнейшей конкретизации предложенного в статье [1] подхода, а также его экспериментальной проверке на титановом сплаве.

Экспериментальные результаты и их формальное описание

Эксперименты проводились на цилиндрических образцах диаметром 8...9 мм из титанового α -сплава в состоянии поставки. Образцы испытывали на гидропульсаторе МУП-20 при комнатной температуре по стационарному мягкому циклу с коэффициентом асимметрии $R = 0$ и частотой нагружений ~ 300 цикл/мин.

На рис. 1 приведены экспериментальные результаты исследования циклической ползучести. Здесь при изучении процесса введены относительные координаты, подробно рассмотренные далее. Использование полинома 5-й степени (кривая) в форме

$$\zeta = a_0 + a_1 \omega + a_2 \omega^2 + \dots + a_5 \omega^5, \quad (1)$$

как видим, позволяет описать циклическую ползучесть в принятых координатах с небольшим экспериментальным разбросом.

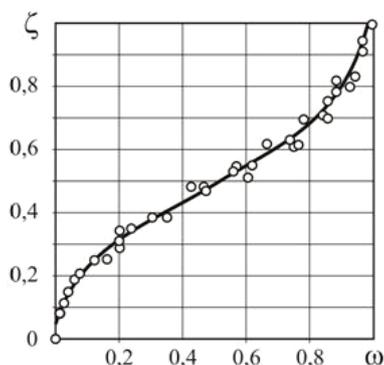


Рис. 1. Циклическая ползучесть и ее описание полиномом

Очевидно, что указанная интерпретация эмпирических данных имеет существенные недостатки. Во-первых, приходится вводить шесть констант ($a_0, a_1, a_2, \dots, a_5$), определяемых в предварительных дорогостоящих и длительных опытах. Тем более, что эту процедуру нужно повторять в полном объеме для каждого материала и каждой технологии его получения и обработки. Во-вторых, не удастся установить какой-либо смысл вводимых констант, что не позволяет выявить суть и механизмы протекающего процесса. Отсюда следует заключение о бесперспективности формального описания, к тому же *не позволяющего распространить* указанный прием на разные материалы (а также различные технологии их получения) и другие коэффициенты асимметрии цикла напряжений.

Двустадийная модель в относительных координатах

На основании подхода, предложенного в работе [1], сформулируем кинетическую двустадийную модель циклической ползучести. Для этого вначале расшифруем понятия используемых нами относительных координат: $\omega = N/N^*$ – общепринятая мера циклического повреждения на макроуровне (N – текущее число циклов; N^* – число циклов до разрушения – долговечность), $\zeta = \psi/\psi^*$ – относительная мера деформационного макроповреждения (ψ – текущее значение относительного остаточного сужения; ψ^* – то же самое на момент циклического разрушения). Ограничим действие модели квазистатической областью циклических разрушений: $\psi^* \cong \psi_{ст}$ ($\psi_{ст}$ – исходная статическая пластичность материала).

В соответствии с работой [1] базовую модель двустадийной циклической ползучести запишем в виде

$$\zeta = \zeta_C + \zeta'_C (\omega - \omega_C) + \Delta\zeta_i, \quad (2)$$

где ζ, ω – текущие безразмерные координаты, ζ_C, ω_C – координаты точки перегиба кривой циклической ползучести, ζ'_C – минимальная скорость процесса (в точке перегиба), $\Delta\zeta_i$ – дополнительная величина, позволяющая уточнить характер кривой для левой ($i = 1$) и правой ($i = 2$) частей, описание которой представляется в [1] следующим образом:

$$\Delta\zeta_i = \begin{cases} [\zeta_n - \zeta_C - \zeta'_C (\omega_n - \omega_C)] \left(\frac{\omega - \omega_C}{\omega_n - \omega_C} \right)^{m_1}, & i = 1; \\ [\zeta_k - \zeta_C - \zeta'_C (\omega_k - \omega_C)] \left(\frac{\omega - \omega_C}{\omega_k - \omega_C} \right)^{m_2}, & i = 2, \end{cases} \quad (3)$$

где $\zeta_n = \frac{\Psi_0}{\Psi^*}$ – начальное деформационное повреждение в первом цикле ($N = 1$) нагружений при величине остаточного сужения Ψ_0 ;

$\omega_n = \frac{1}{N^*}$ – начальное циклическое повреждение в первом цикле нагружений; $\zeta_k = \omega_k = 1$, что соответствует конечному исчерпанию запаса пластичности в момент циклического разрушения (подробная методика определения всех перечисленных величин изложена в [1]).

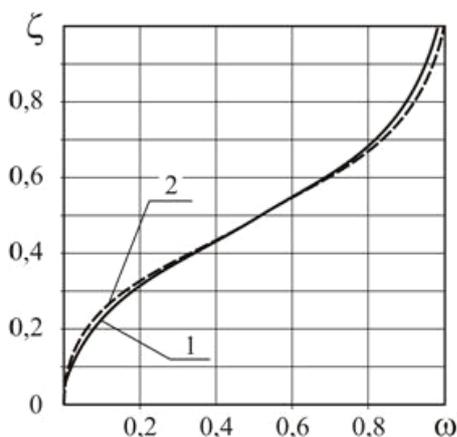


Рис. 2. Сравнение модели (2) с полиномом (1)

Полученная кривая циклической ползучести для изучаемого материала на основании вышеприведенной модели, представленная на рис. 2 (кривая 2), практически совпадает с эмпирическим описанием (кривая 1). Однако рассмотренная модель процесса имеет существенное преимущество перед эмпирическим подходом. Для функционирования двустадийной модели необходимо, в отличие от полинома, определить *три управляющих параметра* (ζ'_C, m_1, m_2) вместо шести эмпирических коэффициентов. Участвующие в модели координаты точки перегиба в первом приближении приняты нами равными 0,5 каждая, что с достаточной точностью позволяет решать прикладные задачи.

Для исследованного титанового сплава значения безразмерных параметров модели составили величины: $\zeta'_C = 0,587$; $m_1 = 9,5$; $m_2 = 5,7$.

Рассмотрим указанные параметры подробнее. В отличие от величины ζ'_C , характеризующей относительную скорость (имеющую – при переходе к абсолютным величинам – ясный физический смысл *скорости процесса*), коэффициенты m_1 и m_2 оказываются безразмерными. Предельные значения двух последних коэффициентов определены в работе [1]. Следует отметить, что в крайнем случае ($m_1 = m_2 = 1$) кривая циклической ползучести представляется ломаной, состоящей из двух прямолинейных участков.

Из введенной двустадийной модели ясно, что рассматриваемые коэффициенты управляют выпуклостью двух соответствующих участков кривой циклической ползучести. Поэтому возникают очевидные вопросы о их смысловом содержании и связи с механизмами циклической ползучести. Для расшифровки смысла этих коэффициентов в общем случае воспользуемся предложенной ранее энтропийной моделью циклической ползучести [2].

Интерпретация смысла коэффициентов двустадийной модели

Основная идея энтропийной модели заключается в рассмотрении материала при циклической ползучести как глобальной информационной системы, состоящей из локальных источников информации. В качестве меры информации о состоянии локального источника в работе [2] приняты два вида повреждений материала на внутризеренном (мезоструктурном) уровне. Разработанная в указанной статье энтропийная модель в общей редакции может быть представлена в виде функционала

$$\omega = k \int_0^{\zeta} (H + S) d\zeta, \quad (4)$$

где H и S соответственно безусловная и условная энтропии.

Как известно [3], энтропия – это мера неопределенности состояния системы, под которым мы понимаем *поврежденное состояние материала* (оно определяется сочетанием двух видов повреждений – трещинами и локальными деформациями) при циклической ползучести. Поэтому составляющие энтропии в выражении (4) приобретают смысл: безусловная энтропия (H) – мера неопределенности двух соответствующих механизмов повреждения (усталостного и деформационного) при отсутствии взаимодействия между ними; условная энтропия (S) –

составляющая, позволяющая учесть это взаимодействие. В работе [2] было показано, что циклическая ползучесть описывается лучше при одновременном учете как безусловной, так и условной энтропии в принятой нами трактовке, то есть в форме (4).

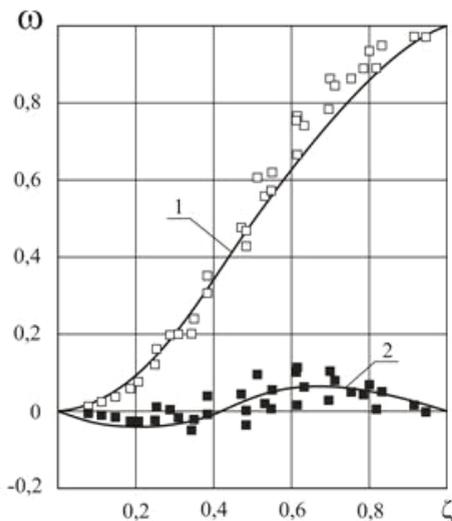


Рис. 3. Энтропийная модель циклической ползучести

На рис. 3 приведено сравнение экспериментальных данных с энтропийной моделью без учета условной энтропии (кривая 1). Как видим, расхождение (кривая 2) между эмпирическими данными и моделью, во-первых, имеет не только случайный, но и явно систематический характер, а, во-вторых, качественно связано именно с выпуклостями на двух участках кривой ползучести.

Поскольку это расхождение, как показано в работе [2], объясняется взаимодействиями между двумя типами повреждений (что учитывается условной энтропией), приходим к выводу: кривизна участков может интерпретироваться как появление взаимодействий между повреждениями. Таким образом, коэффициенты m_1 и m_2 в двустадийной модели должны численно отражать эти взаимодействия.

Резюме

Разработанная двустадийная модель позволяет уменьшить число управляющих параметров, что является ее существенным достоинством. Кроме того, дана оригинальная интерпретация смысла вводимых в модель коэффициентов m_1 и m_2 , которые, по-видимому, качественно отражают взаимодействие двух типов повреждений при малоциклового усталости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багмутов, В. П. Особенности описания процесса циклической ползучести металлического образца при мягком асимметричном растяжении, сжатии / В. П. Багмутов // *Металловедение и прочность материалов: межвуз. сб. научн. тр.* – Волгоград, 2003. – С. 73–82.
2. Багмутов, В. П. Применение аппарата прикладной теории информации при моделировании механического поведения материалов / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук // *Справочник. Инженерный журнал.* – 2005. – № 6. – С. 21–25.
3. Советов, Б. Я. Теория информации / Б. Я. Советов. – Л.: ЛГУ, 1977. – 184 с.

М. М. Матлин, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин

**РАСЧЕТ СБЛИЖЕНИЯ И ФАКТИЧЕСКОЙ ПЛОЩАДИ КОНТАКТА
ПЛОСКИХ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ БЛИЗКИХ
ТВЕРДОСТЯХ ИХ МАТЕРИАЛОВ**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: detmash@vstu.ru, matlin@vstu.ru

На основе закономерностей упругопластического контакта отдельной микронеровности шероховатой поверхности получены зависимости для определения сближения и фактической площади контакта плоских поверхностей при близких твердостях их материалов.

Ключевые слова: микронеровность, внедрение, сплющивание, пластическая твердость, сближение, фактическая площадь контакта.

Relation for the definition of convergence and actual contact area of flat surfaces at similar hardness of materials obtained on the basis of the laws of elastoplastic contact of single microasperity of rough surface.

Keywords: microasperity, indentation, flattening, plastic hardness, convergence, actual contact area.

При контакте плоских шероховатых поверхностей, как известно, в начале происходит контакт выступов, суммарная высота которых

наибольшая. По мере увеличения нагрузки в контакт будут вступать все новые выступы, суммарная высота которых все меньше.

Если контактируют поверхности тел с твердостью, отличающейся значительно (в 2 и более раза), то выступы более твердой поверхности внедряются в выступы сопряженной поверхности. Выступы же более мягкой поверхности сплющиваются под действием нагрузки. Такой случай соотношения твердостей достаточно подробно изучен и представлен в научной литературе ([1], [2], [3]). При этом за основные параметры контакта принимают, как правило, величины сближения контактирующих поверхностей и фактической площади контакта (ФПК).

В действительности твердости контактирующих шероховатых поверхностей зачастую оказываются близкими по своему значению, и в этом случае происходит одновременное внедрение и сплющивание выступов каждой из поверхностей. В этом случае сближение и ФПК зависят не только от нагрузки, распределения по высоте шероховатого слоя и радиуса вершин микровыступов, но и от соотношения твердостей шероховатых поверхностей.

Общепринято, что контакт двух шероховатых поверхностей можно заменить контактом шероховатой и гладкой поверхностей путем введения понятия «эквивалентная шероховатая поверхность» [2]. Кроме того, при исследовании контактной жесткости и фактической площади контакта шероховатых поверхностей в основе рассмотрения процессов контактного взаимодействия лежат закономерности контакта отдельной микронеровности, моделируемой, как правило, сферой.

В первом приближении рассмотрим случай, когда при близких твердостях контактирующих поверхностей неровности расположены на одном уровне и имеют одинаковые радиусы закругления вершин.

В рассматриваемом случае полное сближение α_{Σ} микронеровности с поверхностью контртела состоит из двух частей: обратимого упругого сближения $\alpha_{y,\Sigma}$ и фактической величины суммарной пластической деформации h_{Σ} , которая включает в себя фактическую глубину остаточного отпечатка на поверхности контртела h_{Φ} и фактическую величину остаточного сплющивания $h_{c,\Phi}$ микронеровности, то есть

$$\alpha_{\Sigma} = \alpha_{y,\Sigma} + h_{\Sigma}. \quad (1)$$

Обратимая упругая часть $\alpha_{y,\Sigma}$ полного сближения при контакте единичной неровности [4]

$$\alpha_{y,\Sigma} = \sqrt[3]{\frac{9\pi^2 \cdot F_i^2 (k_1 + k_2)^2}{16R \left[1 + \frac{2 \cdot h_{\Sigma}}{\alpha_{y,\Sigma}} \right]}}, \quad (2)$$

где R – радиус сферической неровности, $k_{1,2} = (1 - \mu_{1,2}^2) / \pi E_{1,2}$; μ – коэффициент Пуассона; E – модуль нормальной упругости (индексы 1 и 2 относятся соответственно к материалу микронеровности и контртела); F_i – нагрузка на единичный выступ.

Суммарная остаточная (пластическая) контактная деформация [5]

$$h_{\Sigma} = a \cdot R \cdot \left(\frac{F_i}{HД_{np} \cdot R^2} \right)^b, \quad (3)$$

где дополнительно a и b – коэффициенты, зависящие от соотношения твердостей шероховатой и гладкой поверхностей $HД_{ш}/HД$, $HД_{np}$ – приведенная твердость:

$$HД_{np} = \frac{1,5 \cdot HД_{ш} \cdot HД}{HД_{ш} + HД}. \quad (4)$$

Коэффициенты a и b определены по результатам экспериментального исследования и зависят от соотношения твердостей $HД_{ш}/HД$:

$$a = \frac{0,057}{(HД_{ш}/HД)^{1,72}} + 0,142, \quad (5)$$

$$b = 1,306 - 0,153 \cdot \left(\frac{HД_{ш}}{HД} \right).$$

Нагрузка на единичный выступ шероховатой поверхности

$$F_i = \frac{F}{n}, \quad (6)$$

где F – общая нагрузка; n – число выступов шероховатой поверхности.

Фактическая площадь контакта шероховатой и гладкой поверхностей для случая, когда материалы обоих тел деформируются упруго-пластически

$$A_r = \sum_{i=1}^n A_{ri} = \sum_{i=1}^n 2\pi R_i \cdot (h_{\Sigma i} + 0,5\alpha_{y,\Sigma i}) = \sum_{i=1}^n \left(\frac{2 \cdot a \cdot \pi}{R_i^{2-2b}} \cdot \left(\frac{F_i}{HД_{np}} \right)^b + \pi \cdot R_i \cdot \alpha_{y,\Sigma i} \right) =, \quad (7)$$

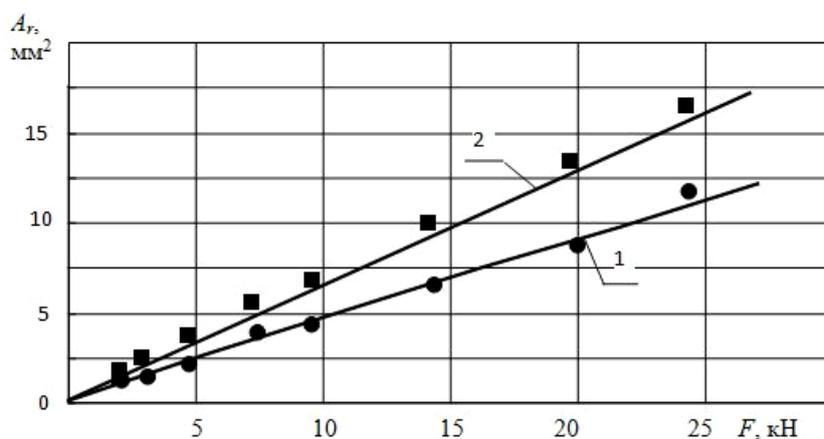
$$= \sum_{i=1}^n (A_{ri,nl} + A_{ri,yn}),$$

где $A_{ri,пл}$, $A_{ri,уп}$ – доли фактической площади контакта единичной неровности, обусловленные соответственно остаточной (пластической) и упругой деформациями в контакте.

С целью проверки зависимости (7) были проведены экспериментальные исследования контакта сферических шариков с плоской плитой при различных соотношениях их твердостей ($0,5 \leq \frac{HД_{ш}}{HД} \leq 2$) [5].

На рисунке приведены примеры сопостав-

ления рассчитанных по формуле (7) и экспериментальных значений ФПК поверхности контакта для следующих условий: 1 – пластическая твердость шариков $HД_{ш} = 2433$ МПа; пластическая твердость отшлифованной поверхности плиты $HД = 2904$ МПа; 2 – $HД_{ш} = 2433$ МПа; $HД = 2904$ МПа; радиус шарика в обоих случаях $R = 2,5$ мм; число шариков $n = 3$. В приведенных примерах, также как и в остальных случаях, погрешность не превышает 8 %.



Фактическая площадь A_r в контакте стальных шариков и шлифованной детали в зависимости от нагрузки F : линии – расчет по формуле (7), значки – экспериментальные данные

Надо отметить, что рассматриваемая «одноуровневая» модель, когда выступы одинакового радиуса расположены на одном уровне, может быть использована для описания реальной шероховатой поверхности с непрерывной функцией распределения неровностей [3]. Каждому сближению при этом соответствует свое расчетное число выступов, которое определяется из условия равенства ФПК реальной поверхности и модели. Что касается чисто геометрической задачи, состоящей в описании зависимости ФПК от полного сближения, такая модель вполне оправдана и позволяет значительно облегчить исследования. Но, когда речь идет о силовых зависимостях, тождественность рассмотренной модели и реальной поверхности требует дополнительных исследований с целью определения соотношения силовых факторов, действующих в одном и другом случае.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Крагельский, И. В. Узлы трения машин: справочник / И. В. Крагельский, Н. М. Михин. – М.: Машиностроение, 1984. – 280 с.
2. Дёмкин, Н. Б. Качество поверхности и контакт деталей машин / Н. Б. Дёмкин, Э. В. Рыжов. – М.: Машиностроение, 1981. – 244 с.
3. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.
4. Матлин, М. М. Закономерности упругопластического контакта в задачах поверхностного пластического упругости: монография / М. М. Матлин, С. Л. Лебский, А. И. Мозгунова // Машиностроение-1. – 2007. – 219 с.
5. Матлин, М. М. Оценка влияния соотношения твердостей деталей на контактную жесткость / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин // Механика и физика процессов на поверхности в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования: межвуз. сб. науч. тр. – Вып. 6. – Тверь: ТГТУ. – 2013. – С. 14–18.

УДК 539.4.015/019

Л. В. Кукса, В. И. Клименко

ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ ПОТЕРЕ УСТОЙЧИВОСТИ СТАЛЬНЫХ СТЕРЖНЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет

e-mail: vasa_klim@mail.ru

Работа направлена на повышение сопротивляемости потере устойчивости стальных стержней, применяемых в конструкциях, на основе их упрочнения различными способами. Показана возможность повышения критического напряжения с помощью термических обработок. Разработан метод повышения сопротивляемости потере устойчивости на основе многократной механико-термической обработки с применением деформационного старения. Исследованы макро- и микромеханизм деформирования на площадке текучести до и после деформационного старения. Установлено влияние старения на изменение упругих свойств стали.

Ключевые слова: устойчивость, критическое напряжение, гибкость, физико-механические свойства, повышение сопротивляемости потере устойчивости, упрочнение, деформационное старение, упругие свойства.

Work is directed at strengthening the resilience the loss of stability steel rods used in constructions, on the basis of hardening in different ways. It is shown the possibility of increasing the critical stress by thermal treatment. The method of strengthening the resilience the loss of stability was developed on the basis multiple mechanical-thermal treatment with the use of strain aging. Researched macro and micromechanism of deformation on the yield plateau before and after strain aging. It is installed effect of aging on the change in the elastic properties of steel.

Keywords: stability, critical stress, flexibility, physico-mechanical properties, strengthening the resilience of loss of stability, hardening, strain ageing, elastic properties.

Проблемы теории устойчивости, пластичности и ползучести взаимосвязаны и актуальны в механике деформируемого твердого тела. Их решение имеет большое научное и практическое значение для снижения удельной материалоемкости машин, аппаратов и конструкций, повышения их устойчивости, долговечности и надежности функционирования, создания новых технологий и др. [1,2]. Решение этих проблем требует разработки и применения различных методов, направленных на повышение сопротивляемости потере устойчивости стальных стержней, упрочненных различными способами.

Для повышения сопротивляемости потере устойчивости можно использовать различные методы. Если иметь ввиду, что для металлов (стали), деформирующихся с образованием площадки текучести, значения предела текучести, σ_T , предела пропорциональности $\sigma_{mц}$ и предела упругости σ_{yn} одинаковы [3,4]; т. е. $\sigma_T = \sigma_{mц} = \sigma_{yn}$, то для определения значения гибкости λ_0 можно использовать условие:

$$\sigma_{кр} \leq \sigma_T \quad (1)$$

и тогда

$$\lambda_0 \geq \sqrt{\frac{\pi^2 \cdot E}{\sigma_T}} \quad (2)$$

В этом случае зависимости критического напряжения от гибкости [3] можно представить в виде 2 участков.

Для стержней с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$ значение критического напряжения $\sigma_{кр}$ принимается равным пределу текучести σ_T . Для стержней, работающих в упругой области $\lambda \geq \lambda_0$, критическое напряжение определяется по формуле Эйлера [4] и зависит от модуля Юнга.

$$\sigma_{кр} = \frac{\pi^2 \cdot E}{\lambda^2} \quad (3)$$

Для повышения сопротивляемости потере устойчивости сжатых стальных стержней необходимо повысить значение критического напряжения, значит, для участка с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$ увеличить предел текучести.

С учетом наличия зависимости критического напряжения от физико-механических свойств представляет большой интерес исследование вопросов повышения устойчивости сжатых стержней на основе правильности выбора и применения различных способов упрочнения конструкционных материалов.

Результаты испытания образцов, изготовленных из технического железа и углеродистых сталей различных марок с различным химическим составом, показали, что изменение предела текучести σ_T , предела прочности σ_B и относительного остаточного сужения ψ зависит от содержания углерода, определяющего процентное содержание структурных составляющих (феррита и перлита) для различных марок

стали. Увеличение предела текучести при переходе от одной марки стали к другой обуславливает существенное повышение критического напряжения (рис. 1, *a*) [4].

Повышение сопротивляемости потере устойчивости также можно получить применением различных термических обработок сталей с целью повышения физико-механических свойств (рис. 1, *б*) [4], применением концепции А. А. Ильюшина и В. Г. Зубчанинова [5] или методом упругопластической тренировки [1], предложенным В. Г. Зубчаниновым. Согласно этим методам, повышение критического напряжения достигается применением систем временных поддерживающих связей, которые удерживают стержень от бокового выпучивания и дают возможность проводить его сжатие до напряжения, превышающего критическое. После удаления поддерживаю-

щих связей стержень способен выдержать напряжение большее, чем критическое напряжение в системе без поддерживающих связей. Таким способом повышается устойчивость элементов конструкций за пределом упругости.

Применение этих методов вызывает необходимость в проведении предварительной пластической деформации стержня на машине для испытания на сжатие статической сжимающей силой без изменения знака нагружающей силы и знака деформации, чтобы исключить влияние эффекта Баушингера.

Представляет большой интерес разработанный нами способ повышения сопротивляемости потере устойчивости с использованием многократной механико-термической обработки (ММТО), основанной на деформационном старении.

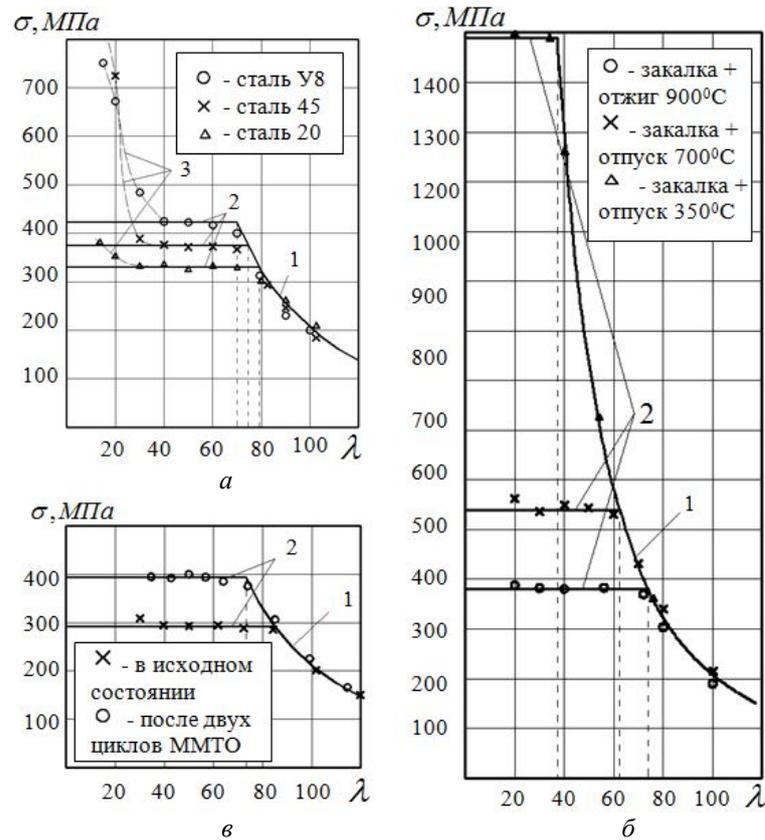


Рис. 1. Зависимости критических напряжений $\sigma_{кр}$ от гибкости λ :

a – в зависимости от химического состава; *б* – для стали 45 в зависимости от термической обработки; *в* – для стали 20 после ММТО: кривая 1 – $\sigma_{кр} = \frac{\pi^2 \cdot E}{\lambda^2}$; прямая 2 –

$\sigma_{кр} = \sigma_T$; кривая 3 – критические напряжения $\sigma_{кр}$ при малых значениях гибкости;

○, ×, Δ – экспериментальные точки

С этой целью нами разработана экспериментальная установка (рис. 2) для испытания на

сжатие и исследование устойчивости сжатых стержней с применением промежуточных опор,

которая использована для предварительного сжатия.

Экспериментальная установка (рис. 2, б) состоит из цилиндрического корпуса 1, внутри которого в нижней части расположена неподвижная опора 2, в верхней – подвижная опора, выполненная в виде нагружающего поршня 3 с возможностью его вертикального перемещения. На внутренних плоскостях опор выполнены углубления 4 под сферические шарниры 5, расположенные на вертикальной геометрической оси цилиндра. Промежуточная опора 6 (рис. 2, в, з), устанавливаемая на испытуемый образец 7, выполнена в виде металлической квадратной рамы 8 с округленными углами. Промежуточная опора 6 устанавливается на одинаковых расстояниях от неподвижной опоры 2 и подвижной опоры 3.

По двум взаимно перпендикулярным линиям А-А, расположенным параллельно сторонам рамы 8, выполненным параллельно сторонам рамы 8, выполнены четыре цилиндрических отверстия 9 с резьбой под крепежные болты 10, предназначенные для установки и крепления рамы на образце 7. Кроме этого, по двум взаимно перпендикулярным диагоналям Б-Б на раме 8 выполнены четыре цилиндрических отверстия 11 с резьбой для установки опорных винтов 12, с помощью которых металлическая рама 8 жестко фиксируется внутри цилиндра 1 нагружающего устройства. Также имеются цилиндрические вставки 13, которые обеспечивают жесткое крепление концов образца 7 по типу жесткой заделки с сохранением возможности осевого нагружения. При отсутствии вставок 13 имеет место шарнирное закрепление.

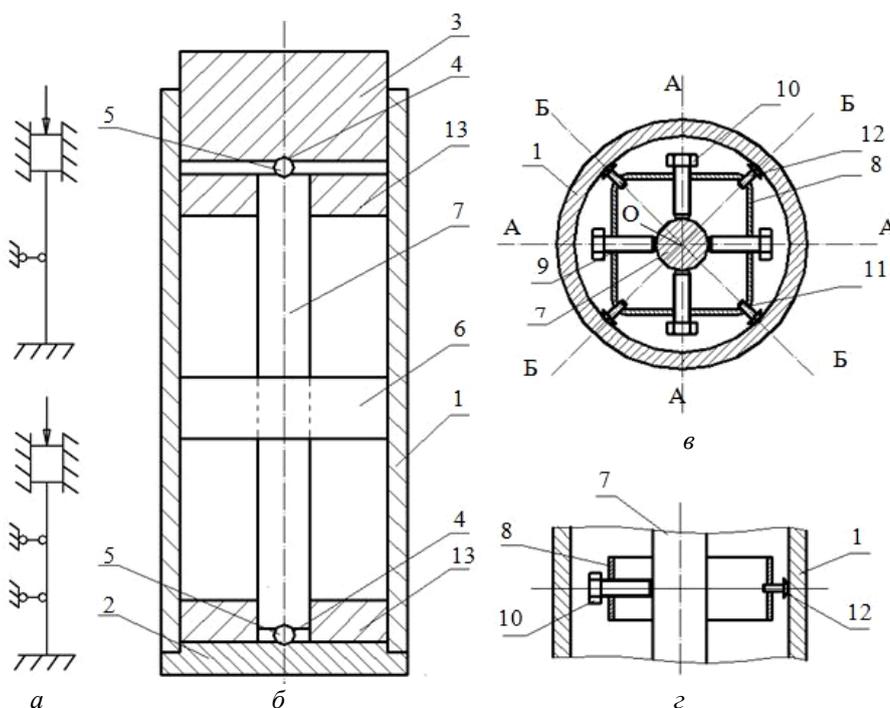


Рис. 2. Экспериментальная установка для исследования устойчивости сжатых стержней: а – схемы закрепления образцов с применением концевых и промежуточных опор; б – общий вид экспериментальной установки в разрезе; в – горизонтальный разрез промежуточной опоры; з – вертикальный разрез промежуточной опоры по линии АОБ

Таким образом, использование промежуточных опор обеспечивает более жесткое закрепление образца при сжатии его до больших степеней деформации в упругопластической области, что приводит к уменьшению гибкости образца и повышению сопротивляемости потере устойчивости.

Разработка экспериментальной установки позволяет осуществить проведение ММО для повышения предела текучести и, соответственно, сопротивляемости потере устойчивости.

Повышение прочностных свойств металла при статических сжимающих нагрузках достигается за счет деформационного старения, при котором металл подвергают сначала деформированию сжимающей силой до наступления предела текучести и полного прохождения пластических деформаций на площадке текучести, последующему нагреву и выдержке при заданной температуре. При этом пластическая деформация составляет 1–2 %, что существенно ускоряет процессы распада компонентов пересыщен-

ного твердого раствора, и происходит дополнительное выпадение упрочняющей дисперсной фазы в местах скопления дислокаций – дефектов кристаллической структуры металла. Дополнительное закрепление дислокаций затрудняет прохождение пластических деформаций в металле, что приводит к повышению его прочностных свойств – предела текучести. Предварительное пластическое деформирование образца и последующее старение возвращают стали способность повторного деформирования с образованием площадки текучести, что позволяет проводить деформационное старение в несколько циклов, количество которых задается требованием к прочностным свойствам металла. Количество циклов упрочнения ограничено окончанием прохождения равномерной деформации по длине образца, при котором происходит насыщение упрочнением [4,6].

Установлено [6], что при первом пластическом деформировании в исходном состоянии происходит образование эллиптичности поперечного сечения. Несмотря на то, что после старения наблюдается площадка текучести, приблизительно равная по длине первоначальной площадке, дополнительного образования эллиптичности не происходит. При этом изменение механизма продвижения фронта начальной пластической деформации после старения и сохранения нового механизма после нагрева указывают на высокую стойкость полученных искажений в кристаллической структуре, что вызывает переход к сдвигам по новым, более коротким, плоскостям в результате упрочнения, что требует приложения больших усилий.

В результате многократного деформационного старения значение предела текучести σ_T может быть увеличено более чем в 2 раза. Наибольший эффект повышения предела текучести имеет место при температуре 250–350 °С. Определение твердости подтверждает характер зависимости предела текучести упрочненной стали [7].

Для пластичных сталей кривые деформации, полученные в опытах на растяжение и сжатие, имеют одинаковый вид [7], поэтому значения модуля Юнга E при растяжении и сжатии принимаются одинаковыми. На рис. 1, в представлено повышение сопротивляемости потере устойчивости после проведения ММТО, что свидетельствует о целесообразности применения ММТО.

Различие в макромеханизме деформации на площадке текучести до и после деформационного старения обуславливает целесообразность проведения исследования микромеханизма и микроособенностей деформации на основе измерения ее на малых базах до 10 мкм в сравнении с проявлением общей закономерности микронеоднородной деформации поликристаллов [8,9], заключающейся в высоком постоянстве и закреплении очагов повышенной и уменьшенной деформации в ходе всего процесса пластического деформирования (рис. 3). Методика измерения на малых базах и методика подготовки поверхности испытуемых образцов как металлографического шлифа подробно описана в работе [8].

Сравнительные исследования микромеханизма и микроособенностей деформации технического железа после проведения ММТО и при пластическом деформировании показывают существенные различия в микромеханизме деформации. Графики микронеоднородной деформации, полученные при растяжении образцов из железа (рис. 3, а) в ходе трех последовательных ступеней нагружения (деформация на одной ступени нагружения составляла 3–5 %), без деформационного старения показывают высокое постоянство и закрепление очагов повышенной и уменьшенной деформации в ходе всего процесса пластического деформирования [10]. Как видно из рис. 3, а, возникающая в начале пластического деформирования микронеоднородность деформации, наиболее выгодная в энергетическом отношении и обеспечивающая условие неразрывности материала, практически без изменения действует в процессе всего пластического деформирования [10].

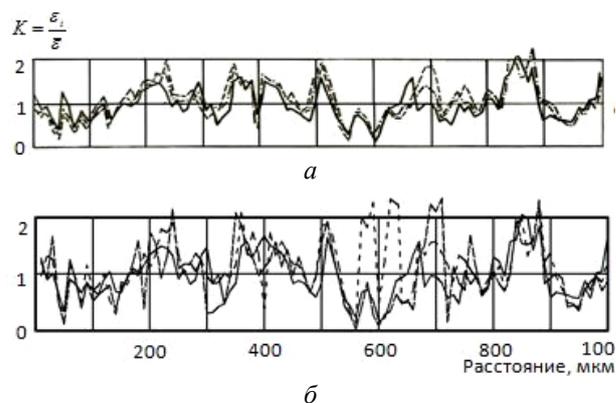


Рис. 3. Развитие микронеоднородной деформации технического чистого железа:
а – при пластическом деформировании; б – после деформационного старения; — 1; - - 2; - · - 3

Повторяемость микроочагов деформации оказывается присущей поликристаллическим образцам. Особенности строения поликристалла, являющегося конгломератом различно ориентированных кристаллитов зерен, связанные с наличием границ зерен, сложным взаимодействием отдельных зерен между собой, невозможностью деформации отдельного зерна вне связи с другими зернами, обуславливают проявление общей закономерности пластической деформации поликристаллических сплавов [11].

Представляет интерес исследование развития микронеоднородной деформации при проведении ММО. С целью объяснения механизма упрочнения исследовался микромеханизм деформации микроучастков цилиндрических образцов из технического железа (диаметром 10 мм и длиной 100 мм) на базе 10 мкм с предварительно подготовленной поверхностью [8]. Деформирование образцов производилось растяжением на величину площадки текучести с промежуточными старениями при температуре 150 °С в течение 2 ч. При такой температуре не наблюдалось порчи микрошлифа на цилиндрической поверхности рабочей части образца, являющейся микрошлифом. На рис. 3, б показано развитие микронеоднородности деформации после 1-й, 3-й и 5-й площадок текучести.

При некотором наличии повторяемости микроочагов повышенной и уменьшенной деформации имеет место переброс очагов локальной деформации на другие микроучастки (рис. 3, б), чего при обычном растяжении практически не наблюдается. Общий уровень неоднородности деформации при этом не получает существенного изменения. Параметр K_i находится в пределах от 0 до 2. Упрочнение микрообластей, переброс микроочагов деформации, изменение макромеханизма деформации обуславливают повышение уровня напряжений, необходимых для деформирования металла.

Зависимость критического напряжения $\sigma_{кр}$ от гибкости λ при определенных значениях, определяемых по формуле (2), обуславливается также значением модуля Юнга E . Поэтому представляет значительный интерес исследовать изменения модуля Юнга после прохождения пластической деформации, а также после деформационного старения при проведении механико-термической обработки.

Интенсивность неупругих процессов может изменяться с ростом напряжения. Мгновенный

модуль упругости E_M может быть определен как первая производная [12]:

$$E_M = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cong \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon}, \quad (5)$$

где $\Delta\sigma$ – степень приращения напряжения; $\Delta\varepsilon$ – относительное удлинение, соответствующее ступени $\Delta\sigma$.

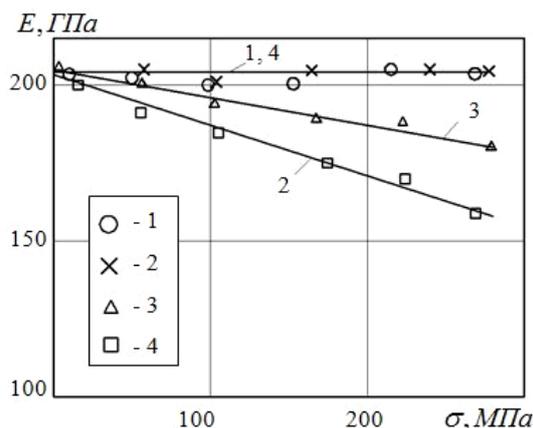


Рис. 4. Изменение мгновенного модуля Юнга железа: 1 – в исходном состоянии при напряжениях, не превышающих предел текучести; 2 – после прохождения фронта пластической деформации на площадке текучести; 3, 4 – после старения при температуре 150 °С в течение 15 и 45 мин соответственно

Для измерения деформаций применялся колленчато-рычажный индикаторный тензометр [13], позволяющий измерять деформацию с достаточно высокой точностью до 0,1 мкм.

На рис. 4 показаны результаты измерения модуля для стали 20. В исходном состоянии значение $E_M \approx 210 ГПа$ и не изменяется в процессе нагружения (прямая 1). После прохождения фронта пластической деформации на площадке текучести наблюдается значительное изменение модуля E_M в процессе нагружения. Модуль упругости уменьшается с $\approx 210 ГПа$ до $160 ГПа$ (прямая 2). Уменьшение значения модуля упругости после деформации может привести к снижению критического напряжения $\sigma_{кр}$ при $\lambda \geq \lambda_0$, когда справедлива формула Эйлера (3).

После проведения деформационного старения (150 °С) в течение 15 мин наблюдается повышение значения E_M (прямая 3). После проведения дополнительного нагревания образца до 150 °С и выдержке при этой температуре в течение 45 мин упругие свойства полностью восстанавливаются (прямая 4), значит, повышается сопротивляемость потере устойчивости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Зубчанинов, В. Г.* Актуальные проблемы теории пластичности и устойчивости / В. Г. Зубчанинов // Устойчивость и пластичность в механике деформируемого твердого тела: материалы III симпозиума. – Тверь: ТвеПИ 1992. – Ч. I. – С. 10–94.
2. *Зубчанинов, В. Г.* Устойчивость и пластичность. Кн. 3. Доклады и выступления / В. Г. Зубчанинов. – Тверь: ТвГТУ, 2006. – 400 с.
3. *Кукса, Л. В.* Экспериментальные исследования устойчивости элементов конструкций и физико-механических свойств конструкционных материалов / Л. В. Кукса, А. В. Черепенников // Современные проблемы пластичности и устойчивости в механике деформируемого твердого тела: VI Междунар. науч. симпозиум : тез. докл. – Тверь, 2006. – С. 34.
4. *Кукса, Л. В.* Устойчивость сжатых стержней в зависимости от повышения физико-механических свойств упрочненных конструкционных материалов / Л. В. Кукса, В. И. Клименко // Вестник ВолгГАСУ. Серия «Строительство и архитектура». – 2012. – Вып. 28 (47). – С. 67–75.
5. *Зубчанинов, В. Г.* Сопротивление материалов: учеб. пособие / В. Г. Зубчанинов. – Тверь: ТГТУ, 2005. – Кн. 2. – 352 с.
6. *Гурьев, А. В.* Об одной особенности деформации стали на площадке текучести после деформационного старения / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса // Физика металлов и металловедение. – 1963. – Т. 16. – Вып. 4. – С. 589–595.
7. *Кукса, Л. В.* Сравнительные исследования устойчивости сжатых стальных стержней в состоянии после нормализации и механико-термической обработки / Л. В. Кукса, В. И. Клименко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 6). – С. 109–113.
8. *Кукса, Л. В.* Механика структурно-неоднородных материалов на микро- и макроуровнях : монография / Л. В. Кукса. – Волгоград : ВолгГАСА. – 2002. – 160 с.
9. *Гурьев, А. В.* Исследование микронеоднородностей деформации реальных сплавов / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса, Ю. Д. Хесин // Известия АН СССР, Металлы. – 1967. – № 2. – С. 122–129.
10. *Кукса, Л. В.* Общие закономерности и особенности микронеоднородной деформации в поликристаллах при различных видах напряженного состояния и температурах испытания / Л. В. Кукса // Проблемы прочности. – 1990. – № 8. – С. 58–64.
11. *Кукса, Л. В.* Закономерности развития микронеоднородной деформации поликристаллических сплавов / Л. В. Кукса // Проблемы прочности. – 1971. – № 9. – С. 23–25.
12. *Гурьев, А. В.* Исследование границы раздела упругой и пластической деформации в стали / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса // Физика металлов и металловедение. – 1966. – Т. 21. – Вып. 1. – С. 116–124.
13. Пат. № 2350898 РФ Коленчато-рычажный индикаторный тензомер / Л. В. Кукса, А. В. Черепенников. – Опубликовано 27.03.2009, Бюл. № 9.

ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, С. М. Рыжова, С. П. Писарев, М. У. Хашиева

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОПРОВОДИМОСТИ ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ МЕТАЛЛОПОЛНЕННЫХ ПОЛИАРИЛАТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе изложены результаты исследования особенностей электропроводимости полученных взрывным прессованием скользящим ударной волной металлонаполненных полиарилатов. Показано, что взрывная обработка обеспечивает интенсивную деформацию металлических частиц и межчастичное взаимодействие, что сопровождается ростом электропроводимости полимерных композиционных материалов (ПКМ). Это приводит к анизотропии электропроводимости ПКМ: вдоль направления распространения ударного фронта ее значение на 40–60 % выше, чем в поперечном направлении.

Ключевые слова: полиарилат, полимерные композиционные материалы, взрывное прессование, электропроводимость, микроструктура.

The paper presents the results of studies of the electrical conductivity obtained explosive pressing moving shockwave metal-filled polyarylates. It is shown that the explosive treatment provides intense deformation of the metallic particles and the interparticle interaction, accompanied by increase of conductivity of polymer composite materials (PCM). This leads to anisotropy of conductivity PCM: along the direction of its shock front value at 40–60 % higher than in the transverse direction.

Keywords: polyarylate, polymer composites, explosive pressing, conductivity, microstructure.

Простейший электропроводящий металлополимерный композит состоит из мелких металлических частиц, однородно распределенных в диэлектрической полимерной матрице. Основным недостатком такой системы заключается в том, что электропроводящие частицы изолированы друг от друга и, таким образом, не вносят необходимого вклада в сквозную проводимость композита, если, конечно, их концентрация не очень велика. При высокой же концентрации частиц механические свойства композита резко ухудшаются и материал становится жестким и хрупким. Поэтому создание композита, сочетающего в себе хорошие механические и электрические свойства, представляет непростую задачу [1]. Взрывное прессование (ВП) позволяет не только получать полимерные композиционные материалы (ПКМ) на основе трудноперерабатываемых термостойких полимеров, но и варьировать содержание наполнителя в широких пределах, а изменением

исходной пористости смеси и дисперсности наполнителя можно реализовывать условия получения композитов с различными физико-механическими свойствами, что открывает перспективы применения таких композиционных материалов при создании деталей и узлов повышенной надежности и долговечности [2,3].

В данной работе в качестве исследуемых материалов применялись ПКМ на основе полиарилата ДВ [4,5] с наполнением от 50 до 90 % об. порошками алюминия, железа (размер частиц до 45 мкм), меди, никеля (размер частиц до 30 мкм), вольфрама (размер частиц до 15 мкм). Эффективность взрывной обработки в значительной степени определяется способом нагружения, поэтому ВП металлонаполненного полиарилата осуществлялось скользящей ударной волной (УВ) при плоском нагружении с давлением прессования 0,67 ГПа, обеспечивающим получение качественных прессовок. С целью достижения необходимого уровня физико-механических свойств обработанные взрывом образцы металлонаполненного полиарилата были подвергнуты спеканию в свободном состоянии при температуре 260 °С [6].

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00344.

Измерение электрического сопротивления ПКМ проводили по четырехпроводной системе с использованием мультиметра типа 2000, обладающего широким измерительным диапазоном (от $100 \cdot 10^{-6}$ до $120 \cdot 10^6$ Ом). С целью избавления от погрешностей измерения, обусловленных контактным сопротивлением [7], исследуемые ПКМ зажимали между медными электродами специальной конструкции, обеспечивающими надежный контакт с прессовками по всем поверхностям соприкосновения. Микроструктурные исследования проводили методом оптической микроскопии на микроскопе *Olympus 61BX* в отраженном свете при 200-кратном увеличении.

Известно, что полиарилаты обладают хорошими диэлектрическими свойствами, которые практически не изменяются в широком интервале температур [4]. Главными факторами, определяющими образование проводящей сетки электропроводящего компонента в диэлектрической полимерной матрице с целью создания требуемого уровня электрических свойств ПКМ, является качество контактов, форма и размер проводящих частиц. Образование проводящих путей в двухфазной системе зависит от способности частиц электропроводящей фазы образовывать хороший электрический контакт при их соприкосновении или сближении. При наличии большого числа контактов между частицами в ПКМ любые изменения в свойствах контакта оказывают сильное влияние на электропроводимость материала [1]. Как известно [8], при ВП металлофторопластовых композиционных материалов при концентрациях металла более 50 % происходит образование сетки контактов (каркаса) за счет сварки металлических частиц. Кроме того, взрывная обработка композиционных смесей различных составов позволяет регулировать активность полимерной составляющей и ее способность к адгезионному взаимодействию с металлом, давая возможность реализации наиболее высокой адгезионной прочности соединения полимер-металл, что изменяет структуру граничного слоя, влияя на его проводящие свойства [2].

Электропроводящие свойства ПКМ чувствительны к деформациям: одноосное сжатие образцов приводит к значительному росту электропроводимости композитов в направлении деформирования из-за сближения частиц проводящего наполнителя [1]. Так как при ВП происходит интенсивная деформация, то целе-

сообразно исследование полученных материалов вдоль и поперек направления распространения ударного фронта (УФ).

Анализ результатов исследования электропроводящих свойств металлонаполненного (50 % об.) полиарилата показал, что ВП скользкой УФ сопровождается ростом электропроводимости ПКМ в зависимости от вида металлического наполнителя (рис. 1): наибольшей электропроводимостью обладает композиция полиарилата с медью (γ от $98 \cdot 10^3$ до $190 \cdot 10^3$ См/м), а наименьшей – с железом (γ от $18 \cdot 10^3$ до $30 \cdot 10^3$ См/м). При этом наблюдается анизотропия электропроводимости: вдоль направления распространения УФ она значительно выше (на 40–60 % в зависимости от вида металлического наполнителя), чем в поперечном направлении. Это связано не только с повышенным адгезионным взаимодействием между полимером и металлом, но и прежде всего с ориентацией частиц металла вдоль направления распространения УФ, реализацией более сильного контакта между частицами металлического наполнителя, вплоть до их сварки с образованием непрерывной электропроводящей фазы в виде длинных, связанных между собой цепочек контактирующих частиц проводящего наполнителя. Те частицы, ориентация которых не совпадает с направлением поля, снижают электропроводимость материала по сравнению с максимально возможной, что определяет значительно более низкое значение электропроводимости ПКМ в поперечном направлении распространения УФ.

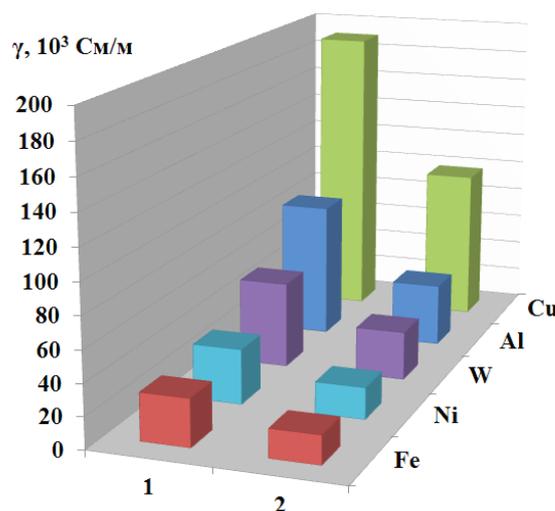


Рис. 1. Электропроводимость металлонаполненных ПКМ (50 % об.) на основе полиарилата после ВП и спекания при 260 °С:

1 – вдоль УФ; 2 – поперек УФ

Известно [1,9], что практически все попытки объяснения протекания тока в полимерной матрице, содержащей электропроводящие частицы, сводятся к теории перколяции (протекания), согласно которой электропроводимость при постоянном токе зависит от объемной доли электропроводящего наполнителя. Так, с увеличением содержания электропроводящего наполнителя в ПКМ растет число контактов между его частицами пропорционально квадрату концентрации наполнителя. Исследование металлонаполненных полиарилатов с различным содержанием металлов (50–90 % об.) показало, что наблюдается значительный рост электропроводимости вдоль направления распространения УФ, в то время как в поперечном направлении электропроводимость остается значительно меньшей (рис. 2).

Полученные результаты хорошо согласуются с литературными данными по электропроводимости применяемых металлов [10], т. е. наибольшей электропроводимостью обладает медь, наименьшей – железо. Различия в электропроводимости вдоль и поперек направления распространения УФ подтверждаются микроструктурными исследованиями композиций (рис. 3–5). Вдоль направления распространения

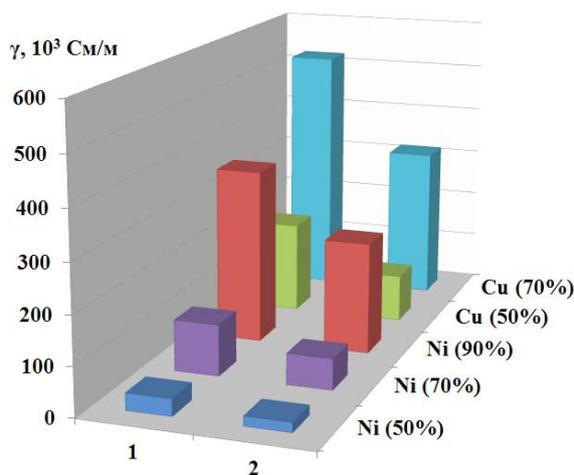


Рис. 2. Электропроводимость металлонаполненных ПКМ (50–90 % об.) на основе полиарилата после ВП и спекания при 260 °С:

1 – вдоль УФ; 2 – поперек УФ

УФ наблюдается значительная деформация металлических частиц независимо от вида металла, способствующая их ориентации, сварке в местах контакта, что обеспечивает беспрепятственное прохождение электрического тока через частицы металла. При этом более крупные частицы алюминия и железа образуют менее протяженные каналы, что также может снизить электропроводимость ПКМ.

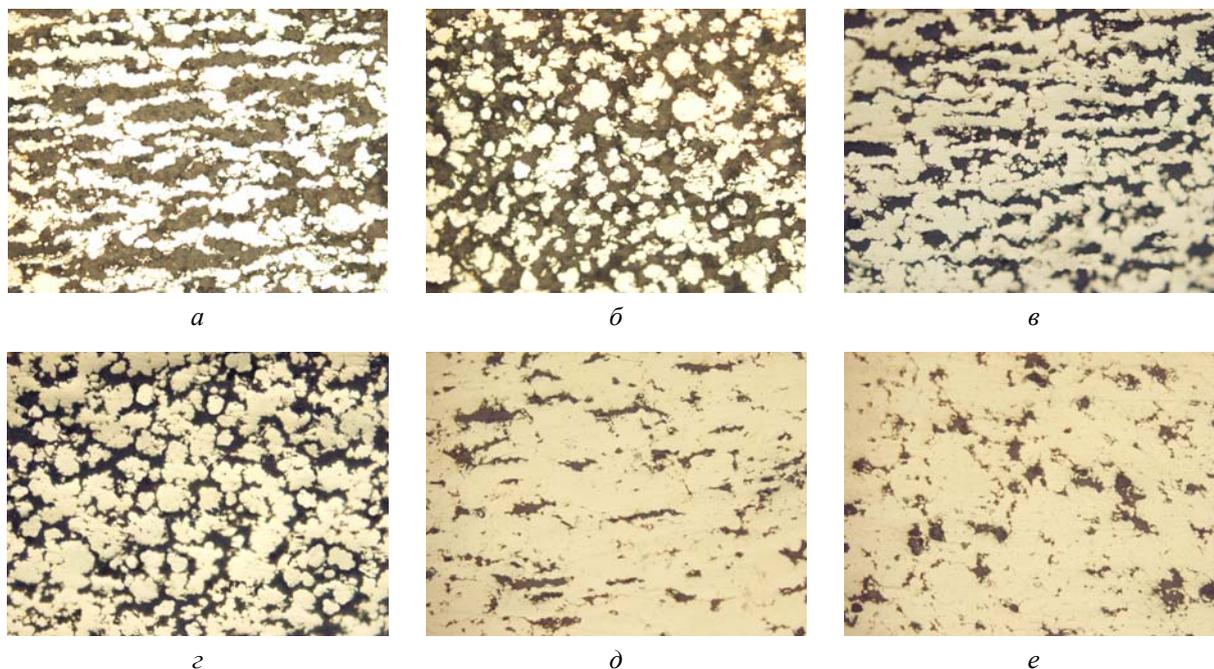


Рис. 3. Микроструктуры (×200) ПКМ на основе полиарилата с никелем после ВП и спекания при 260 °С:
 а, б – 50 % Ni; в, г – 70 % Ni; д, е – 90 % Ni; а, в, д – вдоль УФ; б, г, е – поперек УФ
 (темный фон – полимер, светлые включения – металл)

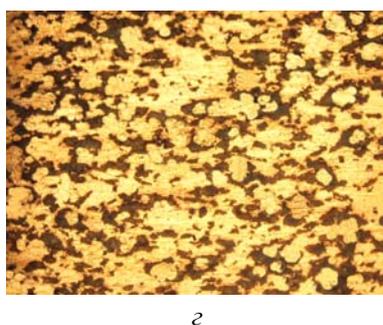
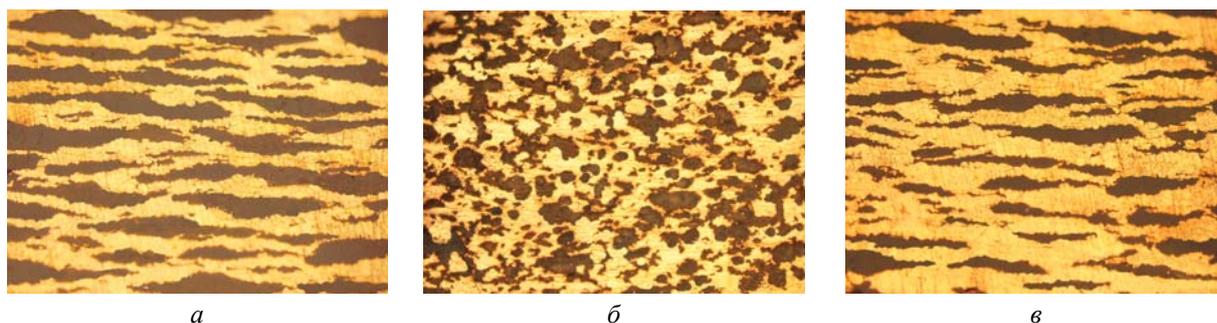


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 200$) ПКМ на основе полиакрилата с медью после ВП и спекания при 260 °С:
а, б – 50 % Cu; *в, г* – 70 % Cu; *а, в* – вдоль УФ; *б, г* – поперек УФ (темный фон – полимер, светлые включения – металл)

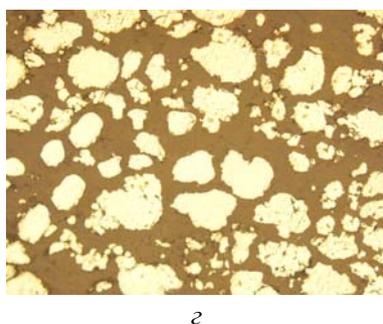
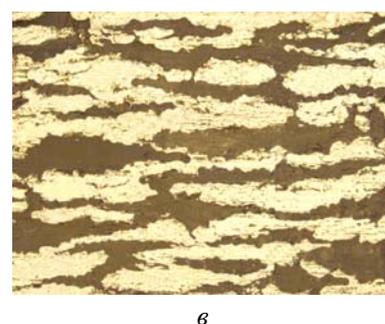
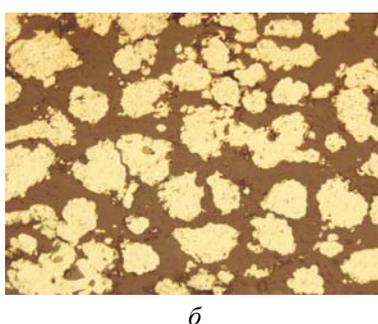
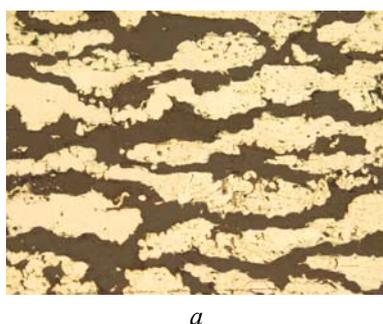


Рис. 5. Микроструктуры ($\times 200$) ПКМ на основе полиакрилата с 50 % об. Fe (*а, б*) и Al (*в, г*) после ВП и спекания при 260 °С:
а, в – вдоль УФ; *б, г* – поперек УФ (темный фон – полимер, светлые включения – металл)

Выводы

Взрывная обработка металлонаполненных полиакрилатов скользящей УВ обеспечивает интенсивную деформацию металлических частиц, их межчастичное взаимодействие, что сопровождается ростом электропроводности ПКМ. Это приводит к анизотропии электропроводности ПКМ: вдоль направления распространения УФ она значительно выше (на 40–60 %), чем в поперечном направлении, что связано с образованием контактов между металлическим наполнителем за счет деформации частиц

вдоль направления распространения УФ, их сварки по границам контакта с образованием электропроводящих каналов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Блайт, Э. Р.* Электрические свойства полимеров / Э. Р. Блайт, Д. Блур; пер. с англ. – М.: Физматлит. – 2008. – 376 с.
2. *Адаменко, Н. А.* Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
3. *Адаменко, Н. А.* Термостойкие полимерные композиционные материалы, полученные взрывным прессова-

нием / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Г. В. Агафонова // Известия вузов. Химия и химическая технология. – 2006. – Т. 49, № 6. – С. 123–124.

4. *Аскадский, А. А.* Физико-химия полиарилатов / А. А. Аскадский. – М.: Химия, 1967. – 234 с.

5. *Макаров, В. Г.* Промышленные термопласты / В. Г. Макаров, В. Б. Коптенармусов. – М.: Химия, ЛОКОСС, 2003. – 208 с.

6. Структурные изменения полиарилата при взрывном прессовании порошков / Н. А. Адаменко, С. М. Залина, В. Н. Арисова, М. У. Хашиева // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 6). – С. 89–92.

7. *Гуль, В. Е.* Электропроводящие полимерные композиции / В. Е. Гуль, Л. З. Шенфиль. – М.: Химия, 1984. – 240 с.

8. Влияние взрывной обработки на теплофизические свойства меднофторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Проничев, И. В. Сергеев // Конструкции из композиционных материалов. – 2010. – № 4. – С. 28–35.

9. *Сажин, Б. И.* Электрические свойства полимеров / Б. И. Сажин, А. М. Лобанов, О. С. Романовская. – Л.: Химия, 1986. – 224 с.

10. *Корякин-Черняк, С. Л.* Электротехнический справочник / С. Л. Корякин-Черняк, О. Н. Партала, Ю. Н. Давиденко, В. Я. Володин. – СПб.: Наука и Техника. – 2009. – 464 с.

Н. А. Адаменко, С. М. Рыжова

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИАРИЛАТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Представлены результаты исследования влияния параметров взрывного прессования на термомеханические свойства полиарилатов. Установлено, что взрывная обработка полиарилатов на оптимальных параметрах приводит к уменьшению их термической деформируемости и смещению температур стеклования в область более высоких температур. Применение высоких давлений взрывного воздействия (от 2,2 до 3,8 ГПа) вызывает снижение теплостойкости и повышение деформируемости полиарилатов.

Ключевые слова: полиарилат, взрывное прессование, плотность, пористость, температура спекания, термомеханический анализ, температура стеклования, термическая деформируемость.

The results of research into the influence of parameters of explosive pressing of the thermo-mechanical properties of polyarylates. It is established, that the explosive processing of polyarylates leads to a reduction of their thermal deformability and the displacement of the glass transition temperature whilst experiencing high temperatures. Use of high-pressure explosive impact (from 2.2 to 3.8 GPa) calls for the reduction of heat-resistance and increased deformability polyarylates.

Keywords: polyarylate, explosive pressing, density, porosity, sintering temperature, thermo mechanical analysis, the glass transition temperature, thermal deformability.

Расширение температурных границ работоспособности деталей и узлов машин из полимерных материалов достигается применением термостойких полимеров [1]. Одним из перспективных термопластов конструкционного назначения является полиарилат, который наряду с хорошими физико-механическими показателями, теплостойкостью и диэлектрическими свойствами обладает ограниченной перерабатываемостью, обусловленной высокими вязкостью расплава и температурой размягчения, близкой к температурам начала деструктивных процессов. Взрывное прессование (ВП) представляет собой высокоэнергетический процесс нагружения материалов и является перспективным способом получения заготовок из трудно-

перерабатываемых термостойких полимеров [2,3]. В результате такой обработки в них происходят глубокие структурные и фазовые превращения, которые существенно влияют на свойства получаемых материалов.

В качестве исследуемых материалов применялись сложные гетероцепные полиэфиры на основе двухатомных фенолов и ароматических дикарбоновых кислот – полиарилаты ДВ и Ф-1 [1,4] в виде порошков с насыпной плотностью 0,3–0,4 Мг/м³. ВП порошков полиарилатов осуществлялось скользящей ударной волной (УВ) давлениями 0,67–3,8 ГПа. Для сравнения были получены образцы полиарилатов статическим прессованием (СП) при давлении 0,7 ГПа.

Исследование теплофизических характеристик и деформируемости в широком интервале температур проводилось методом термомеханического анализа (ТМА). Для проведения ТМА

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00344.

использовался прибор ТМИ-1, обеспечивающий измерение и регистрацию деформаций, возникающих при одноосном сжатии, которое осуществлялось через пуансон с фиксированной нагрузкой 0,5 Н и скоростью нагрева 3 град/мин. В экспериментах применялись прямоугольные образцы высотой 2,5–3,5 мм. Измерение плотности осуществлялось гидростатическим взвешиванием на электронных аналитических весах *SHINKO HTR-220CE*.

Известно, что начальная пористость может оказывать существенное влияние на процесс ВП полимерных порошков. Фактически наличие исходных пор в обрабатываемом полимере создает свободное пространство, в котором полимерные частицы перемещаются в процессе высокоскоростного уплотнения. Чем больше свободное пространство, тем выше скорость соударения и трения частиц друг о друга, тем большие изменения претерпевают их поверхности и тем большая вероятность их активации в УВ. Однако в этом случае возникает опасность резкого повышения температуры в результате соударения и пластической деформации частиц, что может вызвать как деструкцию полимера, так и нарушение целостности прессовки, что снижает прочностные характеристики материала [3]. Таким образом, с целью избежания разрушения прессовок перед ВП проводилась предварительная подпрессовка порошков давлениями от 0,1 до 40 МПа для снижения величины их исходной пористости до 40–50 % [5]. ВП полиарилатов с разной пористостью осуществлялось при давлении 0,67 ГПа. Установлено, что максимальной плотностью после ВП полиарилат ДВ обладает после предварительной подпрессовки давлениями 10 МПа ($1,13 \text{ Мг/м}^3$), а полиарилат Ф-1 после подпрессовки давлением 30 МПа ($1,21 \text{ Мг/м}^3$). Применение заряда ВП с большей скоростью детонации, обеспечивающего повышение давления ВП до 2,2–3,8 ГПа, приводит к снижению плотности материалов (рис. 1), что обусловлено деструкцией полимера.

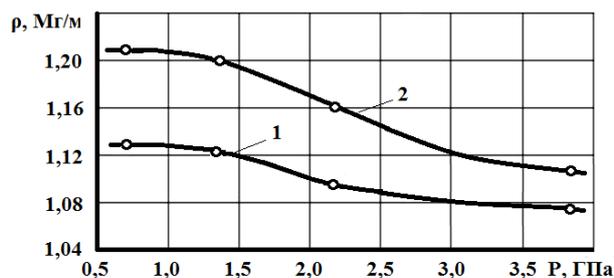


Рис. 1. Зависимость плотности прессовок полиарилатов ДВ (1) и Ф-1 (2) от давления ВП

Окончательной технологической операцией, формирующей структуру и физико-механические свойства полимерных материалов, является спекание. Спрессованным взрывом полимерным образцам необходимо дополнительное спекание для снятия внутренних напряжений и получения монолитного материала с однородной структурой и необходимым комплексом физико-механических свойств. Полученной взрывной обработкой качественной (без трещин, расслоений и других дефектов) полимерной прессовке требуется проведение спекания по такому режиму, чтобы при тепловом воздействии на полимер у прессовки не возникли новые дефекты. Как известно [6], монолитизация частиц аморфно-кристаллического полимера происходит при переходе полимера в вязкотекучее состояние или при плавлении кристаллической фазы. Температура спекания для каждого полимера определяется температурой размягчения (кристаллизации или стеклования). При спекании полиарилатов следует учитывать, что температура разложения аморфной фазы (200–280 °С) ниже, чем температура плавления кристаллитов (255–320 °С).

Как показывают ранее проведенные исследования [5], оптимальная температура спекания прессовок полиарилата ДВ после ВП составляет 260 °С. При этом взрывное воздействие, усиливающее межмолекулярное взаимодействие, позволяет спекать заготовки из полиарилата ДВ в свободном состоянии в отличие от компрессионного спекания, обеспечивая равномерную усадку прессовок и получение материалов с высокой плотностью. При спекании в свободном состоянии жесткоцепного стеклообразного полиарилата Ф-1 происходит интенсивное снижение плотности материала из-за разрыхления структуры в области температуры стеклования и образования пористости (рис. 2, кривая 1). Поэтому с целью избавления от остаточной пористости (от 8 до 10 %) и достижения максимальной плотности ($1,3 \text{ Мг/м}^3$) прилагалось давление при спекании (рис. 2, кривая 2). При выборе давления при спекании полиарилата Ф-1 после ВП учитывалось повышение межмолекулярного взаимодействия при взрывном нагружении полимера, поэтому оно не так велико ($P = 0,2 \text{ МПа}$), как при горячем прессовании (до 150 МПа) [6].

Известно [3,7], что у порошкообразных полимерных материалов, подвергнутых воздействию высоких энергий, наблюдается ряд структурных преобразований, их интенсификация

при нагреве и т. п. ТМА не только эффективен при исследовании теплофизических характеристик и деформируемости материалов в широ-

ком интервале температур, но и выявляет происходящие при технологической обработке структурообразования [8,9].

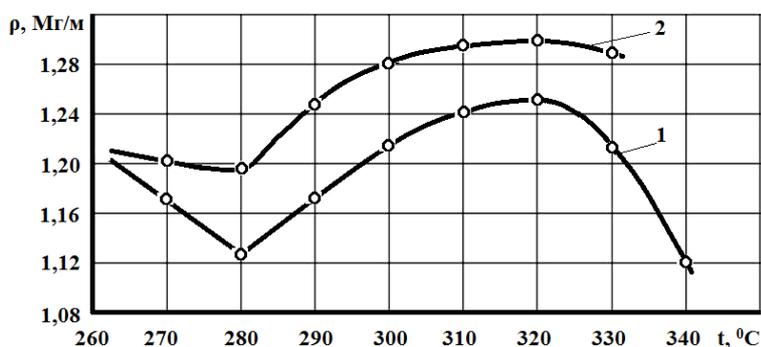


Рис. 2. Зависимость плотности полиарилата Ф-1 от температуры спекания в свободном состоянии (1) и под давлением P = 0,2 МПа (2)

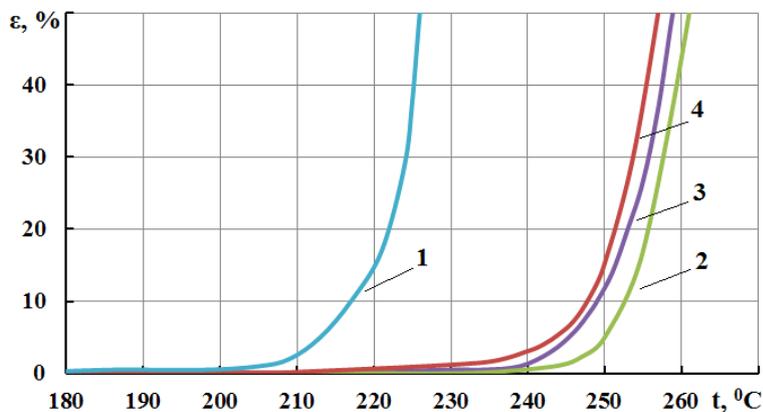


Рис. 3. Термомеханические кривые полиарилата ДВ после СП (1) и ВП при давлениях: 2 – 0,67 ГПа; 3 – 2,2 ГПа; 4 – 3,8 ГПа (температура спекания 260 °C)

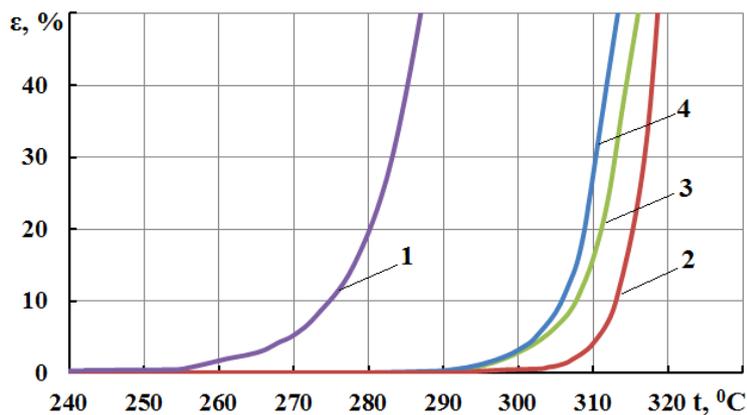


Рис. 4. Термомеханические кривые полиарилата Ф-1 после СП (1) и ВП при давлениях: 2 – 0,67 ГПа; 3 – 2,2 ГПа; 4 – 3,8 ГПа (температура спекания 320 °C)

Термомеханические исследования полиарилатов ДВ (рис. 3) и Ф-1 (рис. 4) показали, что ход термомеханических кривых (ТМК) после ВП давлениями 0,67–3,8 ГПа и спекания при оптимальных температурах одинаков для всех

значений давления взрывного воздействия (рис. 3 и 4, кривые 2–4) и не отличается от хода ТМК после СП (рис. 3 и 4, кривые 1). Но ВП приводит к смещению температур стеклования на 30–35 °C в область более высоких темпера-

тур, что связано с увеличением межчастичного взаимодействия и возможной упорядоченностью структуры полиарилатов при взрывной обработке и подтверждается значительно меньшей деформацией полимеров в области температуры стеклования. В результате ВП давлением 0,67 ГПа и последующего спекания полиарилатов температура стеклования достигает наибольшего значения (250 °С для ДВ и 310 °С для Ф-1). Повышение давления взрывного воздействия до 2,2–3,8 ГПа способно вызвать в полимерной прессовке более высокий уровень напряжений, деструкцию полимера и др., сни-

жающие межмолекулярное взаимодействие и плотность прессовки, что приводит к некоторому снижению температуры стеклования до 245 °С у полиарилата ДВ и 305 °С у полиарилата Ф-1. Также наблюдается значительное увеличение деформируемости получаемых материалов в области температур стеклования (табл. 1 и 2). Полученные данные ТМА подтверждают, что оптимальной является взрывная обработка полиарилатов ДВ и Ф-1 при давлении 0,67 ГПа. Термомеханические характеристики полиарилатов после различных обработок приведены в табл. 1 и 2.

Таблица 1

Термомеханические характеристики полиарилата ДВ после различных видов обработки (температура спекания 260 °С)

Обработка	Давление прессования, ГПа	Температура стеклования, °С	Относительная деформация (%) при температурах, °С				
			210	220	230	240	250
СП	0,7	215	2,6	14,8	–	–	–
ВП	0,67	250	0,1	0,1	0,1	0,5	4,9
	2,2	245	0,1	0,1	0,5	1,3	11,8
	3,8	245	0,1	0,2	1,3	3,1	15,4

Таблица 2

Термомеханические характеристики полиарилата Ф-1 после различных видов обработки (температура спекания 320 °С)

Обработка	Давление прессования, ГПа	Температура стеклования, °С	Относительная деформация (%) при температурах, °С				
			270	280	290	300	310
СП	0,7	275	5,3	19,4	–	–	–
ВП	0,67	310	0,1	0,1	0,1	0,5	4,1
	2,2	305	0,1	0,1	0,3	2,9	16
	3,8	305	0,1	0,1	0,5	3,2	27,8

Выводы

1. Получение качественных высокоплотных прессовок из порошков термостойких полиарилатов ДВ и Ф-1 зависит от давления взрывной обработки и исходной пористости образцов, и оптимальным является давление ВП 0,67 ГПа.

2. Взрывная обработка с последующим спеканием при 260 °С в свободном состоянии полиарилата ДВ и спеканием под давлением при температуре 320 °С полиарилата Ф-1 приводит к уменьшению их термической деформируемости и повышению температуры стеклования, что свидетельствует об улучшении теплостойкости полимеров. Применение высоких давлений ВП (от 2,2 до 3,8 ГПа) вызывает снижение теплостойкости и повышение деформируемости полиарилатов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Макаров, В. Г. Промышленные термопласты / В. Г. Макаров, В. Б. Коптенармусов. – М.: Химия, ЛОКОСС, 2003. – 208 с.
2. Ударно-волновая обработка полимеров и полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, А. В. Фетисов, Г. В. Агафонова // Физика и химия обработки материалов. – 2006. – № 5. – С. 20–24.
3. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
4. Аскадский, А. А. Физикохимия полиарилатов / А. А. Аскадский. – М.: Химия, 1967. – 234 с.
5. Адаменко, Н. А. Структурные изменения полиарилата при взрывном прессовании порошков / Н. А. Адаменко, С. М. Залина, В. Н. Арисова, М. У. Хашиева // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 89–92.

6. Михайлин, Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб.: Профессия, 2006. – 624 с.

7. Adamenko, N. A. Study of the effect of explosive pressing on the structure and properties of polymers and composite materials (статья на вьетнамском языке) / N. A. Adamenko, N. H. Nguyen, G. V. Agafonova, H. A. Pham // Journal of Chemistry (in Viet Nam), 2008. – Т. 46. – № 6. – Р. 728–732.

8. Крыжановский, В. К. Применение термомеханического анализа для оценки технологических свойств полимерных материалов / В. К. Крыжановский, В. В. Бурлов, А. Д. Паниматченко // Пластические массы. – 2002. – № 3. – С. 18–21.

9. Адаменко, Н. А. Термомеханические свойства медно-фторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. Х. Фам // Пластические массы. – 2006. – № 12. – С. 13–16.

Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев, П. А. Бессонов, А. С. Рыбин

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИИМИД-ФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе проведены сравнительные исследования влияния статического и взрывного прессования с последующей термической обработкой на термомеханические свойства полиимидов с 30 и 50 % фторопласта-4. Установлено усиление межмолекулярного взаимодействия полимеров после взрывного прессования, которое приводит к значительному снижению термомеханических деформаций, теплового расширения и повышению температур размягчения. Показано, что наиболее выгодным является применение спекания в замкнутом состоянии вследствие интенсификации процессов взаимодействия между полимерами.

Ключевые слова: полиимид, фторопласт-4, композиционный материал, взрывное прессование, термомеханический анализ, тепловое расширение.

In this article, the comparative research of the influence of static and explosive pressing with subsequent heat treatment on the thermomechanical properties of the polyimide with 30 and 50% fluoroplastic-4. It has been determined increasing intermolecular interaction of polymers after explosive pressing, which leads to a significant reduction in the thermomechanical deformations, heat expansion and increased softening points. It is shown that the most beneficial is the use of sintering in a closed state, due to the intensification of the processes of interaction between the polymers.

Keywords: polyimide, fluoroplastic-4, composite material, explosive pressing, thermomechanical analysis, heat expansion.

В узлах трения современной техники все более широкое распространение находят антифрикционные термостойкие термопластичные полимеры, способные длительно работать в тяжелых условиях эксплуатации [1]. К таким полимерам относятся полиимиды, обладающие высокими механическими и антифрикционными свойствами, термо- и коррозионной стойкостью [2, 3]. Для повышения работоспособности в термостойкие полимеры вводят до 30–50 % об. фторопласта-4 (Ф-4), который позволяет значительно снизить коэффициент трения и улучшить прирабатываемость полимерных триботехнических деталей, тем самым существенно повышая их эксплуатационные характеристики [4]. Такие детали получают литьем под давлением или компрессионным прессованием [2], однако высокая вязкость и склонность Ф-4 к агломерации не всегда позволяют добиться

его равномерного распределения в структуре полимерного композиционного материала (ПКМ), что снижает их прочностные свойства [5], поэтому при получении таких ПКМ актуальны методы порошковой металлургии [6].

Взрывное прессование (ВП) порошковых смесей полимеров является перспективным способом получения ПКМ с высокими физико-механическими свойствами, при котором реализация одновременно высоких давлений, скоростей нагружения и температур способствует повышению межмолекулярного взаимодействия между полимерами [4].

Целью работы являлось изучение влияния ВП на термомеханические свойства полиимид-фторопластовых ПКМ. В работе проводили сравнительные исследования влияния статического и взрывного прессования на термомеханические свойства и структуру ПКМ на основе полиимидов ПМ-69 (ГОСТ 25288–82), наполненного 30 и 50 % об. Ф-4 (ГОСТ 10007–80).

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00344.

Объемное содержание компонентов в ПКМ обеспечивали смешиванием навесок полимеров заданной массы (с точностью до 0,01 г.), взвешенных на лабораторных электронных весах *OHAUS-123*. ПКМ получали статическим пресованием (СП) в пресс-формах давлением 0,3 ГПа и ВП в цилиндрических ампулах давлением в ударном фронте 0,2–0,3 ГПа [4]. Спекание при температуре 390 °С ПКМ после СП проводили как в свободном, так и замкнутом состоянии, ПКМ после ВП спекали только в замкнутом состоянии. Плотность определяли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах *Shinko HTR-220CE* согласно ГОСТ 15139–69. Значения пористости ПКМ определяли соотношением измеренной плотности к теоретической. Термомеханический анализ (ТМА) проводили на приборе ТМИ-1 по стандартной методике, основанной на пенетрации цилиндрического индентора (диаметром 1,1 мм) в полимер под нагрузкой 1 Н. Образцы для экспериментов имели высоту 3 мм, диаметр 6 мм. Температуры размягчения (стеклования) определяли по характерным изгибам термомеханической кривой. Для всестороннего изучения особенностей термического поведения ПКМ,

особенно с учетом больших объемных изменений Ф-4 при плавлении кристаллической фазы (20–25 %) [2], исследовали тепловое расширение [7]. Тепловое расширение ПКМ определялось по специально разработанной на базе ТМИ-1 методике, основанной на простой форме дилатометрического анализа [8]. Микроструктуры материалов исследовали на оптическом микроскопе *Olympus 61BX*.

Исследования показали, что независимо от способа получения образцов характер термомеханических кривых одинаков (рис. 1, 2): на кривых наблюдаются изгибы, соответствующие температурам размягчения (t_p), которые определяют переход из одного физического или фазового состояния в другое [3]. Ниже t_p на кривых наблюдаются небольшие значения деформаций пенетрации, обусловленные стеклообразным состоянием полиимида и высокоэластическим Ф-4. При нагреве выше t_p деформации пенетрации резко возрастают и достигают максимальных значений, что связано с превышением температур переходов полиимида из стеклообразного состояния в высокоэластическое ($t_p=290$ °С) и плавлением кристаллической фазы Ф-4 ($t_{пл}=327$ °С).

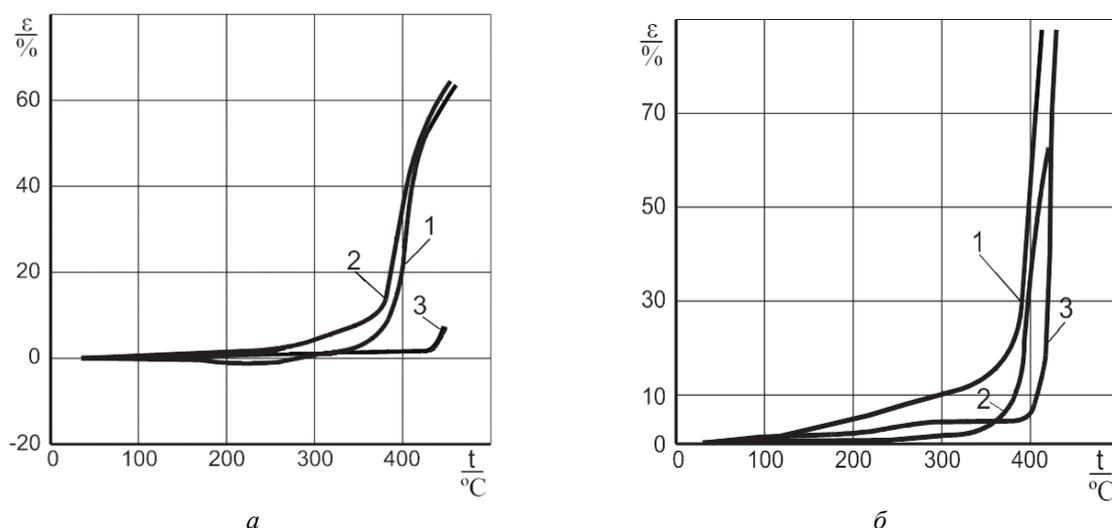


Рис. 1. Термомеханические кривые ПКМ после СП с 30 % (а); 50 % (б) содержанием Ф-4: 1 – без спекания; 2 – со спеканием в свободном состоянии; 3 – со спеканием в замкнутом состоянии

Спекание в свободном состоянии ПКМ после СП неоднозначно влияет на ход термомеханических кривых. Так, при 30 %-ном содержании Ф-4 наблюдается понижение t_p на 5 °С (рис. 1, кривые 2) и повышение максимальных деформаций пенетрации в 1,6 раза (с 22 до 35 %). При более высоком содержании Ф-4 (50 %) t_p также снижается (на 6 °С), но при этом происхо-

дит и уменьшение деформаций в 1,6 раза (с 58 до 36 %). Данные закономерности, очевидно, связаны со снижением плотности и повышением пористости ПКМ (табл. 1), вызванными разрыхлением структуры в результате значительных объемных изменений (до 25 %) Ф-4, разрывающих слабые межмолекулярные связи компонентов при спекании в свободном со-

стоянии и повышающих дефектность структуры. Это подтверждается в ПКМ с 30 %-ным содержанием Ф-4 более интенсивным (с 1430 до 1070 кг/м³) снижением плотности, чем при 50 % (с 1620 до 1460 кг/м³), и приводит не только к снижению температур размягчения, но и повышению деформируемости ПКМ. При

этом с увеличением концентрации Ф-4 с 30 до 50 % происходит небольшой рост (на 5–6 °С) температур размягчения ПКМ как после СП без спекания, так и со спеканием в свободном состоянии, что, очевидно, объясняется изменением закономерностей структурообразования [1, 6].

Таблица 1

Характерные температуры и деформации ПКМ полиимид+Ф-4

Концентрация Ф-4, %	Способ получения	Спекание	В замкнутом состоянии	ρ , кг/м ³	Π , %	t_p , °С	Деформации (%) при различных температурах (°С)			
							250	300	350	400
30	СП	–	–	1430	11,2	379	–1	1	3	22
		+	–	1070	33,5	374	2	4	8	35
		+	+	1570	6,2	420	1	3	3	3
	ВП	+	+	1580	1,9	436	1	1	1	2
50	СП	–	–	1620	7,4	385	8	10	14	58
		+	–	1460	16,6	379	1	1	3	36
		+	+	1730	4,6	398	3	4	5	6
	ВП	+	+	1740	0,6	432	1	1	1	1

Спекание в замкнутом состоянии (рис. 1, кривые 3), в отличие от свободного, приводит как к снижению температур размягчения, так и деформаций пенетрации: при содержании Ф-4 30 и 50 % t_p повышается на 46 °С (с 374 до 420 °С) и 19 °С (с 379 до 398 °С), а деформации снижаются в 11,7 раза (с 35 до 3 %) и в 6 раз (с 36 до 6 %) соответственно. Более высокое межмолекулярное взаимодействие в ПКМ, полученных со спеканием в замкнутом состоянии, обусловлено действием повышенного давления, при ко-

тором усиливается контакт между макромолекулами, активизируется их взаимное перемешивание с появлением диффузионной зоны и интенсифицируются реакции в полимерах [9].

Установлено, что по сравнению со СП применение ВП с последующим спеканием в замкнутом состоянии позволяет существенно снизить деформации пенетрации и повысить температуры размягчения ПКМ (рис. 2). После ВП при 30 %-ной концентрации Ф-4 значения деформаций не превышают 2 %, что в 1,5 раза

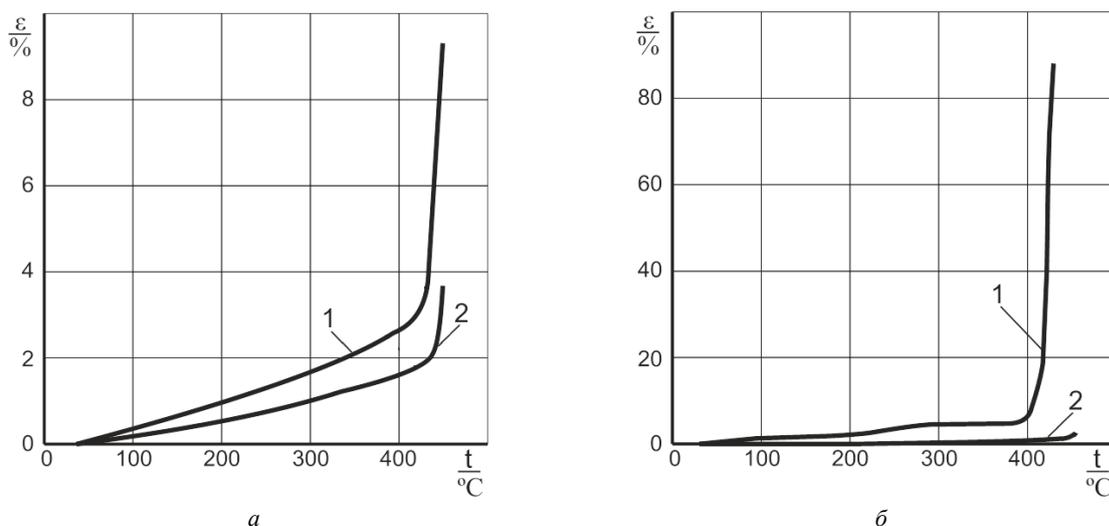


Рис. 2. Термомеханические кривые ПКМ после спекания в замкнутом состоянии: а – 30 %; б – 50 % Ф-4: 1 – СП; 2 – ВП

меньше, чем у ПКМ после СП (3 %). С увеличением концентрации Ф-4 до 50 % деформации снижаются до 1 % для ПКМ после ВП, то есть в 6 раз по сравнению со СП. При этом ВП способствует повышению температуры размягчения ПКМ с 420 до 436 °С и с 398 до 432 °С при наполнении 30 и 50 % Ф-4 соответственно (табл. 1). Это объясняется более высоким межмолекулярным взаимодействием между полимерами после ВП, приводящим к лучшей монолитизации ПКМ, что подтверждается их более высокой плотностью и меньшей пористостью образцов. Интенсификация межмолекулярного взаимодействия в ПКМ после ВП происходит за счет ударно-волновой активации структуры полимеров [4]. Увеличение концентрации Ф-4 с 30 до 50 % приводит к снижению t_p на 22 и на 4 °С для ПКМ, полученных СП и ВП (со спеканием в замкнутом состоянии) соответственно. Существенно меньшее снижение t_p ПКМ еще раз подтверждает прохождение более выгодных процессов структурообразования при ВП.

Согласно проведенному ТМА, спекание в замкнутом состоянии обеспечивает лучшую монолитизацию полимеров и межмолекулярное взаимодействие в ПКМ, поэтому тепловое расширение исследовали на образцах, спеченных в замкнутом состоянии. На кривых теплового расширения наблюдаются характерные температурные переходы: t_1 , t_2 , t_3 , которые соответствуют определенным физическим и фазовым переходам [6]. В температурном интервале до t_1 (рис. 3, табл. 2) происходит небольшое увеличение деформации, связанное со стабильностью высококристаллической структуры Ф-4 и стеклообразного состояния полиимида. В интервале t_1 – t_2 наблюдается резкий скачок деформации, обусловленной плавлением кристаллической фазы Ф-4 и размягчением полиимида. Выше t_3 400–415 °С происходит дальнейшее расширение,

связанное с увеличением теплового движения макромолекул в вязкотекучем состоянии.

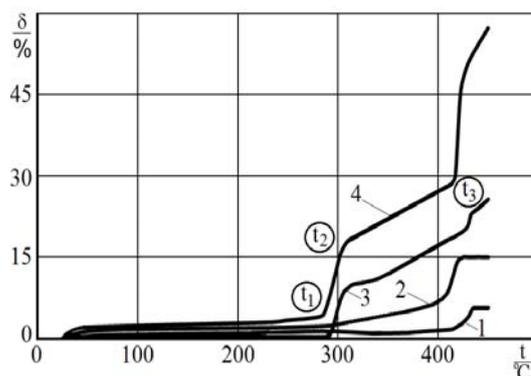


Рис. 3. Тепловое расширение ПКМ, полученных ВП (1, 3) и СП (2, 4) со спеканием в замкнутом состоянии: 1, 2 – 30 %; 3, 4 – 50 %

Как следует из кривых теплового расширения (рис. 3), максимальные деформации (δ_{420} =420 °С) ПКМ с 30 %-ным наполнением Ф-4 после ВП в 7 раз меньше (2 %), чем после СП (14 %), что обусловлено повышенным межмолекулярным взаимодействием [7]. Увеличение концентрации Ф-4 до 50 % приводит к значительному росту теплового расширения как в случае СП (в 2 раза с 17 до 35 %), так и ВП (в 2,1 раза с 9 до 19 %). Температура t_3 (табл. 2), характеризующаяся значительным ростом деформаций Ф-4, наблюдается только на кривых ПКМ с 50 % Ф-4, что связано с повышением количества Ф-4, плавление которого происходит с большими объемными изменениями, что оказывает существенное влияние на поведение ПКМ. Уменьшение содержания Ф-4 до 30 % привело, вероятно, к его полному переходу в межфазный слой и снижению деформируемости ПКМ после ВП. Как показали сравнительные результаты, теплостойкость ПКМ после ВП с 30 % Ф-4 повышается до 435 °С, а с 50 % Ф-4 – до 426 °С.

Таблица 2

Характерные температуры и деформации теплового расширения ПКМ полиимид+Ф-4

Концентрация Ф-4, %	Способ получения	t_1 , °С	δ_1 , %	t_2 , °С	δ_2 , %	t_3 , °С	δ_3 , %	δ_{420} (при 420 °С), %
30	СП	408	8	421	15	–	–	14
	ВП	418	3	435	6	–	–	2
50	СП	283	4	310	17	416	29	35
	ВП	289	1	310	9	426	20	19

Вывод

Результаты термомеханических испытаний свидетельствуют, что при ВП ПКМ обеспечи-

вается более интенсивное межмолекулярное взаимодействие полиимида и Ф-4 и приводит к снижению термических деформаций матери-

ала и повышению температур размягчения, что является результатом быстротечного действия высоких энергий взрыва в отличии от СП. При этом наиболее выгодным является применение спекания в замкнутом состоянии, которое повышает силовое воздействие на ПКМ вследствие компенсации теплового расширения и способствует монолитизации материала, что приводит к улучшению его физико-механических свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Головкин, Г. С.* Научные основы производства изделий из термопластичных композиционных материалов / Г. С. Головкин, В. П. Дмитренко. – М.: РУСАКИ. – 2005. – 472 с.
2. Справочник по пластическим массам / под ред. В. М. Катаева, В. А. Попова, Б. И. Сажина. – Изд. 2-е, перераб. и доп. В 2 т. – М.: Химия, 1975. – Т. 1. – 448 с.

3. *Михайлин, Ю. А.* Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб.: Профессия, 2006. – 624 с.

4. *Адаменко, Н. А.* Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.

5. *Будник, А. Ф.* Влияние процесса смешения наполнителей и матрицы на технологию композитного материала на основе политетрафторэтилена / А. Ф. Будник, П. В. Руденко, М. В. Бурмистр // Вестник Сумского государственного университета. – 2007. – № 1. – С. 72–79.

6. *Тагер, А. А.* Физикохимия полимеров / А. А. Тагер. – Изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Научный мир, 2007. – 546 с.

7. *Тейтельбаум, Б. Я.* Термомеханический анализ полимеров / Б. Я. Тейтельбаум. – М.: Химия. – 1979, 234 с.

8. *Адаменко, Н. А.* Термомеханические свойства меднофторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. Х. Фам // Пластические массы. – 2006. – № 12. – С. 13–16.

9. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие / М. Л. Кербер [и др]; под ред. А. А. Берлина. – СПб.: Профессия, 2008. – 566 с.

Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев, В. С. Трифионов, Д. В. Проничев

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БРОНЗОФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе исследовано влияние интенсивности взрывной обработки на тепловое расширение и теплопроводность антифрикционных композиционных материалов на основе фторопласта-4, содержащих 10 и 30 % дисперсной бронзы. Установлено, что интенсификация взрывной обработки обеспечивает понижение термического коэффициента объемного расширения и повышение теплопроводности композиционных материалов за счет усиления адгезионного взаимодействия в системе полимер–металл.

Ключевые слова: фторопласт-4, дисперсная бронза, взрывная обработка, ударное давление, композиционный материал, тепловое расширение, теплопроводность, адгезионное взаимодействие.

In work influence of intensity of explosive treatment on heat expansion and heat conductivity of antifrictional composite materials on a basis fluoroplast-4, containing 10 and 30 % of disperse bronze is investigated. It is established that intensification of the explosive treatment leads to fall temperature factor of volume expansion and increase heat conductivity of composite materials that is connected with strengthening of adhesive interaction in system polymer-metal.

Keywords: fluoroplast-4, disperse bronze, explosive treatment, shock pressure, composite material, heat expansion, heat conductivity, adhesive interaction.

В узлах трения машиностроительного оборудования широко применяются материалы на основе фторопласта (Ф-4, политетрафторэтилена), обладающего высокими антифрикционными свойствами, химической инертностью и термостойкостью, что ставит его в ряд перспективных полимеров для создания самосмазывающихся композиций. Однако низкие прочностные свойства и износостойкость, высокая

хладотекучесть Ф-4 ограничивают эксплуатационные свойства антифрикционных изделий на его основе [1, 2]. Создание композиционных материалов (КМ) введением во Ф-4 до 30 % об. различных порошкообразных неорганических материалов позволяет увеличить износостойкость в 250–1000 раз, прочность при сжатии в 1,5–2,0 раза, а также снизить хладотекучесть [1, 2]. Однако из-за низкого адгезионного взаимодействия между Ф-4 и наполнителем происходит снижение прочности при растяжении, относительного удлинения и ударной вязкости,

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00344.

что не позволяет в полной мере решить проблему повышения эксплуатационных свойств антифрикционных изделий. При этом введение во Ф-4 большего количества упрочняющей фазы (более 30 % об.) приводит к резкому падению физико-механических свойств КМ на основе Ф-4 [1]. Повысить эксплуатационные свойства КМ на основе Ф-4 можно путем усиления адгезионного взаимодействия между матрицей и наполнителем [1]. Наиболее перспективно использование в антифрикционных деталях в качестве наполнителей Ф-4 бронзы, которая значительно улучшает их триботехнические характеристики [1, 2].

Использование энергии взрыва для прессования порошковых смесей полимеров с наполнителем является перспективным направлением развития способов получения полимерных КМ высокоэнергетическим воздействием, обеспечивающим одновременно формование, термодинамическую активацию и консолидацию порошков адгезионноинертных трудноперерабатываемых полимеров и металлов [3].

Целью работы являлось изучение влияния режимов взрывного прессования (ВП) на теплофизические свойства: термический коэффициент объемного расширения (ТКОР, β) и коэффициент теплопроводности (λ) равноплотных фторопластовых композиционных материалов, содержащих от 10 до 30 % об. порошкообразной бронзы ПБрО5Ц5С5, с размером частиц 14–150 мкм.

Получение КМ осуществлялось ВП бронзофторопластовых смесей в стальных ампулах. Смеси приготавливались сухим смешиванием порошков Ф-4 и бронзы, которые перед ВП статически подпрессовывались в ампулах для достижения оптимальной пористости смеси (30–40 %) [3]. Изменение интенсивности ВП осуществлялось вариацией скорости детонации инициируемого заряда взрывчатого вещества, что позволяло изменять давление в ударном фронте (P) от 0,1 до 0,6 ГПа [4]. Спекание КМ проводили в свободном состоянии при температуре 380 °С с выдержкой 20 мин на один миллиметр толщины образца.

Объемное тепловое расширение КМ на основе Ф-4 определялось на установке термомеханического анализа ТМИ-1 по оригинальной методике, основанной на простой форме дилатометрического анализа [5]. ТКОР определяли по следующей формуле:

$$\beta = \frac{1}{h_0} \cdot \frac{\Delta h}{\Delta t},$$

где Δh – приращение высоты образца в заданном интервале температур; $\Delta t = t_2 - t_1$ – разность температур в заданном интервале; h_0 – начальная высота образца при 22 °С. При анализе термического поведения КМ удобнее пользоваться средними значениями ТКОР в интервале температур [6], где $t_1 = \text{const}$, поэтому температура $t_1 = 22$ °С, а t_2 соответствовала температуре нагрева (от 23 до 415 °С).

Теплопроводность измерялась на установке КИТ-02Ц «Теплофон» при комнатной температуре (22 °С) по стандартной методике в диапазоне от 1 до 400 Вт/м·К. Поверхности образцов, соприкасающиеся с электродами, полировали и смазывали термопастой «Титан» для снижения теплового сопротивления. Микроструктурные исследования осуществляли с помощью оптического микроскопа *Olympus 61BX* с увеличением $\times 200$.

На кривых термического расширения КМ Ф-4+бронза, микроструктуры которых представлены на рис. 1, наблюдаются характерные участки (рис. 2), соответствующие определенным фазовым (аморфное и кристаллическое) и физическим состояниям (высокоэластическое и вязкотекучее) Ф-4, интервал которых определяется температурами перехода t_1 (температура начала плавления кристаллической фазы Ф-4), t_2 (температура завершения плавления кристаллической фазы Ф-4) и t_3 (415 °С – температура термоокислительной деструкции Ф-4), значения которых и соответствующие им ТКОР указаны в табл. 1. В температурном интервале до t_1 происходит небольшое увеличение ТКОР (до $9\text{--}37 \cdot 10^{-5}$ 1/°С), связанное со стабильной высококристаллической структурой Ф-4. В интервале $t_1\text{--}t_2$ наблюдается резкий скачок ТКОР (до $56\text{--}100 \cdot 10^{-5}$ 1/°С), обусловленный плавлением кристаллической фазы Ф-4 ($t_{\text{пл}} = 327$ °С), так как упорядоченная структура разориентируется, в результате чего удельный объем полимера возрастает на 20–30 % [6]. В интервале $t_2\text{--}t_3$ °С происходит равномерный рост ТКОР до $63\text{--}185 \cdot 10^{-5}$ 1/°С, связанный с дальнейшим расширением аморфной фазы Ф-4 в результате снижения межмолекулярного взаимодействия и повышения тепловых колебаний макромолекул [1]. При температурах, близких к 415 °С, у образцов, полученных на слабых режимах ВП, наблюдается резкий скачок ТКОР, что, очевидно, связано с разрывом адгезионных связей между полимером и металлом.

Существенные различия в значениях ТКОР КМ, полученных при различных режимах ВП, обнаруживаются только при температурах выше температуры плавления кристаллической фазы Ф-4. Как следует из экспериментально полученных зависимостей (рис. 2, а) максимальное тепловое расширение (при t_2-t_3) КМ с 10 %-ным содержанием бронзы после ВП при высоких ударных давлениях ($P = 0,4-0,6$ ГПа) (без спекания)

в 1,3–2,0 раза меньше ($\beta_{415}^{\circ\text{C}} = 75-94 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$), чем после ВП при низких ударных давлениях ($P = 0,1-0,3$ ГПа) – $\beta_{415}^{\circ\text{C}} = 100-185 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$. С увеличением концентрации бронзы с 10 до 30 % в интервале t_2-t_3 ТКОР наиболее интенсивно снижается у КМ, полученных ВП при низких ударных давлениях (на $13-45 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$), а у КМ, полученных при высоких ударных давлениях, на $12-23 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$.

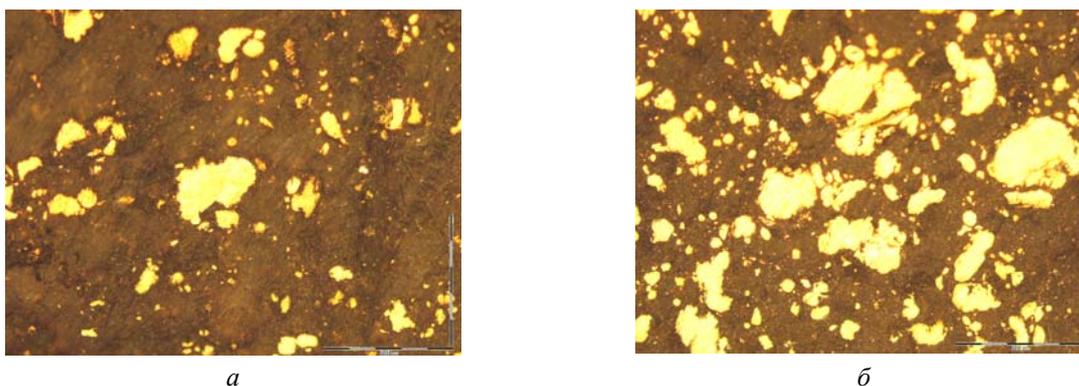


Рис. 1. Микроструктуры КМ фторопласт-4 + 10 % (а) и 30 % (б) бронзы (увеличение $\times 200$) после ВП: темное–Ф-4, светлое–бронза

После спекания максимальные значения ТКОР ниже на $1-8 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$ у КМ, полученных при более интенсивном ВП. Причем, если у КМ, полученных ВП при $P = 0,4-0,6$ ГПа, после спекания ТКОР не изменяется (при 10 % бронзы) или изменяется незначительно (на $8 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$) при 30 % содержании бронзы (рис. 2, б), то у КМ после ВП при $P = 0,1-0,3$ ГПа наблюдается существенное снижение ТКОР: при 10 %-ном наполнении в 1,5 раза (со $100-185 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$ до $65-120 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$) (рис. 2, а), при 30 %-ном

наполнении в 1,0–1,2 раза (с $87-140 \cdot 10^{-5}$ до $70-136 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$) (рис. 2, б).

При исследовании теплопроводности установлено, что более интенсивные режимы ВП обеспечивают большую теплопроводность КМ. Так, для КМ с 10 %-ным содержанием бронзы, полученных при низких ударных давлениях, коэффициент теплопроводности не определяется, так как он ниже $1 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$, что выходит за диапазон измерения прибора. При высоких ударных давлениях коэффициент теплопровод-

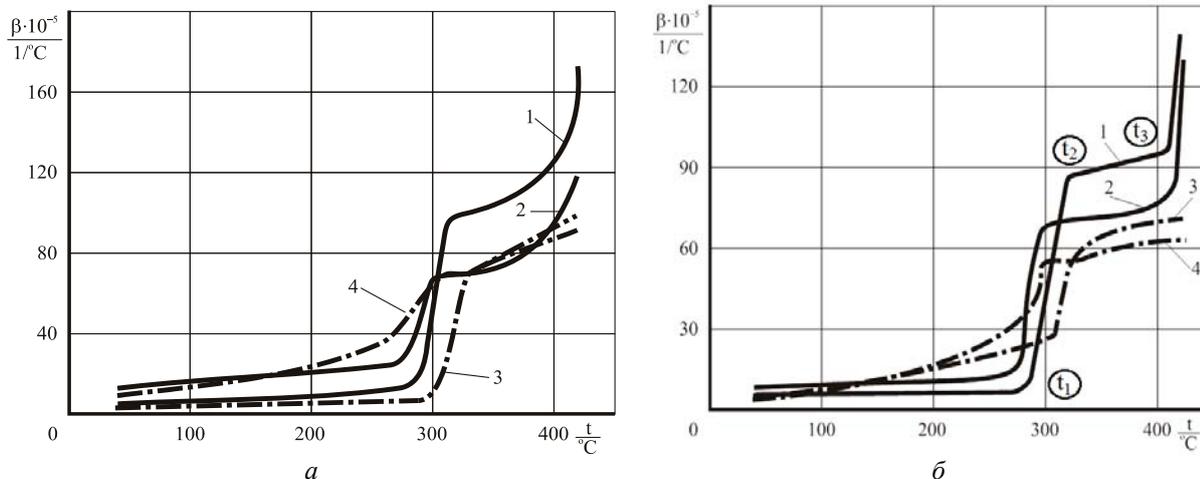


Рис. 2. Зависимость термического коэффициента объемного расширения КМ Ф-4 + 10 % (а) и 30 % (б) бронзы от температуры, после ВП при $P = 0,1-0,3$ ГПа (кривые 1 и 2) и $P = 0,4-0,6$ ГПа (кривые 3 и 4): 1, 3 – образцы до спекания; 2, 4 – образцы после спекания

Характерные температуры и ТКОР КМ на основе Ф-4

Концентрация бронзы, %	Давление в ударном фронте (P), ГПа	Спекание, 380°C	$t_1, ^\circ\text{C}$	$\beta_1, \cdot 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$	$t_2, ^\circ\text{C}$	$\beta_2, \cdot 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$	β_{415} (при 415 °C), $\cdot 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$
10	0,1–0,3	–	278	21	315	100	185
		+	278	37	305	65	120
	0,4–0,6	–	300	9	340	75	94
		+	265	42	315	74	93
30	0,1–0,3	–	283	10	321	87	140
		+	277	14	295	70	136
	0,4–0,6	–	308	27	326	63	71
		+	292	35	297	56	63

ности достигает 1,6–1,7 Вт/м·К, который после спекания понижается в 1,1 раза: до 1,4–1,5 Вт/м·К (табл. 2). С увеличением концентрации бронзы с 10 до 30 % теплопроводность КМ после ВП при $P = 0,4–0,6$ ГПа повышается в 2 раза (до 3,3–3,5 Вт/м·К). При этом теплопроводность КМ после ВП при $P = 0,1–0,3$ ГПа в 1,6 раза ниже: 2,0–2,1 Вт/м·К. После спекания происходит снижение теплопроводности в 1,4 и 1,2 раза (до 1,4–1,5 и 2,7–2,8 Вт/м·К) для КМ, полученных как при низких, так и при высоких ударных давлениях соответственно.

Таблица 2

Коэффициенты теплопроводности фторопластовых КМ

Концентрация бронзы, %	Давление в ударном фронте (P), ГПа	Спекание	$\lambda, \text{Вт/м}\cdot\text{К}$
10	0,1–0,3 ГПа	–	<1
		+	<1
	0,4–0,6 ГПа	–	1,6–1,7
		+	1,4–1,5
30	0,1–0,3 ГПа	–	2,0–2,1
		+	1,4–1,5
	0,4–0,6 ГПа	–	3,3–3,5
		+	2,7–2,8

Достаточно низкие значения теплопроводности связаны с тем, что при 10–30 %-ном содержании бронзы несмотря на более высокое адгезионное взаимодействие между компонентами КМ после ВП при высоких ударных давлениях, в отличие от ВП при низких ударных давлениях, количество армирующей фазы не достаточно, чтобы существенно влиять на

большую часть полимерной матрицы (рис. 1). В результате основной вклад в теплофизические свойства КМ вносит полимер с исходными свойствами, а наполнитель, являясь изолированной фазой, понижает общий уровень физико-механических свойств [4]. При этом теплопередача преимущественно осуществляется за счет колебаний решетки, то есть за счет переброса длинноволновых фононов между макромолекулами [1, 8, 9].

Выявленные особенности изменения теплофизических свойств (ТКОР и теплопроводности) связаны как с количественными смешивными закономерностями, так и с качественными структурными изменениями в КМ, что в совокупности обеспечивает более низкий ТКОР и более высокую теплопроводность у КМ после ВП на более интенсивных режимах.

При ВП на более интенсивных режимах бронзофторопластовых КМ обеспечивается более высокое адгезионное взаимодействие между полимером и металлом, что является результатом быстротечного действия высоких энергий взрыва [3]. В результате при передаче тепла в КМ упрочняющая фаза выполняет функцию узлов сетки, препятствующих тепловому перемещению макромолекул и их сегментов, что проявляется в снижении термического расширения КМ. При этом за счет перечисленных структурных модификаций в КМ после ВП при высоких давлениях увеличивается теплопроводность в результате замыкания отдельных макромолекул через металлическую фазу и теплопередача в значительной мере идет по цепям главной валентности полимера, которая обладает значительно меньшим сопротивлением, а не через ван-дер-ваальсовы связи

путем переброса фононов между разными макромолекулами, где тепловое сопротивление значительно выше [8]. После ВП при низких ударных давлениях из-за низкого адгезионного взаимодействия между полимером и наполнителем макромолекулы совершают свободные тепловые колебания, происходят большие объемные изменения при плавлении кристаллической фазы Ф-4, практически не связанного дополнительным адгезионным взаимодействием с металлом, между макромолекулами сохраняется повышенное тепловое сопротивление, где происходит значительное тепловое рассеивание, в результате тепловое расширение максимально, а теплопроводность минимальна. Следует отметить, что при низких температурах нагрева (до 290 °С) разница в ТКOP KM, полученных на различных режимах ВП, несущественна, так как тепловое движение макромолекул еще не столь велико и, соответственно, минимально влияние указанных сдерживающих факторов.

При этом за счет усиления взаимодействия между полимером и металлом при взрывной обработке появляется межфазная зона с иными структурными характеристиками, чем матрица, и усиливаются процессы самоармирования полимера [1, 8, 9]. Поэтому можно предположить, что после интенсивного ВП увеличившаяся межфазная зона, обладая более высокими теплопроводящими свойствами, вследствие ориентации макромолекул вокруг частиц металла [8, 9] увеличивает теплопроводность KM не только в результате смесевых закономерностей, но из-за большей глубины внедрения этих зон в надмолекулярную структуру Ф-4. Следовательно, создаются тепловые зонды, по которым идет тепловой поток с меньшим рассеиванием. Это подтверждается повышением теплопроводности с ростом содержания бронзы в KM после ВП на интенсивных режимах.

Снижение теплопроводности после спекания может быть связано с нарушением при нагреве адгезионного взаимодействия, а также быть следствием протекания процессов аморфизации структуры полимера и окисления металла. Близкие деформации образцов после ВП на высоких ударных давлениях как без спе-

кания, так и со спеканием, подтверждают участие большего объема полимера в адгезионном взаимодействии и усилении межмолекулярного взаимодействия в межфазном слое, в отличие от ВП при низких ударных давлениях, где полимер спекается, как в малонаполненных KM.

Таким образом, установлено, что интенсивная взрывная обработка способствует усилению адгезионного взаимодействия между полимером и наполнителем в KM, в результате упрочняющая фаза выполняет функцию узлов сетки, препятствующих перемещению сегментов макромолекул, что сопровождается снижением коэффициента термического расширения и повышением теплопроводности, а следовательно повышается эксплуатационная термостабильность антифрикционных металлофторопластовых изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Промышленные полимерные композиционные материалы; пер. с англ.; под ред. П. Г. Бабаевского. – М.: Химия, 1980. – 472 с.
2. Исследование влияния модификаторов и наполнителей фторопласта на основные триботехнические характеристики бронзофторопластовых подшипников / М. А. Герцык [и др.] // Вопросы материаловедения. – 2001. – № 2. – С. 148–156.
3. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров. – ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
4. Рогозин, В. Д. Анализ параметров взрывного прессования металлополимерной смеси в цилиндрической ампуле / В. Д. Рогозин, А. В. Казуров, Н. А. Адаменко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10 (48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки, прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 42–44.
5. Адаменко, Н. А. Термомеханические свойства меднофторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. Х. Фам // Пластические массы – 2006. – № 12. – С. 13–16.
6. Справочник по пластическим массам / под ред. В. М. Катаева, В. А. Попова, Б. И. Сажина. – Изд. 2-е. В 2 т. Т. 1. – М.: Химия, 1975. – 448 с.
7. Берман, Р. М. Теплопроводность твердых тел / Р. М. Берман; пер. с англ. Л. Г. Асламазова; под ред. В. З. Кресина. – М.: Мир, 1979. – 286 с.
8. Кулезнев, В. Н. Химия и физика полимеров / В. Н. Кулезнев, В. А. Шершнев. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: КолосС, 2007. – 367 с.
9. Белый, В. А. Металлополимерные материалы и изделия / В. А. Белый. – М.: Химия, 1979. – 135 с.

УДК 678-19:621.777.044.2

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Д. Rogozin, В. Н. Арисова,
В. В. Лупиногин, А. Е. Заседателев*

ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКТИВНОГО ПОСТРОЕНИЯ СХЕМЫ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ПОЛИОКСИБЕНЗОИЛА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты исследования влияния конструктивного построения схемы взрывного прессования на структурные изменения полиоксibenзоила. Изучено влияние давления взрывного прессования, конструктивного построения схемы взрывной обработки на термомеханические свойства и параметры кристаллической структуры полимера.

Ключевые слова: взрывное прессование, полиоксibenзоил, термомеханические свойства, кристаллическая структура.

Shows the results research about the influence of the constructive scheme of constructing explosive pressing on structural changes in the polyoxibenzoil are submitted. The effect of the pressure of the explosive pressing, effective construction scheme of explosive treatment on the thermo-mechanical properties and parameters of the crystal structure of the polymer are investigated.

Keywords: explosive pressing, polyoxibenzoil, thermo-mechanical properties, crystal structure.

Введение

Возрастающие требования машиностроения к показателям прочности, теплостойкости и высокой химической стойкости деталей, в том числе узлов трения, предопределили использование термостойких полимеров, обладающих заданными свойствами. Одним из перспективных полимеров является термостойкий линейный полиэфир – полиоксibenзоил (ПОБ, аропласт) с длительной работоспособностью до 313 °С, а кратковременной до 425 °С. Он обладает высокой жесткостью, химической стойкостью, низким коэффициентом трения, высоким модулем упругости, а его композиции с фторопластом по продолжительности эксплуатации превосходят чистый фторопласт и бронзу [1–3]. Ценные свойства ПОБ обеспечивают его применение для изготовления деталей узлов трения, работающих в жестких температурных условиях и агрессивных средах. В то же время высокая термостойкость полимера ограничивает возможности переработки его в изделия и требует применения различных технологических методов модификации. Одним из перспективных способов получения изделий из порошков трудноперерабатываемых полимеров и их композиций является взрывное прессование (ВП), создающее благоприятные условия для структурных превращений, приводящих к активации полимера, повышению прочностных характеристик, износостойкости и долговечно-

сти антифрикционных материалов [4–8]. В данной работе авторами представлены результаты исследования влияния конструктивного построения схемы ВП на структурные изменения ПОБ.

Методика эксперимента

Для взрывного прессования плоских образцов из порошка ПОБ использовали известную схему [5] нагружения порошка скользящей детонацией заряда взрывчатого вещества (ВВ) через металлическую пластину-ударник. Интенсивность взрывного воздействия варьировали применением ВВ с различными скоростями детонации D от 1900 до 3800 м/с. Импульс давления в прессуемом порошке зависит не только от мощности взрыва, но и от наличия в схеме промежуточных слоев с различной акустической жесткостью. Поэтому эксперименты проводили по трем вариантам:

схема I: ВВ–ударник–порошок–металлическая подложка;

схема II: ВВ–ударник–порошок–подложка из древесно-стружечной плиты (ДСП);

схема III: ВВ–ударник–прослойка песка–порошок–металлическая подложка.

Параметры ударного нагружения в порошке определяли путем компьютерного расчета волновой картины в каждой схеме по методике, описанной в [9]. На рис. 1 представлены результаты расчета для нескольких вариантов, где давление ВП изменялось от 1,6 до 4,6 ГПа. Поскольку механическое сопротивление полимера имеет вязкую природу, поэтому при взрывном нагружении эффективным является не только

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00344.

величина ударного давления, но и длительность его воздействия (τ). Величина длительности ударного импульса изменялась от 6 до 20 мкс.

Кривые 1, 2, 3 (рис. 1) показывают, что при увеличении скорости детонации давление в порошке значительно возрастает, причем оказалось, что максимум давления примерно соответствует давлению взрыва ВВ [10]. Из сопоставления кривых 1 и 4 видно, что прессование на металлической подложке значительно (примерно в 2 раза) увеличивает давление и длительность ударного импульса в порошке, что можно объяснить воздействием на порошок не только падающей волны от взрыва ВВ, но и сильной отраженной волны от жесткой подложки. Сравнение кривых 3 и 5 показало, что прослойка песка сильно затягивает процесс прессования и смягчает ударный импульс, умень-

шая его давление и увеличивая длительность почти в 3 раза, что способствует лучшей сохранности ударно-спрессованных образцов. Таким образом, расчеты показывают, что использование различных типов ВВ и изменения в конструкции схем нагружения позволяют в широких пределах изменять давление и длительность ударного импульса для прессования порошков. Оценка влияния конструктивного построения схемы скользящего нагружения и параметров взрывной обработки производилась на образцах с размерами 50×100 мм и толщиной 3–5 мм, полученных по схемам I, II и III после ВП и последующего спекания при температуре 400 °С в свободном состоянии посредством анализа свойств и структуры рентгеноструктурным (РСА) и термомеханическим (ТМА) методами.

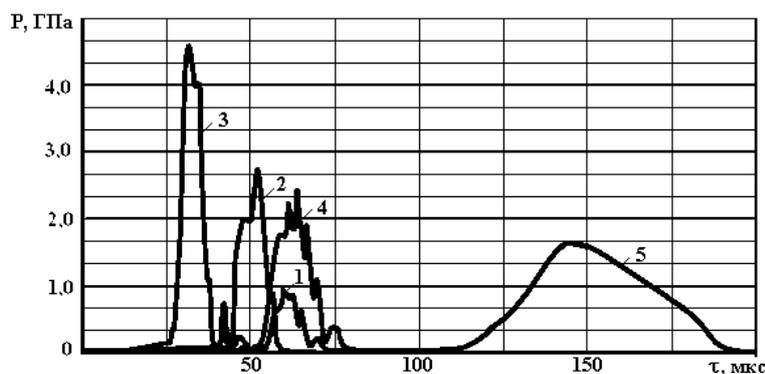


Рис. 1. Форма ударного импульса в полимерной прессовке в зависимости от типа ВВ: 1, 4 – $D=1900$ м/с; 2 – $D=2900$ м/с; 3, 5 – $D=3800$ м/с; 1, 2, 3 – схема II; 4 – схема I; 5 – схема III

Запись дифрактограмм полимера проводилась на дифрактометре ДРОН-3 в излучении медного анода с никелевым фильтром. Полученные дифракционные кривые позволили определить степень кристалличности χ , размер кристаллитов D , физическое уширение β и уровень относительной деформации решетки ($\Delta d/d$). Расчет проводили по стандартным методикам [11].

Исследование теплофизических характеристик и деформируемости материалов в широком интервале температур производили с помощью термомеханических испытаний на установке ТМИ-1, которая обеспечивает измерение и регистрацию деформаций, возникающих при одноосном сжатии, осуществляемом через пуансон с нагрузкой 1 Н при скорости нагрева 5 °С/мин.

Результаты и обсуждение

О влиянии параметров обработки на уровень внутренних напряжений в полимерных

прессовках свидетельствуют термомеханические исследования (рис. 2). Образцы ПОБ после ВП независимо от конструктивного построения схемы и давления при нагреве до 350 °С (особенно в области температур ~ 220–250 °С) расширяются, о чем свидетельствует появление отрицательных деформаций на термомеханических кривых (ТМК), вызванных разрыхлением структуры (рис. 2, табл. 2) в результате релаксации внутренних напряжений этого жесткоцепного стеклообразного полимера при повышении температуры.

Исследование влияния конструктивных изменений схемы ВП на термомеханические свойства полимера показало (рис. 2), что применение металлической подложки (схема I), усиливающей эффект отражения ударных волн, вызывает возрастание локальных напряжений в материале уже при ВП более низким давлением 1,8 ГПа (рис. 1, кривая 1). Термомеханическая кривая (ТМК) этих прессовок практически

совпадает с ТМК образцов, полученных давлением 4,6 ГПа по схеме II (рис. 1, кривая 4). Напротив, ВП давлением 1,6 ГПа с прохождением ударной волны через слой песка (схема III) приводит к получению более стабильной структуры (рис. 1, кривая 2) с меньшими деформациями при нагреве до 340 °С, чем после ВП $P=4,6$ ГПа по схеме II. Более высокие термические деформации при нагреве выше 350 °С и наименьшая температура размягчения $T_p = 373$ °С, наблюдаемые у этих прессовок (табл. 1), обусловлены недостаточным разогревом порошка при взрывном нагружении невысоким ударным давлением. В результате этого не наблюдается усиления межмолекулярного взаимо-

действия и повышения когезионной прочности, рост которых достигается при последующем спекании образцов. Параметры кристаллической структуры ПОБ по данным РСА в зависимости от схемы и давления взрывного прессования представлены в табл. 2. Исследование влияния конструктивных изменений схемы ВП на структуру ПОБ показало, что применение металлической подложки, вызывает повышение значений физического уширения рентгеновских линий и уровня относительной деформации решетки, являющихся интегральной характеристикой структурных искажений кристаллической решетки уже при ВП давлением 1,8 ГПа.

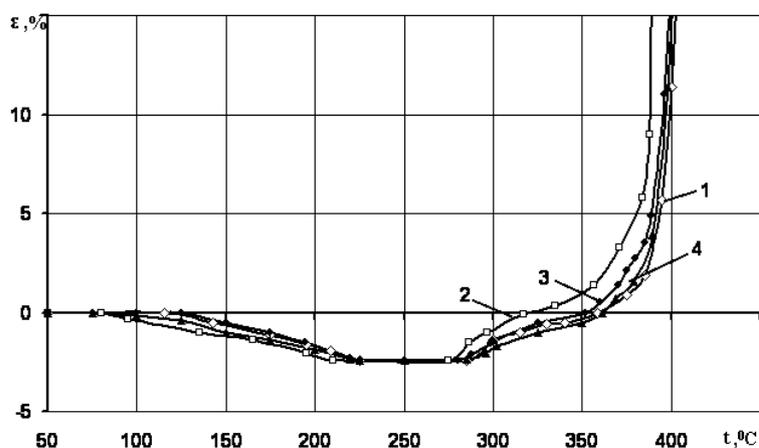


Рис. 2. Термомеханические кривые ПОБ, полученные:

1 – ВП, $P=1,8$ ГПа (схема I); 2 – ВП, $P=1,6$ ГПа (схема III); 3 – ВП, $P=2,8$ ГПа (схема II); 4 – ВП, $P=4,6$ ГПа (схема II)

Таблица 1

Характерные температуры и деформации ПОБ

Схема и давление ВП	Деформация при температурах, %				t_p , °С
	300	330	350	370	
Схема I: $P=1,8$ ГПа	-1,7	-2,0	-0,1	3,2	379
Схема III: $P=1,6$ ГПа	-1,2	0,2	1,9	4,1	373
Схема II: $P=2,8$ ГПа	-1,4	-0,8	0,5	2,7	376
Схема II: $P=4,6$ ГПа	-1,7	-1,9	-0,2	3,0	378

Характеристики тонкой структуры этих прессовок ($D = 18,3$ нм, $\beta = 8,2$ мрад и $\Delta d/d = 7,9 \cdot 10^{-3}$) соответствуют значениям параметров структуры образцов, полученных при давлении 4,6 ГПа по схеме II (табл. 2). ВП давлением 1,6 ГПа с прохождением ударной волны через слой песка приводит к снижению уровня напряжений в материале и получению более стабильной структуры ($D = 22,2$ нм, $\beta = 6,7$ мрад

и $\Delta d/d = 6,6 \cdot 10^{-3}$), близкой к формируемой при обработке давлением $P=2,8$ ГПа по схеме II, что согласуется с результатами ТМА.

Последующая термическая обработка, приводящая к монолитизации материала при спекании, уменьшила его структурные искажения: физическое уширение снизилось до 6,2–6,7 мрад, а относительная деформация решетки до $6,0-6,6 \cdot 10^{-3}$. Одновременно несколько увеличился размер кристаллитов до 21,5–24,3 нм и снизилась степень кристалличности с 50,1–55,9 до 47,3–54,9 %. Такие изменения вызваны более интенсивной аморфизацией структуры с одновременным снижением остаточных напряжений в результате нагрева.

Однако приведенные в табл. 2 данные показывают, что несмотря на значительные различия в величинах ударного давления, а также длительности воздействия взрыва характеристики тонкой структуры полученных образцов отличаются сравнительно мало. В связи с этим

показатели давления дополнены оценкой величины удельного ударного импульса (на 1 ед. площади образца). По этому показателю все

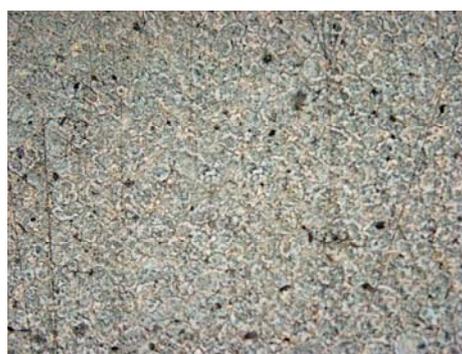
образцы мало отличаются (23–28 ГПа·мкс), что и соответствует их характеристикам тонкой структуры.

Таблица 2

Структурные параметры ПОБ

Параметр	Спекание	Схема I	Схема II		Схема III
		$P_{вп}=1,8$ ГПа; $\tau = 15$ мкс	$P_{вп}=2,8$ ГПа; $\tau = 8$ мкс	$P_{вп}=4,6$ ГПа; $\tau = 6$ мкс	$P_{вп}=1,6$ ГПа; $\tau = 20$ мкс
$\chi, \%$	–	52,7	55,9	50,1	53,4
	+	48,9	54,9	47,3	52,5
$D, \text{нм}$	–	18,3	23,5	18,2	21,5
	+	24,3	24,1	23,0	22,2
$\beta, \text{мрад}$	–	8,2	6,4	8,2	7,0
	+	6,2	6,2	6,5	6,7
$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$	–	7,9	6,2	7,9	6,8
	+	6,0	6,0	6,3	6,6

Примечания. $P_{вп}$ – ударное давление взрывного прессования, ГПа; τ – длительность ударного импульса в порошке, мкс.



а



б

Рис. 3. Микроструктуры ПОБ после ВП давлением (x200): а – 2,8 ГПа (схема II); б – 1,8 ГПа (схема I)

Полученные результаты согласуются с исследованиями микроструктур образцов после ВП в диапазоне выбранных давлений и последующего спекания при температуре 400 °С (рис. 3). Выявлено, что при давлении 2,8 ГПа (схема II) деформация частиц является результатом равномерного сжатия, а образующаяся структура не имеет дефектов. При ударном давлении 1,8 ГПа (схема I) в микроструктуре наблюдаются незначительные следы деструкции, а также дробление частиц и образование пустот в результате их неравномерной переукладки при многократном воздействии отраженной ударной волны.

Заключение

Таким образом, конструктивные изменения схемы взрывного прессования скользящей де-

тонацией заряда взрывчатого вещества с применением металлической подложки, усиливающей эффект отражения ударных волн, как и повышение давления до 4,6 ГПа, вызывают неоднородность сжатого состояния, интенсивную деформацию полимерных частиц, что приводит к получению наиболее дефектной структуры с уровнем напряжений (β до 8,2 мрад).

Применение пористой прослойки смягчает ударный импульс и увеличивает его длительность, формируя стабильную структуру (β до 7,0 мрад), как при взрывном прессовании $P = 2,8$ ГПа.

Установлено, что при взрывном нагружении полиоксibenзоила характеристики тонкой структуры определяются одновременно величиной ударного давления и длительностью его воздействия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Термоустойчивость пластиков конструкционного назначения / под ред. Е. Б. Тростянской. – М.: Химия, 1980. – 240 с.
2. *Охлопкова, А. А.* Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями / А. А. Охлопкова, А. В. Виноградов, Л. С. Пинчук. – Гомель: ИМС НАНБ, 1999. – 164 с.
3. *Барашков, В. Н.* Разработка полимерных композиционных антифрикционных материалов для торцевых уплотнений / В. Н. Барашков, В. В. Гузеев, Б. А. Люкшин // Химическая промышленность. – 1996. – № 12. – С. 7–12.
4. *Адаменко, Н. А.* Ударно-волновая обработка полимеров и полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, А. В. Фетисов, Г. В. Агафонова // Физика и химия обработки материалов. – 2006. – № 5. – С. 82–87.
5. *Адаменко, Н. А.* Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
6. *Адаменко, Н. А.* Свойства обработанных взрывом полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Н. Х. Нгуен, Ю. А. Калмыкова // Пластические массы. – 2007. – № 6. – С. 13–15.
7. *Адаменко, Н. А.* Структура и свойства обработанных взрывом дисперсных термопластов / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, Э. В. Седов, А. В. Фетисов // Материаловедение. – 2001. – № 1. – С. 36–40.
8. *Адаменко, Н. А.* Структурные изменения в композиции фторопласта с аропластом при взрывном прессовании в ампуле / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, С. М. Рыжова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10(48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 35–39.
9. *Рогозин, В. Д.* Взрывная обработка порошковых материалов: монография / В. Д. Рогозин; ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.
10. *Баум, Ф. А.* Физика взрыва / Ф. А. Баум, Л. П. Орленко, К. П. Станюкович [и др.]. – М.: Наука, 1975. – 704 с.
11. *Мартынов, М. А.* Рентгенография полимеров / М. А. Мартынов, К. А. Вылегжанина. – М.: Химия, 1972. – 98 с.

Н. А. Мультиановская, Л. М. Гуревич

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПОЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ КОМПОЗИТОВ ИЗ ЭЛАСТОМЕРОВ И ТЕРМОПЛАСТОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: post-nm@mail.ru

Представлены результаты исследований влияния технологических особенностей получения композитов на основе эластомеров и термопластов на их структуру. Выявлены особенности структуры композитов, полученных при смешении фторкаучука с расплавом полиамида.

Ключевые слова: структура, фторкаучук, полиамид, этиленпропиленовый каучук, полиэтилен, оптическая и электронная микроскопия, термоэластопласт.

Research results of the effect of technological features of obtaining composites based on elastomers and thermoplastics on their structure are submitted. The features of the structure of the composites, obtained by mixing fluorine elastomer with melt polyamide, were identified.

Keywords: structure, fluorine elastomer, polyamide, ethylene-propylene-st rubber, polyethylene, optical and electron microscopy, thermoplastic elastomer.

В последнее время все большее применение в промышленности находят композиционные материалы на основе эластомеров и термопластов, так называемые термоэластопласты (ТЭП). Такие материалы обладают достаточной для эксплуатации эластичностью, а их переработка осуществляется традиционными для термопластов высокопроизводительными и энергосберегающими методами экструзии или литья под давлением. Практически все выпускаемые ТЭП изготавливают на основе каучуков общего назначения и полиэтилена или полипропилена, обладающих низкой температурой плавления и деструкции.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния технологических особенностей получения композитов на основе термостойких фторкаучуков и полиамида-6 (ПА) на их структуру.

Исследования структур полимерных композитов на основе термостойкого фторкаучука марки ФКМ-601 и нетермостойкого этиленпропиленового каучука марки СКЭПТ-50 с термопластами полиамидом-6 (ПА) и полиэтиленом (ПЭ) проводили методами оптической и электронной микроскопии. Изучение поверхностей, полученных срезом на микротоме, позволяло наблюдать структуры полимеров на выбранных участках, а сколом после выдержки образца в жидком азоте – изучать границу раздела фаз.

Оптический анализ проводили с применением модульного моторизованного оптического микроскопа *Olympus BX-61* с фиксацией микроструктур компонентов композиционных материалов с помощью цифровой камеры микроскопа *DP12* при увеличениях $\times(50-100)$. Обработку цифровых фотографий и измерение

различных параметров структуры исследуемых материалов осуществляли на ЭВМ с использованием программного комплекса *AnalySIS*[®] фирмы *Soft Imaging System GmbH*.

Изучение микроструктур растровой электронной микроскопии проводили с использованием растрового электронного микроскопа *JSM-6480LV* фирмы JEOL (Япония) с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии *INCA ENERGY Dry Cool* фирмы *OXFORD INSTRUMENTS* (Великобритания) в режимах вторичных и отраженных электронов. Образцы с фторкаучуком позволяли производить исследования микроструктуры в пучке первичных электронов в режиме высокого вакуума. Образцы с этиленпропиленовым каучуком из-за практически полного засвечивания поверхности образца из-за электризации поверхности в таких условиях исследовать было невозможно, поэтому исследование проводили при низком вакууме в режиме вторичных электронов, что позволяло нейтрализовать зарядовые состояния на поверхности образца, возникающие вследствие взаимодействия пучка первичных электронов с поверхностью.

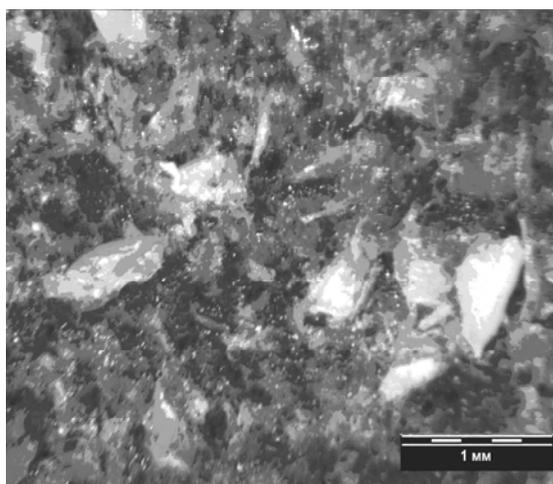
В ряде случаев для изучения поверхностей применяли электронные просвечивающие микроскопы *TESLA BS-540* и *TESLA BS-613* (изучали реплики).

Макроструктуры композитов, полученных при смешении каучука с расплавом термопласта, существенно отличались от структуры композитов на основе этих же полимеров, полученных традиционным для эластомеров спо-

собом в резиносмесителе или на вальцах. Смешение на вальцах или в пластикодере «Брабендер» при температурах ниже плавления термопласта и последующей термообработки в прессе при температуре на 25 ± 5 °С выше точки плавления термопласта (для ПЭ- 135 °С, для ПА-6 – 230 °С) приводило к получению материала, состоящего из эластомерной дисперсионной среды и распределенных в ней частиц термопласта (рис. 1). Превалировали частицы термопласта крупных размеров. Границы раздела фаз четко просматривались при изучении срезов как на световом, так и на электронном микроскопе (рис. 2).

Структуры композитов, полученных смешением эластомера с расплавом термопласта в пластикодере «Брабендер» при температурах выше плавления термопластов (композиты с ПЭ получали смешением при 135 °С, а с ПА-6 при 230 °С), принципиально отличалась от структур, полученных по вышеописанной традиционной технологии: для макроструктур композитов, на основе СКЭПТ-50 с ПЭ, СКЭПТ-50 с ПА-6 и фторкаучука марки ФКМ-601 с ПА-6 характерно отсутствие крупных частиц термопласта. Поверхности среза и скола образцов представляли собой однородную поверхность с равномерно распределенными микрочастицами. Крупные частицы термопласта отсутствовали.

При изучении композитов на основе фторкаучука и ПА после смешения в пластикодере «Брабендер» на некоторых участках поверхности образцов были обнаружены поры размером 2–4 мкм (рис. 3).



а



б

Рис. 1. Поверхности среза композитов после смешения при температуре 40 ± 5 °С на резиносмесительных вальцах: а – СКЭПТ с ПЭ; б – фторкаучук марки ФКМ-601 с ПА

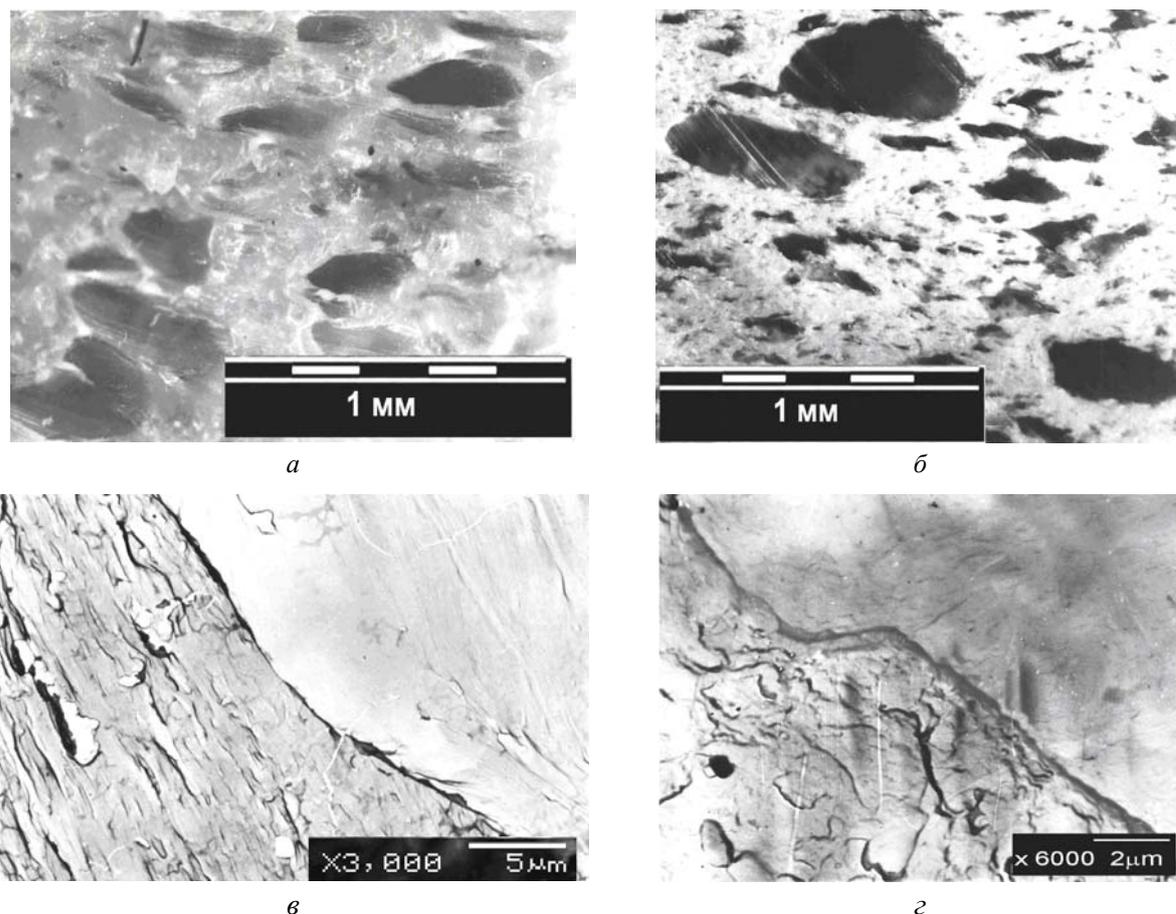


Рис. 2. Поверхности среза композитов после смешения на резиномесительных вальцах и последующего прессования при температуре выше плавления термопласта:

а, в – СКЭПТ с ПЭ; *б, г* – фторкаучук марки FKM-601 с ПА

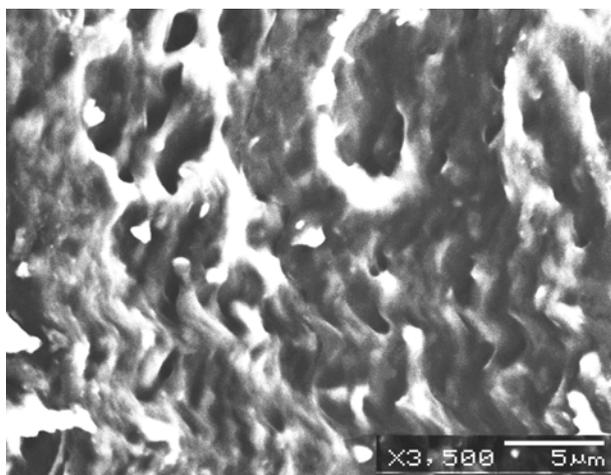


Рис. 3. Участок с микропорами на поверхности среза ТЭП на основе фторкаучука марки FKM-601 и ПА-6

На поверхностях среза и скола композитов на основе ПА и СКЭПТ-50, таких микропор не наблюдалось. Появление пор на образцах композита с фторкаучуком мы связываем с выделением газообразных продуктов, образующихся в результате протекания при смешении

фторкаучука и полиамида при температуре 230 °С химических процессов. В результате таких процессов при температуре выше 200 °С, по данным [1], происходит отщепление от фторкаучука атомов водорода и фтора и образование двойных связей. Данные ИК-спектроскопии композита на основе фторкаучука и ПА показали наличие полосы поглощения 1675,75 см⁻¹, характерной для двойных связей С=С [2–5]. Такой полосы поглощения не было на ИК-спектрах фторкаучука и ПА-6. При таких температурах возможны [1] отщепления и от полиамида NH₃ или H₂O, также способствующих порообразованию.

На образцах, прошедших дальнейшую переработку в экструдере или в литьевой машине, поры уже не наблюдались, что могло свидетельствовать о завершении химических процессов и связанных с ними газовой выделением на стадии смешения компонентов.

Практически для всех поверхностей композитов после переработки методом литья под давлением характерно наличие структур, пред-

ставляющих собой микрочастицы термопласта, распределенные в эластомерной матрице (рис. 4). Значительная часть таких частиц имела размеры, сравнимые с наночастицами (рис. 5).

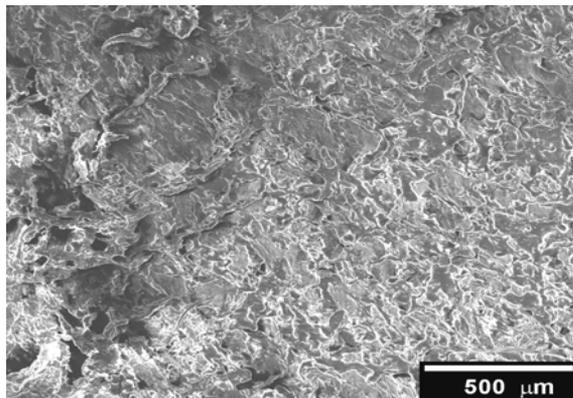


Рис. 4. Поверхность ТЭП на основе СКЭПТ-50 и ПА-6

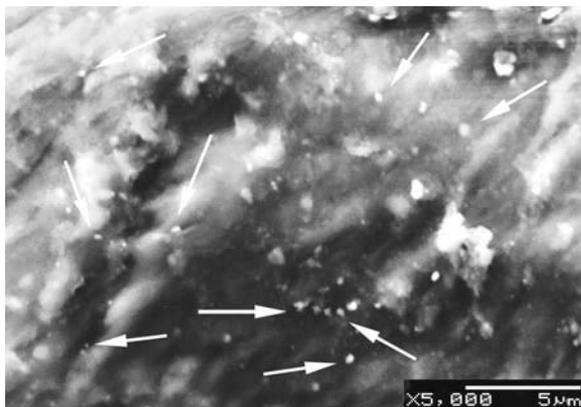


Рис. 5. Поверхность ТЭП на основе фторкаучука марки ФКМ-601 и ПА-6

В ы в о д ы

1. Изучение структуры композитов на основе каучуков и термопластов показало определяющее влияние технологии получения на их морфологию. Установлено, что для композитов, полученных при смешении фторкаучука с расплавом полиамида, характерно наличие участков с пористой структурой, появление которой обусловлено образованием газообразных продуктов в результате отщепления атомов водорода и фтора от фторкаучука. Последующая переработка композитов методами литья под давлением или экструзии приводила к устранению пористости.

2. Интенсивное смешение при температуре выше плавления полиамида ПА-6 способствовало измельчению его расплавленных частиц до размеров, сравнимых с наночастицами, и равномерному распределению в эластомере.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мадорский, С. Термическое разложение органических полимеров / С. Мадорский. – М.: Мир, 1967. – 328 с.
2. Беллами, Л. Инфракрасные спектры сложных молекул / Л. Беллами. – М.: Издательство иностранной литературы, 1963. – 590 с.
3. Купцов, А. Х. Фурье-спектры комбинационного рассеяния и инфракрасного поглощения полимеров: справочник / А. Х. Купцов, Г. Н. Жижин. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2001. – 656 с.
4. Тарутина, Л. И. Спектральный анализ полимеров / Л. И. Тарутина, Ф. О. Позднякова. – Л.: Химия, 1986. – 248 с.
5. Казицына, Л. А. Применение УФ, ИК и ЯМР спектроскопии в органической химии / Л. А. Казицына, Н. Б. Куплетская. – М.: Высшая школа, 1971. – 263 с.

УДК 621.74.002.6:669.715

А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, П. В. Рожков, А. В. Тороцин

**ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТЫХ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ВАКУУМНОЙ ПРОПИТКОЙ
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ В КАЧЕСТВЕ ПОРООБРАЗОВАТЕЛЯ
ГРАНУЛИРОВАННОГО ПЕНОПОЛИСТИРОЛА**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Приведены результаты получения пористых литых заготовок с использованием в качестве порообразователя плакированных гранул пенополистирола. Дана конструктивно-технологическая схема установки для вакуумной пропитки в литейной форме засыпки гранул пенополистирола с жидкостекольным покрытием с добавкой ПАВ и дисперсного порошка алюминия или огнеупорного материала силуминовым расплавом. При термодеструкции пенополистирол газифицируется, образуя поры в заготовке. Получены образцы пористых (пеносилуминовых) литых заготовок.

Ключевые слова: пористая литая заготовка, порообразователь, плакирование, гранула пенополистирола, вакуумная пропитка, образец пористой силуминовой заготовки.

The results of the production of porous castings, using as a blowing agent clad polystyrene pellets. Given the structural and technological setup for vacuum impregnation in the mold filling with polystyrene beads coated with liquid glasses surfactant added and dispersed powder aluminum or refractory silumin melt. When polystyrene thermal gasifies forming pores in the workpiece. Samples of porous (foam of silumin) castings.

Keywords: porous cast billet, porogen, cladding, polystyrene bead, vacuum impregnation, the sample silumin porous preform.

Одной из многих технологий получения пористых (пенометаллических) изделий, известных в настоящее время, является литейная технология.

Наиболее распространенные методы литейной технологии [1–8]:

- вдувание в расплав газа (аргона, азота, воздуха и др.);

- замешивание в расплав порообразователей, преимущественно гидридов Ti, Ba, Zr, Li, а также карбоната кальция CaCO_3 с предварительным введением керамических частиц глинозема Al_2O_3 , кремнезема SiO_2 , карбида кремния SiC для стабилизации процесса порообразования (вспенивания);

- газовыделение за счет предварительно растворенного газа в расплаве;

- пропитка расплавом засыпки водорастворимого порообразователя (водорастворимой соли);

- фильтрация расплава через водорастворимые соли.

Исследователи отмечают как положительные стороны литейной технологии, так и ее недостатки.

В настоящей работе приведены результаты попытки получения пористых литых заготовок (отливок) с использованием в качестве порообразователя плакированных гранул пенополистирола.

Данная идея, с одной стороны (на первый взгляд), может показаться абсолютно утопической (пустой) затеей, с другой – вполне заслуживающей экспериментальной проверки. Подтверждением последнего является информация о том, что «во ФТИМС (г. Киев, Украина) получали образцы медной пены методом нанесения меди на гранулы полистирола (возможно пенополистирола? – Авторы) с последующим их выжиганием, но производство металлической пены и сотовых материалов литьем предпочтительнее с точки зрения промышленного внедрения» [9].

Подвспученные (подвспененные) гранулы ($d = 3\text{--}4$ мм) пенополистирола получали на кафедре литейного производства ВолгГТУ на лабораторной установке для порционного сухого вспучивания полистирола; использовали бисерный полистирол марок NF415 (компания «StiroChem», Финляндия) и 321MM (Тайвань). Устройство, работа установки, технологические особенности процесса вспучивания приведены в работах [10, 11]. Подробно данные о методах получения, свойствах и термодеструкции

пенополистирола (в гранулах и пенопласта), применяющегося при ЛГМ, изложены в работах [12, 13].

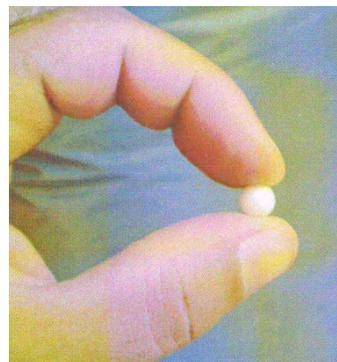


Рис. 1. Гранула подвспененного (подвспученного) пенополистирола [14]

Технические (прочностные и теплофизические) характеристики пенополистирола (гранулированного и пенопласта):

- форма гранул – сферическая (шарики белого цвета, рис. 1) [14];

- пенополистирол (пенопласт) – газотворное вещество, при тепловом воздействии происходит его термодеструкция (размягчение – $80\text{--}100$ °С, переход в жидкоподвижное состояние – 164 °С, образование летучих веществ – $350\text{--}420$ °С, интенсивное газовыделение – 560 °С, горение – при более высоких температурах) [12];

- предел прочности на сжатие $\sigma_{сж}$ – $0,15\text{--}0,38$ МПа при 10 %-ной линейной деформации (при надавливании пальцами на гранулу она сплющится и раздавливается);

- теплопроводность в сухом состоянии при 25 ± 5 °С – $0,032\text{--}0,036$ Вт/м·К;

- плотность – $16\text{--}17$ кг/м³.

Анализ характеристик показывает, что в «натуральном» виде пенополистирол (в гранулах) не вполне подходящий материал, не технологичен и не соответствует поставленной задаче. Если по форме, газотворности, теплопроводности можно признать, что соответствие имеется (есть) то по прочности, температуре размягчения и плавления оно отсутствует (его нет), он явно не подходит.

Чтобы использовать гранулы пенополистирола в качестве порообразователя для получения пористых отливок, предусмотрели меры, предотвращающие преждевременный контакт пенополистирола с расплавом при заполнении им зазоров (несплошностей) между гранулами в их засыпке, расположенной в литейной форме, в условиях вакуума. Взаимодействие пено-

полистирола с расплавом до его схватывания (до образования закристаллизованной корочки вокруг гранулы) вызовет термодеструкцию, что приведет к дестабилизации процесса формирования пористого строения заготовки.

В связи с этим при проведении экспериментов на гранулы пенополистирола наносили за-

щитный (от деформирования) теплоизоляционный слой pulverизацией жидкостекольного покрытия с добавкой поверхностно-активного вещества (ПАВ) и обсыпкой дисперсными порошками алюминия или огнеупорного материала: глинозема Al_2O_3 , кремнезема SiO_2 и карбида кремния SiC (рис. 2).



Рис. 2. Гранулы пенополистирола, плакированные жидкостекольным покрытием с добавкой ПАВ и дисперсных порошков: а – алюминия; б – глинозема и кремнезема; в – карбида кремния

На рис. 3 представлена конструктивно-технологическая схема установки для получения пористых литых заготовок вакуумной пропиткой, включающая цилиндрическую перфорированную опоку 1 с фланцем в верхней части, в которой установлен фольговый контейнер 2 с размещенной в нем засыпкой 3 плакированных гранул пенополистирола, наверху опоки заформована литниковая воронка 4. Опка 1 с контейнером 2 с засыпкой 3 гранул и литниковой воронкой 4 через уплотнительную прокладку 5 соединена с вакуум-камерой 6 со штуцером 7 для подсоединения к вакуум-системе 8 (показана условно).

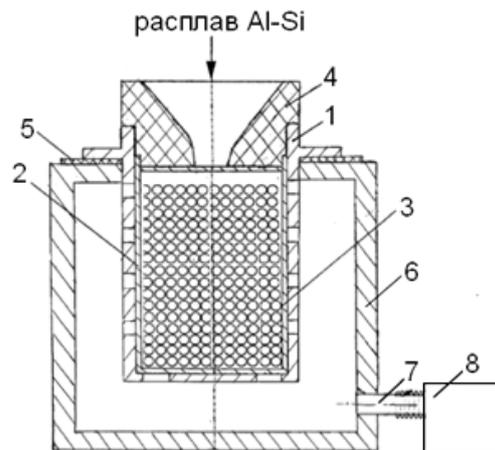


Рис. 3. Конструктивно-технологическая схема установки для получения пористых отливок вакуумной пропиткой: 1 – опока, 2 – фольговый контейнер, 3 – засыпка плакированных гранул пенополистирола, 4 – литниковая воронка, 5 – уплотнительная прокладка, 6 – вакуум-камера, 7 – штуцер, 8 – вакуум-система

На рис. 4 приведены фотоснимки опоки, контейнера с засыпкой гранул пенополистирола, опоки с установленным в ней контейнером с гранулами и формы в сборе.



Рис. 4. Фотоснимки опоки (а), фольгового контейнера с засыпкой плакированных гранул пенополистирола (б), опоки с установленным контейнером, заполненным гранулами (в), формы в сборе с литниковой воронкой (г)

При подготовке формы к заливке производили следующие операции: наносили перфорации на фольговый контейнер; размещали засыпку лакированных гранул пенополистирола в контейнере; формовали на опоре литниковую воронку; устанавливали форму в вакуум-камеру (рис. 3).

После этого вакуум-камеру с установленной в ней формой подсоединяли к вакуум-системе (рис. 5) и приводили ее в действие. По достижении остаточного давления в ресивере 0,5 атм производили заливку формы нестандартным силуминовым расплавом (Al-Si) при температуре 730–750 °С. Затем, после затвердевания и охлаждения заготовки, ее извлекали из формы и отделяли литниковую систему.

В полученных заготовках в верхней части, располагающейся непосредственно под литниковой воронкой, имелись раковины ($h = 15\text{--}20$ мм) от динамического и теплового воздействия на лакированные гранулы пенополистирола, поступающего в форму расплава (с напором) под действием вакуума; в нижней части заготовок

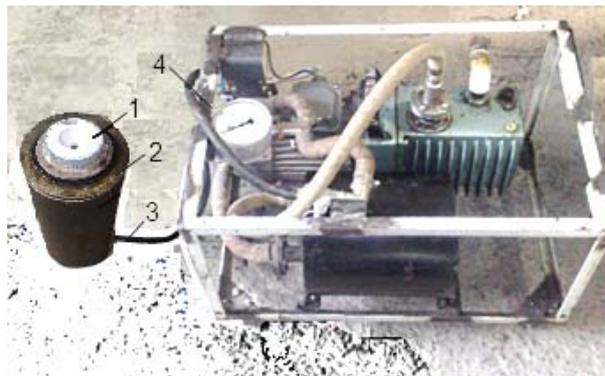


Рис. 5. Фотоснимок установки для получения пористых литых заготовок:

1 – форма с засыпкой лакированных гранул пенополистирола; 2 – вакуум-камера; 3 – соединительный шланг; 4 – вакуум-система (двигатель, вакуум-насос, ресивер с манометром). Используется в ювелирном и художественном литье

были места (участки), не пропитанные расплавом. В поперечных разрезах (сечениях) средней части заготовки имели пористое строение с достаточно равномерным распределением пор, обрамленных слоем спеченного жидкостекольного покрытия (рис. 6).



Рис. 6. Образцы опытных пористых (пеносилуминовых) заготовок: крайние слева и справа – вид заготовок в разрезе

Таким образом, проведенное экспериментальное исследование подтвердило возможность использования гранул пенополистирола с нанесенными на них защитными теплоизоляционными покрытиями в качестве порообразователя для получения пористых литых заготовок в условиях вакуума. Полученные заготовки в разрезах имеют пористое строение, при этом поры обрамлены сферической спеченной коркой. Выявлены характерные технологические особенности (факторы) процесса порообразования и сложности его осуществления, что свидетельствует о необходимости проведения дополнительных исследований, включая оценку экономической целесообразности исследуемой опытной технологии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тубулин, А. В. Литейные пенометаллы (обзор) / А. В. Тубулин // Литейное производство. – 1993. – № 10. – С. 4–5.
2. Фурман, Е. Л. Пористый литой алюминий / Е. Л. Фурман, А. Б. Финкельштейн // Литейное производство. – 1997. – № 8–9. – С. 56–57.
3. Новикова, М. Б. О формировании структуры слитка пенометалла / М. Б. Новикова, В. С. Романова, А. М. Пономаренко // Технология легких сплавов. – 2000. – № 5. – С. 22–25.
4. Финкельштейн, А. Б. Получение пропиткой пористых отливок из алюминиевых сплавов / А. Б. Финкельштейн // Литейное производство. – 2010. – № 5 – С. 13–15.
5. Изготовление отливок из пеноалюминия [Электронный ресурс] – [2011]. – Режим доступа : http://sciencebsea.narod.ru/2009/mashin_2009_2/jablonsky_izgot.htm.

6. Иванов, Д. О. Перспективные методы получения пеноалюминия / Д. О. Иванов, А. А. Аксенов // *Металлургия машиностроения*. – 2008. – № 6. – С. 35–38.

7. Исследование процессов формирования пеноалюминия фильтрацией через водорастворимые соли / А. И. Ковтунов, Д. А. Семистенов, Ю. Ю. Хохлов, Т. В. Чермашенцева // *Технология легких металлов*. – 2011. – № 4. – С. 74–78.

8. Тепловые условия формирования пеноалюминия фильтрацией через водорастворимые соли / А. И. Ковтунов, Д. А. Семистенов, Ю. Ю. Хохлов, Т. В. Чермашенцева // *Литейщик России*. – 2011. – № 6. – С. 43–45.

9. Дорошенко, В. С. Способы получения каркасных и ячеистых материалов и деталей по газифицируемым моделям / В. С. Дорошенко // *Литейное производство*. – 2009. – № 9. – С. 28–32.

10. Кукса, А. В. Универсальная лабораторная установка для получения гранул пенополистирола и изготовление

из них газифицируемых моделей для ЛГМ / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, В. Ф. Щипанов // *Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ*. – Волгоград. – 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). – С. 61–65.

11. Кукса, А. В. О получении гранул пенополистирола методом сухого вспучивания для литья по газифицируемым моделям / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов // *Литейщик России*. – 2011. – № 7. – С. 39–44.

12. Озеров, В. А. Литье по моделям из пенополистирола / В. А. Озеров, В. С. Шуляк, Г. А. Плотников. – М.: *Машиностроение*, 1970. – 292 с.

13. Шуляк, В. С. Литье по газифицируемым моделям / В. С. Шуляк. – СПб : НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.

14. Гранулированный пенополистирол, Гранула пенопласта – Завод «ТИС» [Электронный ресурс]. – 2012. – Режим доступа : http://www.tis-e.ru/produktsija/granuli-rovannyj_penopolistirol_granula_penoplasta.

ВОПРОСЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ

УДК 621.74.019

Е. Ю. Карпова, Н. И. Габельченко, Н. И. Канатов, А. А. Сапрыкин, К. И. Кривобоков

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ГАЗОВЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе изучен механизм образования газовых дефектов в железоуглеродистых сплавах на физической модели. Установлено, что образование газовых несплошностей зависит от соотношения скоростей затвердевания и изменения газовой концентрации в зоне, прилегающей к фронту кристаллизации.

Ключевые слова: газовые дефекты в отливках, моделирование процесса образования газовых раковин.

In this paper we studied the mechanism of formation of gas defects in iron-carbon alloys on the physical model. It was shown that the formation of gas discontinuities depends on the ratio of the solidification velocity and changes in gas concentration in the zone adjacent to the crystallization front.

Keywords: gas defects in castings, modeling of the formation of blowholes.

Нарушение сплошности литого металла в результате наличия в нем газовых включений занимает до 25 % в общем перечне естественных дефектов литых заготовок. Свести эти виды дефектов до нуля невозможно, поэтому задачей теории и практики может служить их минимизация [1].

Для предотвращения возможности образования газовых дефектов в отливках необходимо иметь представление о гидро-газодинамических процессах, происходящих в расплавах, и физической картине образования газовых включений в нем.

Первое до некоторой степени известно и сводится к тому, что в любом сплаве находится определенное количество газов, растворимость которых скачкообразно увеличивается при расплавлении металла и снижается до нуля при его кипении [2]. С охлаждением металла растворимость газа уменьшается и при его кристаллизации газы интенсивно выделяются.

При постоянной температуре растворимость газа зависит от его природы и давления, которое он оказывает на металл.

Растворение в жидком металле больших количеств газа является предпосылкой газовых дефектов в отливке. При охлаждении раство-

римость газов уменьшается, и они выделяются в металле. Механизм этого процесса не полностью противоположен механизму растворения газов, так как обратная диффузия атомов газа из внутренних частей отливки к периферии затруднена. Скорость охлаждения расплавленного металла до его затвердевания значительно больше скорости нагрева металла до расплавления. При таких условиях обратная диффузия газов протекает медленнее, чем скорость образования твердой корки в отливке, и газ остается в металле. С другой стороны, в результате быстрого охлаждения наружных частей отливки растворимость газов в них быстро падает. Поэтому диффузия газов происходит от внешних слоев отливки к внутренним, и в конце кристаллизации сплава газы выделяются в молекулярной форме в виде самостоятельных газовых включений или заполняют усадочные раковины, образовавшиеся из-за недостаточного питания отливки.

Основное количество газов, растворенных в жидком металле, выделяется в виде самостоятельной фазы, т. е. образует пузырьки, если выполнено условие [3]:

$$P_{\text{газ}} > P_{\text{атм}} + P_{\text{мет}} + P_{\sigma},$$

где $P_{\text{газ}}$ – парциальное давление газа в металле; $P_{\text{атм}}$ – атмосферное давление газов в форме над жидким металлом; $P_{\text{мет}}$ – металлостатическое дав-

* Работа выполнялась при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (соглашение № 14.В37.21.1274).

ление, равное произведению высоты столба жидкого металла над местом образования газового пузырька и плотности жидкого металла; P_0 – давление газа в пузырьке с радиусом r на окружающий металл с поверхностным натяжением σ .

Газы, выделившиеся в жидком металле до его затвердевания, не образуют раковин в отливке. Газы, выделившиеся в период кристаллизации металла, вязкость которого сильно выросла, как правило, остаются в отливке. Газовые раковины часто возникают в отливках из сплавов с большим интервалом кристаллизации и низкой степенью эвтектичности (ковкий и модифицированные чугуны) [4].

Получить физическую картину образования газовых раковин довольно затруднительно из-за невозможности создания условий наблюдения реального процесса кристаллизации высокотемпературных расплавленных сред. Поэтому литейщикам приходится прибегать к более доступным методам исследования.

С целью качественного изучения механизма образования газовых раковин, имеющих эндогенный характер, использовали метод моделирования, который является довольно эффективным при экспериментальном изучении физических процессов. Для этого применялась методика, которая позволила визуально проследить и зафиксировать процесс образования газовых дефектов в прозрачной кристаллизующейся модели [5].

В качестве моделирующего состава применялся салол (фенилсалицилат – С13Н10О3) – вещество, используемое исследователями при изучении процессов, протекающих в затвердевающем металле.

Характерные свойства салола: низкая температура плавления $-42\text{ }^{\circ}\text{C}$; прозрачность (в жидком состоянии); способность не разлагаться при нагреве; сходная с металлом кристаллическая структура; низкая линейная скорость кристаллизации. Значения линейной скорости кристаллизации салола лежат в пределах $0,5\text{--}4\text{ мм/мин}$. Максимальная линейная скорость (4 мм/мин) остается практически постоянной при температуре от 0 до $20\text{ }^{\circ}\text{C}$.

В ходе исследования на экспериментальной установке получали направленный фронт кристаллизации и варьировали скорость его продвижения.

Наблюдение за процессом роста газовых пузырьков осуществляли с помощью бинокулярной лупы при увеличении 25 и 50 крат.

В результате проведенных исследований было обнаружено, что газовые поры образуются либо на стыке двух граней соседних кристаллов сразу же после зарождения этих кристаллов, и дальнейшее поведение таких пузырьков определялось соотношением скоростей их роста и продвижения фронта кристаллизации (рис. 1), либо непосредственно на гранях кристаллов (рис. 2).

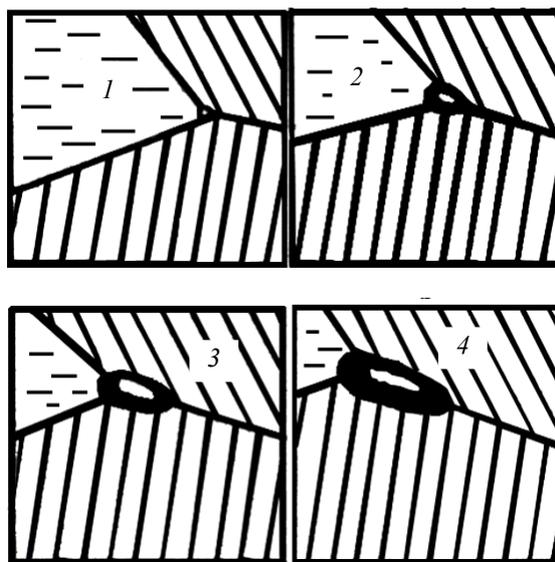


Рис. 1. Схема зарождения и роста газового пузырька на стыке граней двух кристаллов

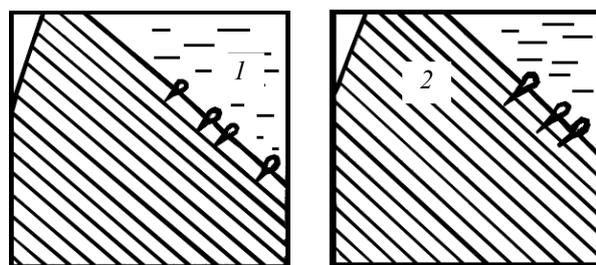


Рис. 2. Схема зарождения газовых пузырьков на грани растущего кристалла

Способность отрыва пузырька от кристалла и его всплытия проявлялась только у пузырьков второго типа.

Скорость роста газового пузырька зависит от изменения плотности газов на границе раздела твердой и жидкой фаз, и, следовательно, в определенных пределах является величиной постоянной. Скорость продвижения фронта кристаллизации по условиям эксперимента можно изменять, варьируя температуру воды в нагревательной емкости и «холодильнике».

Таким образом, различные варианты соотношения скоростей дают возможность наблюдения принципиально различных вариантов механизма образования газовых дефектов в теле отливки.

Было также отмечено, что соотношение скорости роста газового пузырька и скорости затвердевания расплава влияет на его форму и размер. Так, если скорость роста газового включения равна скорости затвердевания расплава, то образуется цепочка несплошностей преимущественно цилиндрической или каплевидной формы (рис. 1). Такие поры могут поражать все тело отливки, нарушая тем самым ее герметичность.

Если же скорость кристаллизации опережает скорость роста газового пузырька, то образуется отдельная пора или небольшая раковина (рис. 3).

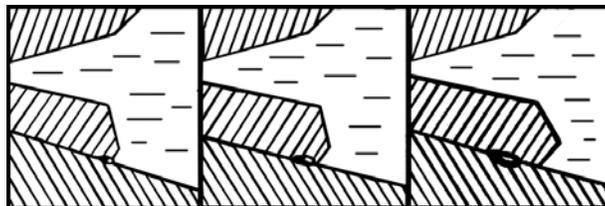


Рис. 3. Схема образования отдельной поры (раковины)

Таким образом, описанный метод моделирования позволил получить достаточно наглядную картинку процесса зарождения и роста газовых дефектов и установить, что механизм образования газовых несплошностей зависит от соотношения скоростей затвердевания и изменения газовой концентрации в зоне, прилегающей к фронту кристаллизации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильинский, В. А. Исследование особенностей формирования дендритных структур сталей / В. А. Ильинский, Н. И. Габельченко, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова, Н. П. Житникова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 74–78.
2. Аверин, В. Азот в металлах / В. Аверин [и др.]. – М.: Металлургия, 1976. – 224 с.
3. Тодоров, Р. П. Дефекты в отливках из черных сплавов / Р. П. Тодоров, П. Ц. Пешев. – М.: Машиностроение, 1984. – 184 с.
4. Ильинский, В. А. Влияние дисперсности первичной структуры на эксплуатационную надежность анодных штырей электролизеров / В. А. Ильинский, Н. И. Габельченко, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 158–162.
5. Бушмин, В. Е. О моделировании процесса образования газовых дефектов в отливках / В. Е. Бушмин. – В кн.: Технология производства санитарно-технического и отопительного оборудования: сб. трудов НИИСантехники, № 54. – М.: НИИСантехники, 1980. – 124 с.

Н. И. Габельченко, Л. В. Костылева, В. А. Ильинский, Е. Ю. Карнова, Э. А. Мажитова

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СКОРОСТИ РОСТА ДЕНДРИТНЫХ ВЕТВЕЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе представлены результаты определения скорости роста дендритных ветвей, выполненные на основе развитых представлений о подобии дендритных структур и границе дендритного роста при кристаллизации сталей и сплавов. Установлено, что расчетные значения скорости роста дендритных ветвей хорошо коррелируются с опытными данными.

Ключевые слова: кристаллизация, дендритная кристаллизация, скорость роста дендритных ветвей.

The results of determining the rate of dendritic branches growth, made on the basis of the developed concepts of dendritic structures similarity and the boundary of the dendrite growth during crystallization of steels and alloys are represented in the paper. It was found that the calculated values growth rates of the dendritic branches are well correlated with experimental data.

Keywords: crystallization, dendritic crystallization, the growth rate of the dendritic branches.

Многочисленные попытки рассчитать скорость роста дендритных ветвей на основе функциональной зависимости от степени переохлаждения жидкой фазы были проанализиро-

ваны в работе [1] и оказались безуспешными. Вместе с тем, дендритная форма роста является преобладающей при кристаллизации промышленных сплавов и проблема требует решения даже по чисто практическим соображениям.

* Работа выполнялась при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (соглашение №14.В37.21.1274).

Анализ скорости линейного роста дендритных кристаллов выполняли на основе развитых

в работе [2] представлений о подобии дендритных структур, который в связи с важностью его использования по новому назначению подвергли дополнительной проверке.

Предполагалось, что вследствие соблюдения принципа подобия дендритных структур, сформированных при различных степенях переохлаждения, соответствующим подбором оптического увеличения (уменьшения) можно достигнуть полной идентичности геометрических размеров дендритных ветвей.

Проверку подобия структур литых углеродистых сталей выполняли в широком интервале скоростей охлаждения, предельные значения которых предусматривали сопоставление дендритов в закаленных дробинках $\varnothing 20...40$ мкм и в центральных зонах крупных стальных слитков [3]. Критерием принципа подобия, помимо чисто внешнего сходства дифференцированно увеличенных структур, служило равенство (1), справедливость которого подтверждалась действительными измерениями:

$$\frac{V_1}{F_1} \cdot m_2 = \frac{V_2}{F_2}, \quad (1)$$

где V и F – соответственно удельные объемы и площади поверхности отдельных дендритов, m_2 – масштабный фактор.

При достоверно известной линейной скорости роста (R_i) дендритной ветви какого-либо одного радиуса r_i , использование ее в качестве реперного значения позволит рассчитать линейные скорости роста любых дендритов с помощью уравнения (2), поскольку $V_1=V_2=0,65$, а разница F определяется квадратом r_i .

$$R_i = R_o / m^2 \text{ или } R_i = R_o / \left(\frac{r_i}{r_o} \right)^2. \quad (2)$$

Реперные значения скорости линейного роста R_o рассчитывали для предельно тонких дендритов на основе кластерного [4] и послойного [5] механизмов их роста, считая полученные значения (R_o) предельно возможными. Для обоих механизмов роста предельная скорость определялась как частное от деления приращиваемой длины ΔL на продолжительность элементарного акта $R_o = \Delta L / \tau_c$. Соответственно, $\Delta L_{\text{кл}}$ кластера, содержащего примерно 1000 атомов (куб со стороной в 10 атомов), и $\Delta L_{\text{ат}}$ в один атомный слой; $\tau_c^{\text{кл}} = 10^{-7} \dots 10^{-8}$; $\tau_c^{\text{ат}} = 10^{-12} \dots 10^{-13}$ с.

В обоих случаях предполагалось, что цилиндрическая ветвь предельно тонкого дендри-

та имеет размер окружности, описанной вокруг грани (10×10 ат) кластера, т. е. примерно $\varnothing 50 \dots 60 \text{ \AA}$ или $6 \cdot 10^{-3}$ мкм.

Естественно, наблюдать в оптический микроскоп такой дендрит невозможно, так как диаметр его ветвей на 2 порядка величины меньше разрешающей способности оптики. Но по размерам он близок к дендритам, которые, по данным, приведенным в работе [6], образуются при скорости охлаждения $10^{10} \text{ }^\circ\text{C/с}$. Таким образом, выбор его в качестве абсолютного репера для вычисления скоростей более крупных дендритов представляется достаточно обоснованным.

Таким образом, концепция принятого метода анализа линейных скоростей роста дендритных кристаллов основывалась: на выборе радиуса (r_o) максимально переохлажденного, самого тонкого дендрита; приближенного определения его предельно возможной скорости роста (R_o); использовании принципа подобия для вычисления R_i любого дендрита в обход его функциональной зависимости от степени переохлаждения (ΔT).

Достоверность расчетных значений R_i проверялась путем сопоставления их с результатами прямых измерений. Такое сопоставление требовало приведения параметра λ – расстояния между ветвями второго порядка к радиусу (r_i) дендрита, исходя из примерного соотношения $r = \lambda/3$ и пересчета скорости охлаждения на время (τ , с) продолжительности дендритной кристаллизации по формуле

$$\tau = \frac{\Delta T, \text{ }^\circ\text{C}}{V_{\text{охл}}, \text{ }^\circ\text{C/с}}. \quad (3)$$

Измерения, выполненные при металлографическом анализе дробинки $\varnothing 20$ мкм, кристаллизовавшейся в виде одного кристаллита с единым дендритом, и одного из кристаллитов поликристаллической отливки, подтвердили пропорциональный характер изменения таких параметров, как r , λ и L . Другими словами, дендритные структуры, сформированные при скоростях охлаждения, отличающихся в 10^6 раз, могут быть путем подбора соответствующего увеличения m_2 приведены к полностью тождественным, и, следовательно, они отвечают принципу подобия и равенству (1).

Расчет предельной линейной скорости роста (R_o), выполненный по кластерной схеме применительно к параметрам решетки $a_{\alpha\text{Fe}} = 2,86 \text{ \AA}$ и $a_{\gamma\text{Fe}} = 3,56 \text{ \AA}$ и, соответственно, раз-

меру кубического кластера из 1000 атомов $L_{\text{кл}} \approx 3 \cdot 10^{-9}$ м, при частоте колебаний кластера $10^7 \dots 10^8 \text{ с}^{-1}$ дает следующее значение скорости: $R_0 = 3 \cdot 10^{-9} \cdot 10^7 \dots 10^8 = 0,03 \dots 0,3$ м/с.

При поатомном механизме присоединения вещества к атомношероховатой грани с шагом L в один атомный слой в пределе возможной будет частота присоединения, на 4–5 порядков большая, чем у кластеров и, соответственно, скорость

$$R_0 = 3 \cdot \text{Å} / 10^{-12} \text{ с} = 3 \cdot 10^{-10} \text{ м} / 10^{-12} \text{ с} \approx 300 \text{ м/с}.$$

Значение R_0 , полученное при поатомном росте, в большей мере отвечает требованиям теории ($R_0 \rightarrow$: при $r_0 \rightarrow 0$) и соответствующим реакциям гранульной металлургии, поэтому $R_0 = 300$ м/с принимаем в качестве абсолютного репера для расчетов конкретных скоростей линейного роста дендритов.

Рассчитанные значения скоростей линейного роста дендритных кристаллов с заданной толщиной ветви (r_i), полученные в соответствии с равенством (2), сравнивались с экспериментальными данными различных авторов.

Экспериментальные значения скоростей роста для тех же радиусов дендритных ветвей получены путем пересчета графических зависимостей [6,7]. При этом скорость роста (R_i) находили делением длины ветви на время дендритного роста.

$$R_i^{\text{эксп}} = \frac{L_{\text{дендр}}}{\tau, \text{ с}},$$

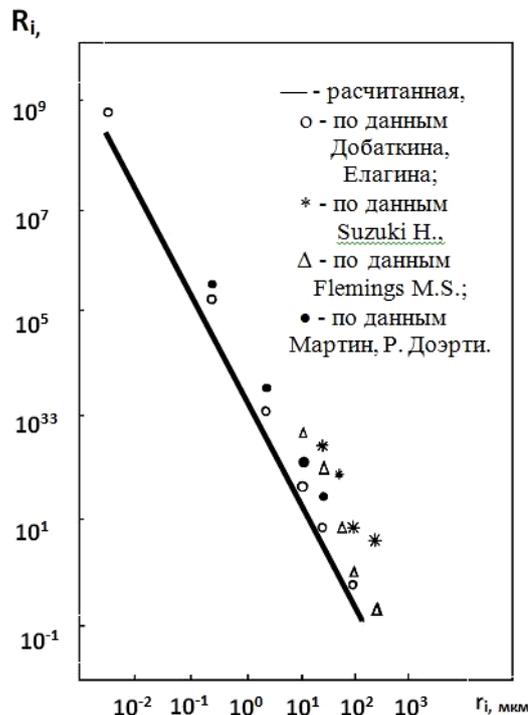
где $L_{\text{дендр}}$ – длина ветви $\approx 100r_i$, $\tau, \text{ с}$ – время роста в секундах.

Указанные на рисунке экспериментальные точки, совмещенные с расчетной зависимостью

$$R_i = AR_0 / \left(\frac{r_i}{r_0} \right)^2,$$

показывают, что некоторые данные обнаруживают очень хорошее соответствие расчету, другие – удовлетворительное, но все они укладываются практически в одинаковую функциональную зависимость, отличающуюся только величиной A , т. е. попадают в область ограниченную семейством близко расположенных параллельных линий.

Если же отнести рассчитанные значения R_i к соответствующим длинам дендритных ветвей, достигнутым за 1с их роста, то оказывается, что при любой толщине дендрита в каждую секунду кристаллизуется строго постоянный объем ветвей, т. е. $\pi r_1^2 \cdot R_1 = \pi r_2^2 \cdot R_2 + \dots + \pi r_i^2 \cdot R_i \approx 8480 \text{ мкм}^3 = \text{const}$. Поверхность же таких вет-



Линейные скорости роста дендритных кристаллов

вей в каждую секунду уменьшается в обратной зависимости от величины радиуса.

Этот результат оказался самым неожиданным, поскольку вопреки всем прогнозам о влиянии поверхности раздела (F_{S-L}) на дендритный рост, он лимитируется не поверхностью раздела (F_{S-L}), а условием постоянства приращения объема твердой фазы, $\Delta V = \text{const}$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чалмерс, Б. Теория затвердевания / Б. Чалмерс. – М.: Металлургия, 1968. – 288 с.
2. Костылева, Л. В. Особенности кристаллизации сталей в интервале температур ликвидус–солидус / Л. В. Костылева, Н. И. Габельченко, В. А. Ильинский // МиТОМ. – 2000. – № 4. – С. 31–34.
3. Ильинский, В. А. Исследование особенностей формирования дендритных структур сталей / В. А. Ильинский, Н. И. Габельченко, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова, Н. П. Житникова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 74–78.
4. Гаврилин, И. В. Модель плавления металлов / И. В. Гаврилин, Г. С. Ершов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1973. – № 4. – С. 149–152.
5. Марч, Н. Г. Жидкие металлы / Н. Г. Марч. – М.: Металлургия, 1972. – 290 с.
6. Добаткин, В. И. Гранулированные алюминиевые сплавы / В. И. Добаткин, В. И. Елагин. – М.: Металлургия, 1981. – 176 с.
7. Мирошниченко, И. С. Механизм и кинетика кристаллизации / И. С. Мирошниченко. – Минск: Наука и техника, 1969. – 183 с.

УДК 669.14

*Н. А. Зюбан, С. А. Пегешева, О. А. Шевцова, Н. В. Клячина***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОКИСЛЕННОСТИ МЕТАЛЛА
НА ФОРМИРОВАНИЕ ОКСИДНЫХ, СУЛЬФИДНЫХ И ОКСИСУЛЬФИДНЫХ
ВКЛЮЧЕНИЙ И СВОЙСТВ ГОТОВЫХ ИЗДЕЛИЙ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru, shevtzova@list.ru

В работе представлены результаты исследований оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений в процессе кристаллизации металла, а также установление взаимосвязей между величиной окисленности низколегированных конструкционных сталей и морфологией сульфидных и оксисульфидных включений.

Ключевые слова: оксисульфидные включения, степень окисленности, граница зерна, пластические свойства, морфология включений.

The paper presents the results of research oxide, sulfide and oxysulfide inclusions in the process of crystallization of metal, as well as the establishment of links between the size of the oxidation of low-alloyed structural steels and morphology of sulphide and oxysulfide inclusions.

Keywords: oxisulfide inclusions, oxidation level, grain border, plastic properties, morphology inclusions.

Роль неметаллических включений в формировании структуры и свойств металлоизделий достаточно велика, однако особенности образования оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений находятся между собой в тесной взаимосвязи, и в зависимости от их количественного соотношения уровень пластических характеристик готового изделия может существенно изменяться.

Известны работы, в которых показано, что вакуумирование неоднозначно влияет на механические свойства поковок. Было исследовано влияние типа стали (основная или кислая) и вида ее обработки (с вакуумированием или без него) на механические свойства поковок одного наименования [1].

Анализ данных показывает, что невакуумированная кислая сталь по сравнению с основной электросталью обладает меньшими (на 10–14 %) значениями прочностных свойств, но более высокими пластическими показателями. После вакуумной обработки прочностные характеристики σ_b и σ_t кислой стали возросли на 5–6 %, но при этом отмечено снижение пластических свойств в среднем на 9–11 %. Для основной стали характерно уменьшение ударной вязкости KCU на образцах после вакуумирования в среднем на 18–20 %.

Таким образом, воздействие вакуумирования на качество металла наряду с положительными показателями в отдельных случаях может приводить к ухудшению пластических характеристик металлоизделий. Можно предположить,

что снижение вязкостных и пластических свойств поковок из кислой и основной стали после вакуумирования обусловлено морфологией оксидных и сульфидных включений в исследуемом металле [2].

Для уточнения механизма образования неметаллических включений, выявления факторов, определяющих вид и форму включений, провели серию лабораторных исследований по выплавке и разливке стали 20 с различными вариантами раскисления.

Результаты исследования индекса загрязненности полученных образцов представлены на рис. 1.

Из приведенных данных видно, что в 1-м образце (нераскисленный металл) наблюдается незначительное количество оксисульфидов. Сульфидов, напротив, в 2 раза больше; преимущественное расположение по границам зерен. При введении Al (2-й образец) наблюдается снижение количества сульфидов и резкое увеличение количества оксисульфидов (в 4,5 раза по сравнению с исходным металлом). Далее с увеличением количества вводимого Al (3, 4-й образцы) наблюдается увеличение количества оксисульфидов, а количество сульфидов уменьшается (в 2,5 раза по сравнению с исходным металлом).

При традиционном конечном раскислении литой стали алюминием 80–85 % неметаллических включений (практически все сульфиды) находятся на границах литых кристаллитов. Значительное очищение границ литых зерен от неметаллической фазы может быть достигнуто дополнительным (к раскислению алюминием) раскислением-модифицированием щелочно-зе-

* Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, (соглашение 14.В37.21.1065).

мельными или редкоземельными элементами. Редкоземельные элементы, имея высокое сродство к кислороду, сере и другим примесям, активно взаимодействуют с ними, образуя при этом совершенно новый тип включений – твердые растворы переменного нестехиометриче-

ского состава. Вновь образованные включения имеют преимущественно глобулярную форму, коагулируют, что способствует образованию более крупных включений [3]. Поэтому во второй серии экспериментов в качестве модификатора использовался SiCa.

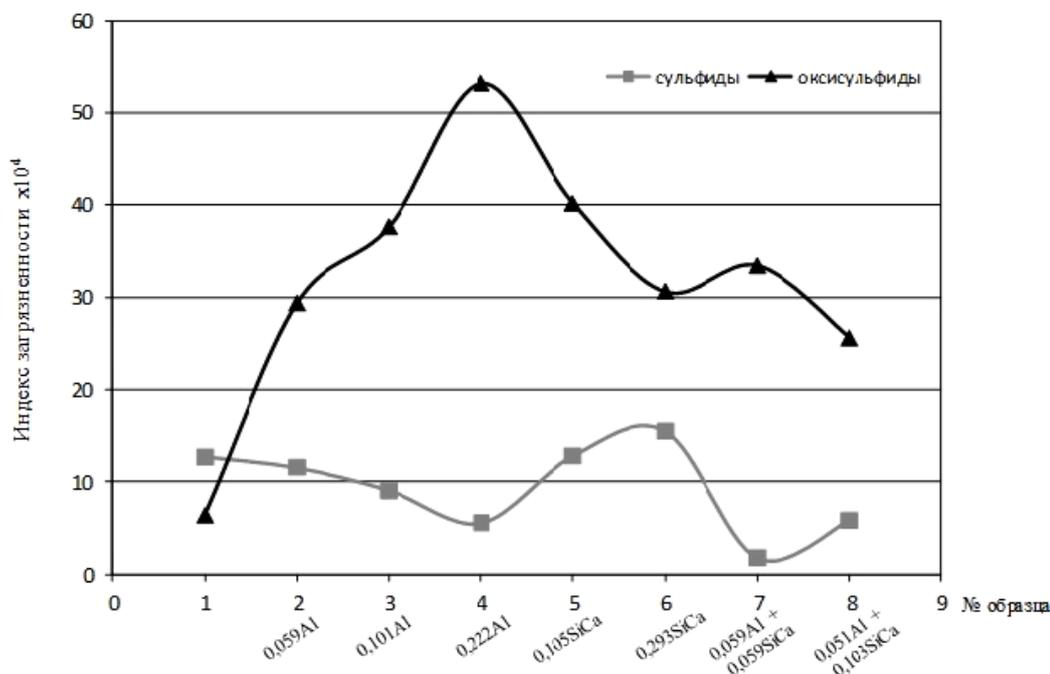


Рис. 1. Загрязненность образцов сульфидными и оксисульфидными включениями (средние значения)

При введении SiCa (5, 6-й образцы) наблюдается уменьшение количества оксисульфидов, количество сульфидов увеличивается. На рис. 2 представлена наиболее характерная форма и расположение неметаллических включений в 5-м образце.

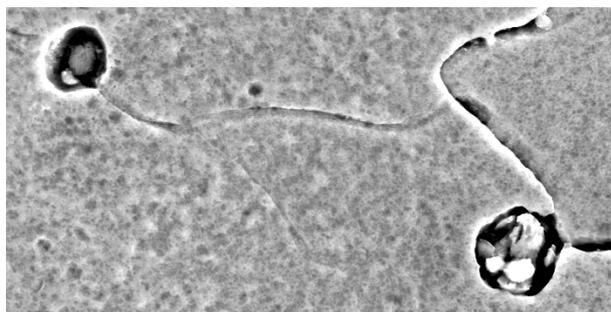


Рис. 2. Глобулярные оксисульфиды, располагающиеся по границам зерен (образец № 5). $\times 8000$ (электронный сканирующий микроскоп «Versa 3D»)

При совместном раскислении Al и SiCa наблюдается минимальное количество сульфидов (7-й образец), далее с увеличением количества вводимого SiCa количество оксисульфидов уве-

личивается, они представлены включениями преимущественно глобулярной формы, располагаются внутри зерна (рис. 3).

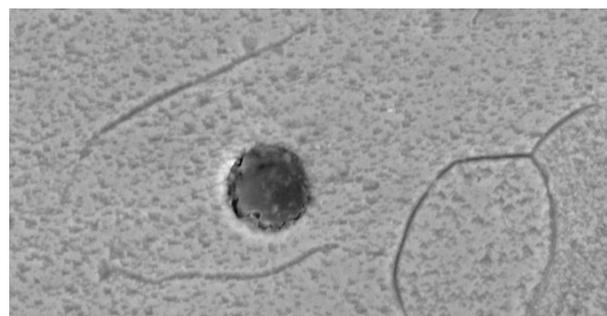


Рис. 3. Глобулярный оксисульфид внутри зерна (образец № 7). $\times 8000$

По данным экспериментов построена эмпирическая компьютерная модель (рис. 4), показывающая количество оксисульфидов в зависимости от содержания серы и кислорода в металле. Из приведенных данных видно, что увеличение количества оксисульфидов сопровождается понижением концентрации серы в металле, что способствует уменьшению кон-

центрации сульфидной фазы по границам зерен и стабилизации пластических свойств.

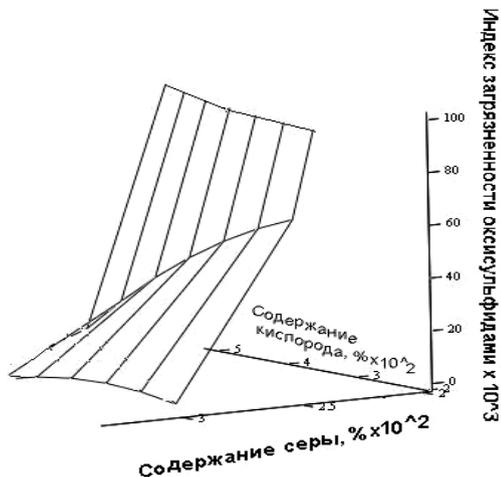


Рис. 4. Влияние содержания серы и кислорода металле на количество оксисульфидных включений

Была исследована твердость образцов, отмечено повышение твердости при увеличении количества оксисульфидов и уменьшении сульфидов.

Полученные результаты свидетельствуют о наличии определенной связи между количеством образующихся сульфидных и оксисульфидных включений, зависящим от степени окисленности металла.

При выделении оксисульфида в расплаве понижается содержание как кислорода, так и серы. После израсходования кислорода, т. е. после того как его содержание понизится до равновесных значений, происходит образование только чистых сульфидов, что может привести к снижению пластических свойств полу-

чаемого металла. Таким образом, выделение сульфидов происходит только тогда, когда в металлическом расплаве достигается очень низкое содержание кислорода.

Выводы

Формирование свойств литого металла во многом зависит от оптимального соотношения между содержанием в металле оксидов, сульфидов и оксисульфидов. Поэтому необходимо управление соотношением оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений за счет выбора оптимального состава и количества раскислителей, либо увеличение доли оксидов «подложек» за счет модифицирования стали. Необходимость глубокого вакуумирования стали ставит условие доведения содержания серы до минимального значения, менее 10^{-3} %, с целью предупреждения выделения чистых сульфидов по границам зерен и возможного снижения пластических свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зюбан, Н. А. Влияние вакуумирования на особенности формирования сульфидных включений и свойства изделий из низколегированных конструкционных сталей / Н. А. Зюбан, О. Б. Крючков // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2008. – № 5. – С. 15–18.
2. Зюбан, Н. А. Исследование особенностей формирования типа и вида сульфидных включений в зависимости от степени окисленности металла и их влияние на свойства низколегированных конструкционных сталей / Н. А. Зюбан, О. А. Шевцова, М. Н. Летников, Д. В. Руцкий // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2010. – № 2. – С. 56–60.
3. Лунев, В. В. О природе и диагностике неметаллических включений в стали / В. В. Лунев, В. П. Пирожкова // Электрометаллургия. – 2011. – № 7. – С. 26–30.

УДК 621.746

Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. С. Коновалов, В. В. Фирсенко

**ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ ДОННОЙ ЧАСТИ НА УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ШНУРОВ
ВНЕОСЕВОЙ ЛИКВАЦИИ В КРУПНЫХ КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКАХ***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: rtecmat@vstu.ru, konovalov_ss1988@mail.ru

В работе приводятся результаты исследования влияния изменения геометрии донной части крупного кузнечного слитка на формирование шнуров внеосевой ликвации и условия, необходимые для их образования.

Ключевые слова: слиток, шнуры внеосевой ликвации, выпуклый поддон.

The paper gives the results of research of influence of geometry pallet casting tooling for casting the large forging ingot to form of strings off-center segregation and conditions required for their formation.

Keywords: ingot, the strings off-center segregation, convex pallet.

* Работа выполнена в рамках гранта РФФИ (соглашение №12-08-31328/12) и гранта МК-4034.2012.8.

Получение крупногабаритных изделий ответственного назначения (роторов валов турбогенераторов, корпусов реакторов и т. п.) связано с изготовлением слитков массой от 20 до 420 тонн. Особенности кристаллизации таких больших масс металла проявляются в образовании большого количества дефектов при затвердевании. Ряд дефектов, таких как осевая

рыхлость и пористость, могут устраняться при определенных операциях ковки. Но есть неустранимые дефекты, наследуемые готовым изделием, как, например, внеосевая ликвационная неоднородность. Отрицательное влияние данного вида ликвации на механические свойства продукции проявляется резким снижением ударной вязкости.

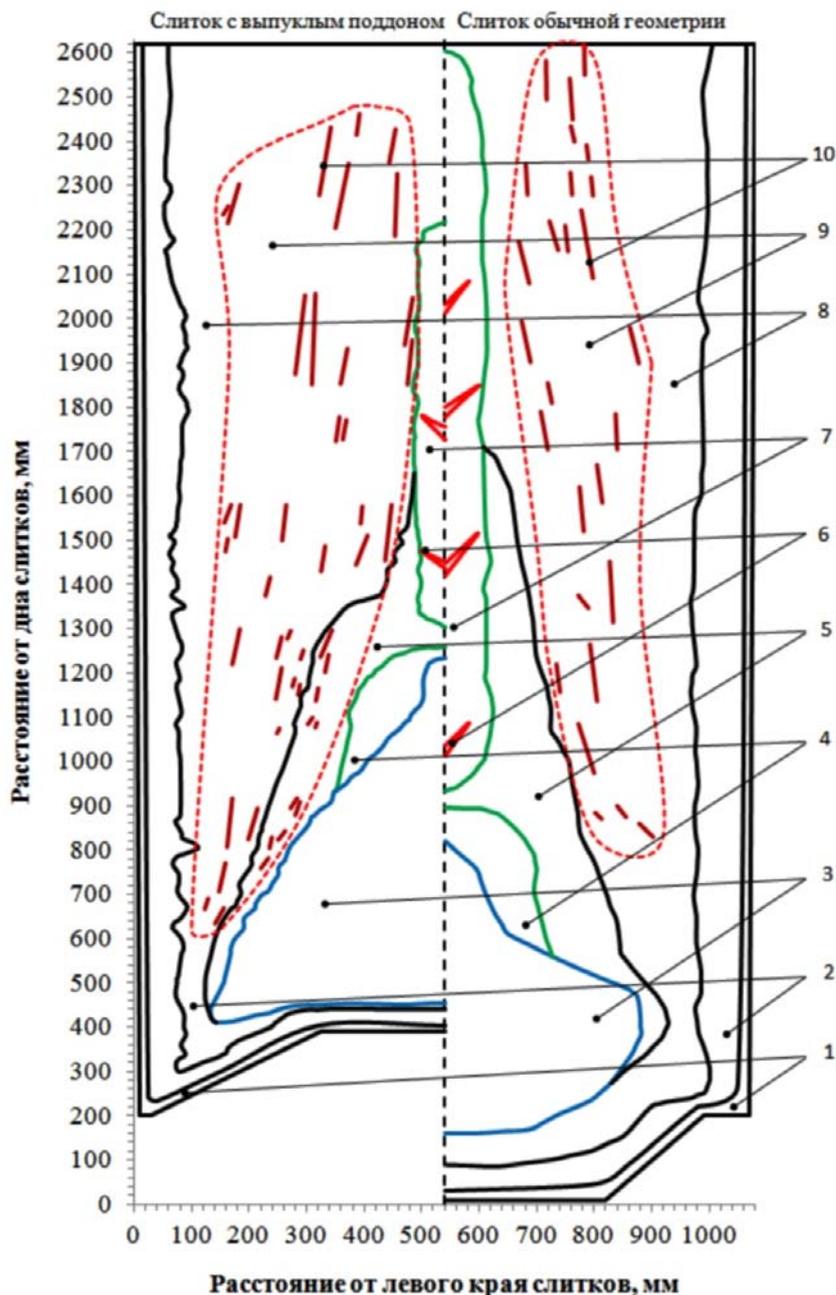


Рис. 1. Структурные и дефектные зоны исследуемых слитков:
 1 – корковая зона; 2 – зона столбчатых кристаллов; 3 – конус осаждения; 4 – зона дугообразных трещин; 5 – мелкие равноосные кристаллы; 6 – V-образные трещины; 7 – зона осевой рыхлости; 8 – крупные равноосные кристаллы; 9 – зона внеосевой ликвации; 10 – шнуры внеосевой ликвации

В настоящее время существует несколько гипотез образования внеосевой ликвационной

неоднородности. В основу практически всех положен факт избирательной кристаллизации

и скопления ликватов в межосных пространствах и перед фронтом кристаллизации. Различаются они, главным образом, трактовкой ведущего звена процесса формирования внеосевой ликвации [1].

Внеосевая ликвация – металлургический дефект. Она образуется при кристаллизации металла. Соответственно, влиять на ее формирование можно, контролируя и изменяя в нужном направлении процесс кристаллизации.

Эффективным и недорогим способом является изменение геометрических параметров слитка при помощи подбора оптимальной его формы при отливке в вакууме. Таким образом, появляется возможность управлять процессом кристаллизации без применения специальных дорогостоящих методов, изменяя лишь геометрическую форму слитка, с максимальным выходом годного металла [2].

Целью данной работы являлось исследование особенностей формирования шнуров внеосевой ликвации, условий для их образования, а также выявление общих закономерностей на основе изучения металла опытного и сравнительного слитков.

Объектом исследования являлись два вакуумных слитка стали 38ХНЗМФА, один из которых массой 24,2 т отливался по штатной технологии (сравнительный слиток), второй – с вогнутой донной частью («выпуклым» поддоном), масса которого за счет специфической формы дна уменьшилась до 22,5 т.

Исследование проводилось по оцифрованным копиям макроструктур и серных отпечатков с продольных осевых плит слитков и заключалось в определении особенностей расположения структурных зон, шнуров внеосевой ликвации и расстояния от поверхности слитка до первого шнура в горизонтальном направлении.

На рис. 1 представлено схематическое изображение строения слитков обычной геометрии и с вогнутой донной частью. Хорошо видно, что в слитке с вогнутой донной частью область внеосевой ликвации значительно шире по сравнению с той же ликвационной областью слитка обычной геометрии. Это говорит о том, что шнуры в опытном слитке начинают образовываться на более ранних этапах затвердевания (область Λ-ликвации в слитке с вогнутой донной частью находится значительно ниже и ближе к поверхности и к осевой зоне). В слитке обычной геометрии, наоборот, ликвационная зона более компактна и располагается на рас-

стоянии примерно 1/2–2/3 радиуса от поверхности слитка.

Параметры дефектных зон исследуемых слитков представлены в таблице.

Параметры дефектных зон исследуемых слитков

Структурная зона	Доля от площади осевого темплета, %	
	Слиток обычной геометрии	Слиток с вогнутой донной частью
Зона V-образной ликвации	7,84	3,44
Зона дугообразных трещин	2,14	1,59
Зона Λ-образной ликвации	20,5	38,8

В слитке с вогнутой донной частью область внеосевой ликвационной неоднородности на 89 % больше, чем в слитке обычной геометрии, но при этом другие дефектные зоны (зона V-образной ликвации и дугообразные трещины) в результате изменения поддона уменьшаются в размерах, что является положительным результатом.

Для определения времени создания условий, необходимых для образования шнуров на различных горизонтах исследуемых слитков произведена оценка времени и скорости затвердевания металла от поверхности слитка до первого шнура внеосевой ликвации.

На серных отпечатках с продольных осевых темплетов обычного и опытного слитков измерялось расстояние от поверхности до первого шнура внеосевой ликвации в горизонтальном направлении. По эмпирической зависимости производился расчет времени затвердевания кристаллизующегося металла до первого шнура [3]:

$$\tau_{затв} = 0,128 \cdot R_c^2 \cdot \left(1 - \left(1 - \frac{\delta}{R_c} \right)^2 \cdot \left(1 - 2,303 \cdot \lg \left(1 - \frac{\delta}{R_c} \right)^2 \right) \right), \quad (1)$$

где δ – расстояние от края слитка до первого шнура, мм; R_c – радиус слитка, мм.

Скорость затвердевания металла в слитке до места формирования первого шнура рассчитывалась по формуле:

$$V_{затв} = \frac{\delta}{\tau_{затв}}. \quad (2)$$

Результаты проведенных расчетов представлены на рис. 2. Отчетливо видно, что на уровне высоты от 0 до 60 % время затвердева-

ния металла от поверхности до первого шнура в слитке с вогнутой донной частью меньше по сравнению со слитком обычной геометрии, а значит, скорость кристаллизации больше, что и показывает рисунок справа. При этом также видно, что значительной разницы между временем и скоростью затвердевания металла от поверхности до первого шнура в верхних гори-

зонтах исследуемых слитков не наблюдается.

Следовательно, можно сказать, что благоприятные условия для образования шнуров внеосевой ликвации в слитке с вогнутой донной частью образуются значительно быстрее, при этом влияние вогнутой формы дна на ликвационные шнуры распространяется только на нижние две трети слитка.

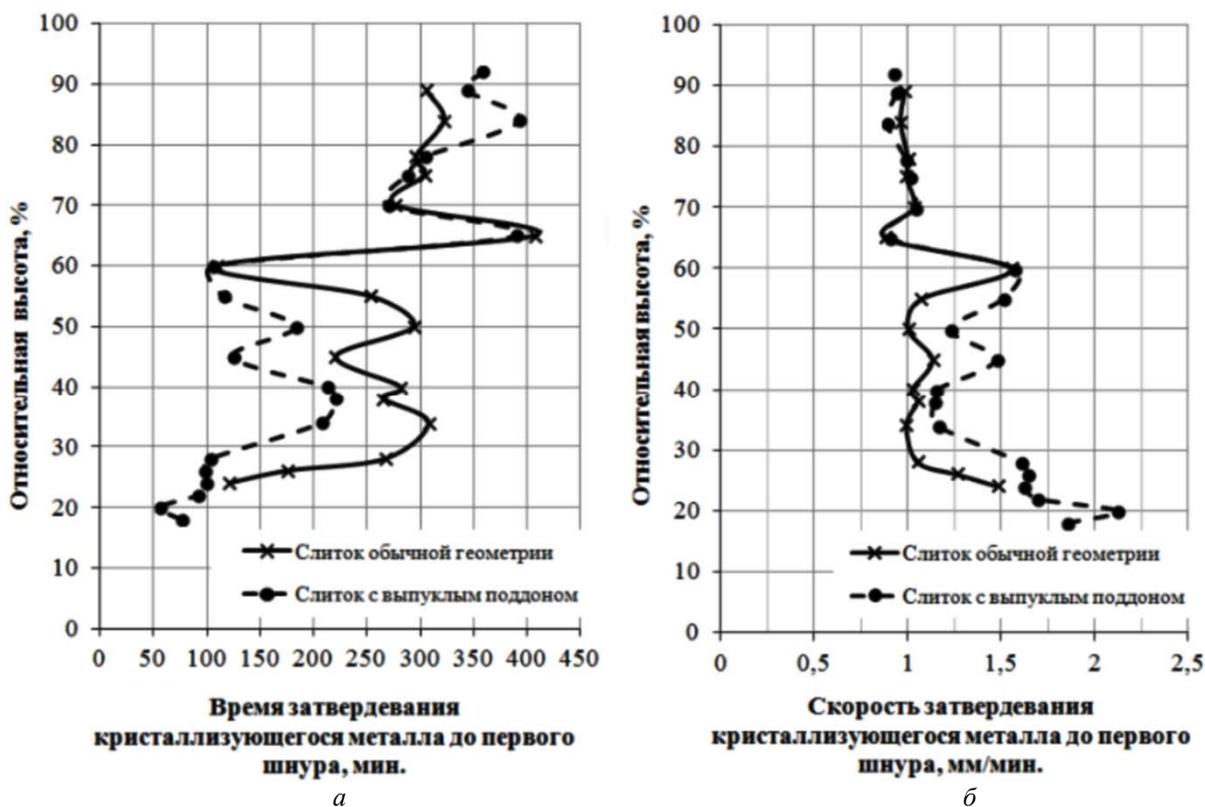


Рис. 2. Время (а) и скорость (б) затвердевания кристаллизующегося металла от поверхности исследуемых слитков до первого шнура

Таким образом, за счет применения выпуклого поддона при отливке крупных кузнечных слитков происходит ускорение кристаллизационных процессов в нижней части слитков, что обуславливает более интенсивное перераспределение примесей в процессе формирования шнуров внеосевой ликвации, количество их увеличивается, а диаметр уменьшается, то есть происходит «расслоение» крупных шнуров на более мелкие составляющие, что снижает химическую неоднородность по всему объему слитков и будущих поковок.

Проведенное исследование слитка с вогнутой донной частью в сравнении со слитком обычной геометрии установило существенное влияние вогнутой формы донной части на особенности расположения и строения зоны внеосевой ликвации. Область внеосевой ликвации

в слитке с вогнутой донной частью находится значительно ближе к поверхности слитка по сравнению с обычным, также возрастает и протяженность области Λ -ликвации (она значительно ниже). Несмотря на развитую зону внеосевой ликвации слиток с вогнутой донной частью имеет более благоприятное строение структуры – меньшую область осевой ликвации и меньшую зону дугообразных трещин.

Расчетами параметров кристаллизации было показано, что на уровне нижних двух третей слитка с вогнутой донной частью металл затвердевает значительно быстрее, то есть скорость кристаллизации металла от поверхности до первого шнура на этом уровне исследуемого слитка выше. Это обусловлено специфической формой донной части, применение которой позволяет уменьшить параметр H/D и резко уве-

личить вертикальную составляющую кристаллизации при затвердевании слитка. Влияние выпуклого поддона на внеосевую ликвационную неоднородность распространяется на $2/3$ высоты слитка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Жульев, С. И.* Производство и проблемы качества ку-

кузнечного слитка / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан. – Волгоград: РПК «Политехник», 2003. – 168 с.

2. *Зюбан, Н. А.* Формирование внеосевой неоднородности кузнечного слитка с измененной геометрией донной части изложницы / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, С. С. Коновалов // *Металлург.* – 2011. – № 6. – С. 65–68.

3. *Шмрга, Л.* Затвердевание и кристаллизация стальных слитков; пер. с чешск. / Л. Шмрга; под ред. В. И. Кашина. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.

*Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Ф. Даненко, В. Н. Арисова,
С. А. Булаева, А. Э. Расулзаде, Е. А. Иваненко*

ВЛИЯНИЕ КЛИМАТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:mv@vstu.ru

Приведены результаты исследования коррозионной стойкости сталеалюминиевой проволоки разных марок в исходном состоянии и после ТО в условиях, имитирующих климатические факторы.

Ключевые слова: биметаллическая проволока, алитирование, микротвердость, коррозия, степень поражения коррозией.

The results of the study of corrosion resistance of steel-aluminum wire of different brands in the initial state and after heat treatment in conditions, simulating the climatic factors are given.

Keywords: bimetallic wire, aluminizing, microhardness, corrosion, the extent of corrosion damage.

Биметалл сталь+алюминий сочетает коррозионную стойкость, легкость, хорошую электропроводность алюминия с прочностью и пластичностью стали. Из биметаллической проволоки изготавливают грозозащитные тросы, провода для воздушных линий электропередач [1]. Алюминированная проволока обладает более высокой стойкостью против коррозии во влажных и кислотных средах по сравнению с оцинкованной и на 10 % прочнее последней, поэтому ее используют в районах жаркого климата, повышенной влажности, солевого тумана, сильно загрязненных областях, а также для канатов и кабельной аппаратуры в океанологии. Стойкость алюминированных канатов в морской воде примерно в четыре раза выше оцинкованных [2], однако влияние возможных нагревов во время эксплуатации на их коррозионную стойкость осталось неизученным.

Целью настоящей работы явилось исследование влияния ТО сталеалюминиевой проволоки на коррозионную стойкость в морской воде.

Материалы и методика эксперимента

Для исследования использовалась биметаллическая проволока английского (СП1) и корейского (СП2) производства, полученная погружением стального сердечника в ванну с алюминием. В поперечном сечении проволока имеет вид двух концентрических окружностей, толщина алюминиевой оболочки (АД1) по сечению составляет $0,2 \pm 0,03$ мм, диаметр сердечника (сталь 65Г) равен 2,6 мм.

Металлографические исследования проводили на оптическом металлографическом *Olympus BX-61* и стереоскопическом МС-1 микроскопах с фиксацией микроструктур с помощью цифровых камер *DP-I2* и *LEVENHUK C-800* при увеличениях $\times 50$ – 1000 и $\times 80$. Обработку цифровых фотографий осуществляли на ЭВМ с использованием программного комплекса *AnalySIS* фирмы *SoftImaging System GmbH* (Германия). Для измерений микротвердости методом восстановленного отпечатка (ГОСТ 9450–76) использовали микротвердомер ПМТ-3. Изучение фазового состава и параметров тонкой структуры алюминия осуществляли с использованием универсального дифрактометра ДРОН-3 в Cu K_α -излучении. Термиче-

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (соглашение №14.В37.21.1487), РФФИ № 12-08-33017 мол_а_вед и № 13-08-00066_а.

скую обработку проводили в муфельной печи при нагреве 200 °С в течение 1 ч с остыванием на воздухе. Коррозионные испытания образцов выполняли в условиях, имитирующих воздействие морского климата, при частичном погружении в 3 %-ный раствор NaCl (ГОСТ 9.913–90) и водопроводную воду. Количество коррозионных поражений оценивали по ГОСТ 9.908–85.

Результаты и их обсуждение

В процессе исследования микроструктуры выявлена мелкодисперсная структура в алюминии, которая образовалась после алитирования и волочения проволоки (рис. 1).

Анализ микромеханических свойств алюминиевой оболочки показал, что ее микротвердость в СП1 и СП2 соответственно снижается с 570 до 500 МПа и с 596 до 555 МПа по мере удаления от границы соединения с сердечни-

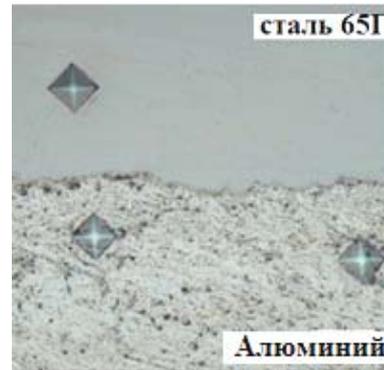


Рис. 1. Микроструктура сталеалюминовой проволоки после алитирования и волочения. $\times 500$

ком к поверхностному слою оболочки (рис. 2). Полученные данные превышают значения твердости отожженного алюминия (250 МПа) за счет деформационного упрочнения в процессе прохождения проволоки через фильеру.

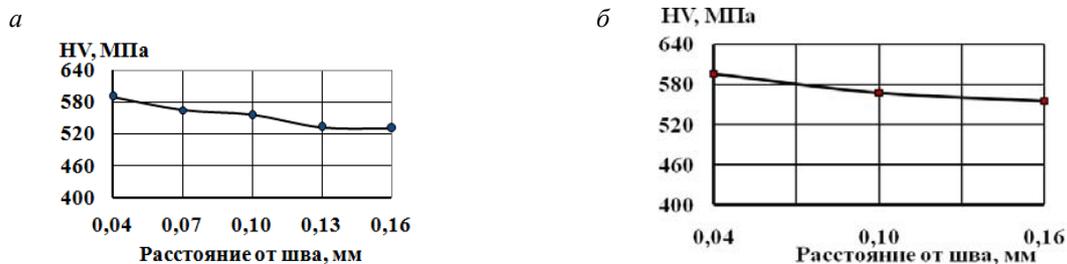


Рис. 2. Распределение микротвердости алюминия в поперечном сечении: а – СП1; б – СП2

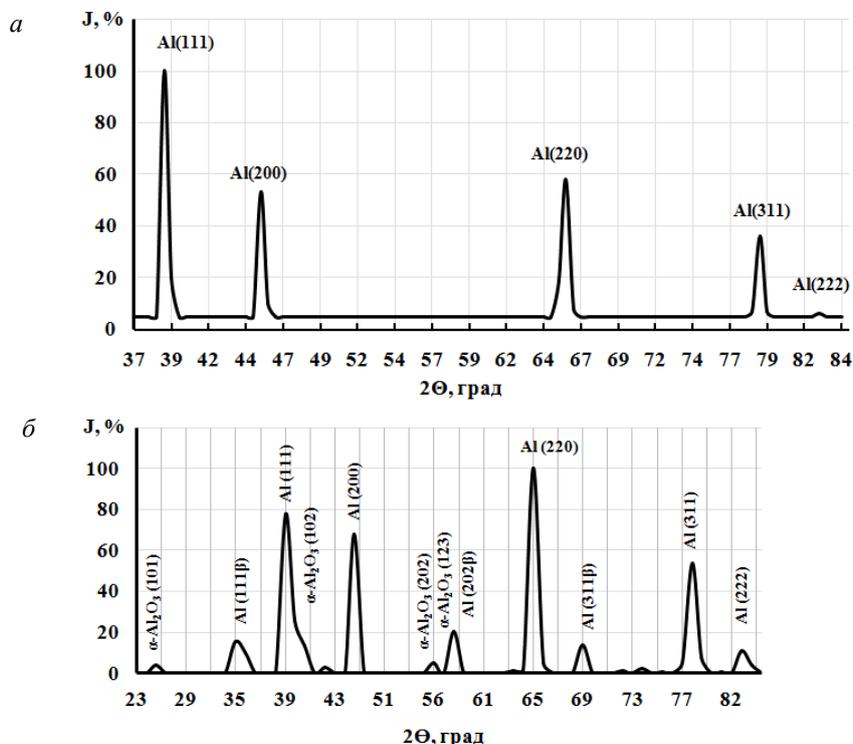


Рис. 3. Дифрактограммы проволоки в исходном состоянии: а – алюминиевого слоя СП1; б – поверхности СП2

На рис. 3 представлены результаты рентгеноструктурного анализа биметаллической проволоки обеих марок в исходном состоянии. В образце СП1 был предварительно счищен поверхностный оксидный слой, вследствие этого обнаружен только твердый раствор на основе Al. Анализ поверхности плакирующего слоя проволоки СП2 выявил кроме алюминия и окись алюминия α -Al₂O₃. Повышенная интенсивность линий с малыми индексами (220) и (331) по сравнению с табличными в базе ASTM соответствует аксиальной текстуре покрытия проволоки, которая первоначально подвергалась волочению.

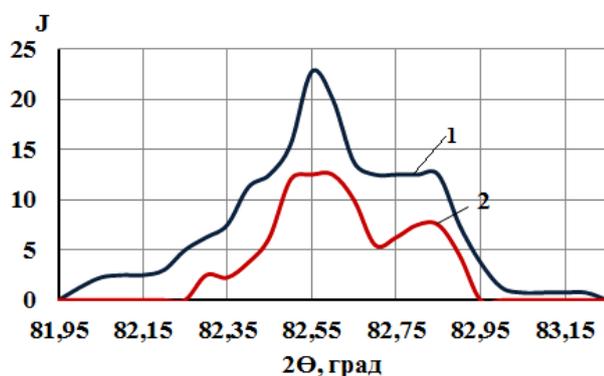


Рис. 4. Фрагменты дифрактограмм исходных образцов для Al (222):
1 – СП1; 2 – СП2

Изучение дифрактограмм исходных образцов показало, что профили линии Al (222) на дальних углах у обеих проволок размыты (рис. 4). Вычисленные параметры решеток алюминия в СП1 и СП2 равны 4,0495 Å, что соответствует размеру решетки чистого Al ($a = 4,0494 \text{ Å}$).

Исследования поверхности алюминиевой оболочки без подготовки шлифа показали, что значения микротвердости оказались выше, чем в поперечном сечении проволоки вследствие образования оксидной пленки Al₂O₃ (рис. 5). Твердость поверхности СП1 составляет 585 МПа, а СП2 – 562 МПа, что, по-видимому, объясняется формированием в процессе алитирования проволоки английского производства более толстой пленки Al₂O₃. После нагрева проволоки СП2 на 200 °С микротвердость на поверхности алюминия снижается до 450 МПа, следовательно, снимаются последствия наклепа и, вероятно, не происходит значительного увеличения толщины пленки Al₂O₃. По данным [3], толщина естественной оксидной пленки на алюминии при нормальной температуре не

превышает 0,01 мкм. Даже при нагреве, близком к температуре плавления, она не превышает 0,2 мкм.

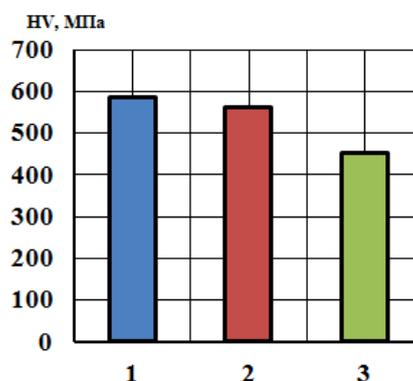


Рис. 5. Микротвердость поверхности алюминиевой оболочки:
1 – СП1; 2 – СП2; 3 – СП2 после нагрева при 200 °С

После пяти суток испытаний в электролите на алюминиевой поверхности наблюдаются коррозионные пятна в виде мелких локализованных точечных поражений (рис. 6, а, в, з). Ионы хлора, находящиеся в растворе, частично разрушили защитную пленку алюминия, что привело к опасному виду коррозионных разрушений – точечной (питтинговой) коррозии. Интенсивно развиваясь, питтинг достиг границы соединения сердечника проволоки с оболочкой. Алюминиевый слой образцов СП1 имел большее количество коррозионных пятен, что свидетельствует о повышенной интенсивности повреждения оксидной пленки проволоки по сравнению с образцами СП2. Установлено, что на скорость коррозии оказывает большее влияние состав используемого раствора, в частности, алюминиевая поверхность образцов СП1 после погружения в водопроводную воду корродировала медленнее, чем в 3 %-ном растворе NaCl (рис. 6, а, б).

Из экспериментальных зависимостей рис. 7 (кривые 2 и 3) следует, что в образцах проволок СП1 и СП2 после нагрева повышение степени поражения питтинговой коррозии сталелюминиевой проволоки приводило к проникновению электролита через каверны к границе соединения сердечника с покрытием и его отслаиванию. В 3 %-ном растворе NaCl происходит увеличение скорости коррозии Al, поскольку он является анодом и интенсивнее разрушается в контакте с железом, чем в свободном состоянии [4].

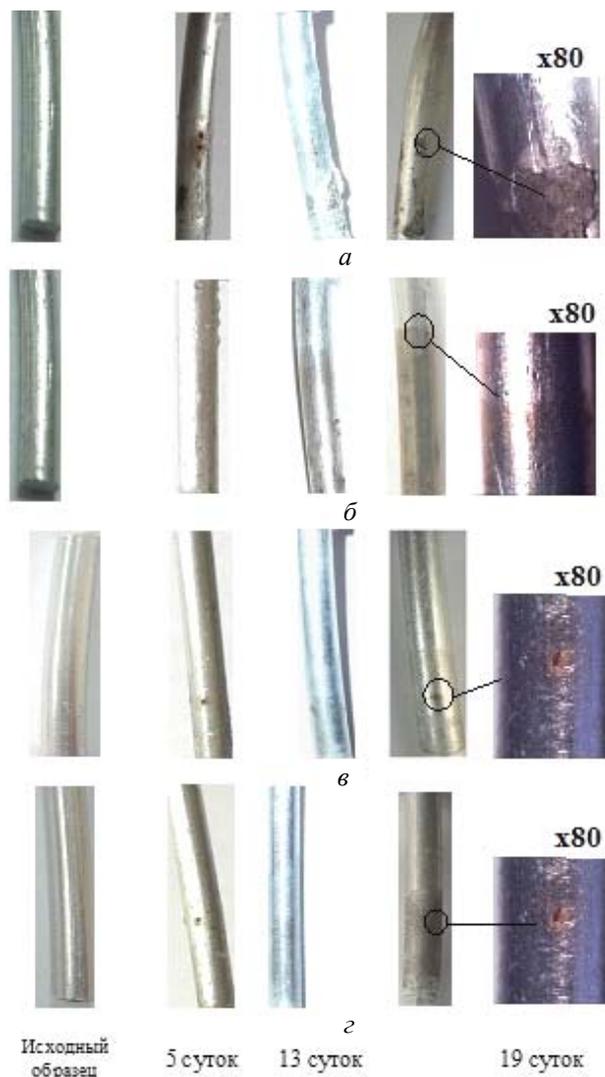


Рис. 6. Коррозионные повреждения сталеалюминиевой проволоки:
а, в и г – испытания в 3 %-ном р-ре NaCl, *б* – в водопроводной воде;
а, б – СП1, *в* – СП2; *г* – СП2 после нагрева при 200 °С

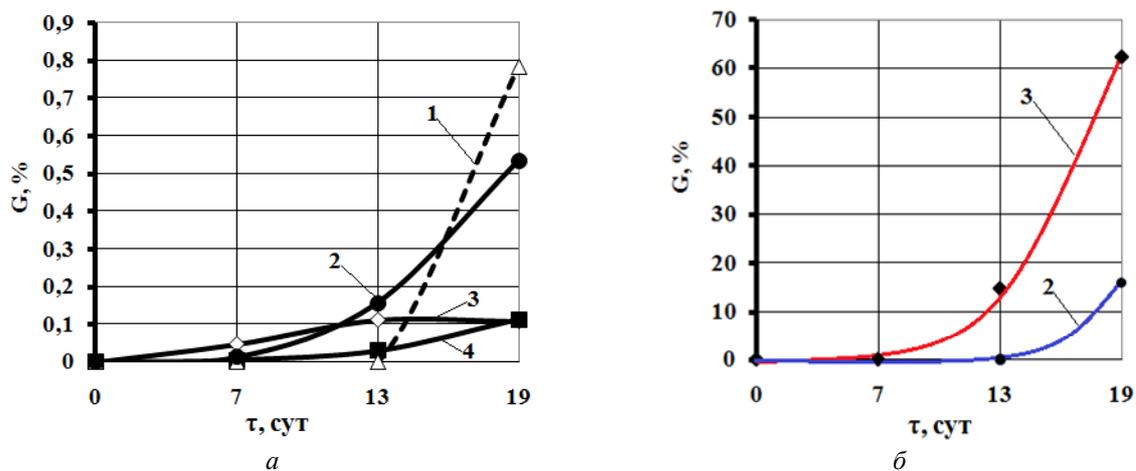


Рис. 7. Степень поражения алюминиевой поверхности питтинговой (*а*) и растворяющейся коррозией (*б*) после испытания в водопроводной воде (*1*) и 3 %-ном растворе NaCl (*2, 3, 4*):
1, 3 – СП1; *2* – СП2 после нагрева при 200 °С; *4* – СП2

Образцы проволок из партии СП2 без ТО и после нагрева корродируют по-разному (рис. 7, кривые 2 и 4). Через две недели поражение поверхности алюминия в образце после предварительного нагрева на 200 °С составило 0,15 %, а в исходной проволоке не превышало 0,03 %. Вероятно, после нагрева и остывания на поверхности проволоки оксидная пленка покрылась микротрещинами вследствие различия ТКЛР Al ($\alpha = 23,9 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$) и Al₂O₃ ($\alpha = 7 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$). Несплошность защитной оксидной пленки ускорила процессы коррозии.

Скорость коррозионного разрушения проволок обеих партий в 3 %-ном растворе NaCl значительно различаются: в СП1 степень поражения через 19 суток составляет 62 %, а в проволоке СП2 – 0,1 %, что обусловлено различной дефектностью алюминиевого покрытия, питтинговое повреждение которого у проволоки СП1 при испытаниях в водопроводной воде обнаружено только через 19 суток.

Выводы

Исследовано влияние термической обработки на коррозионную стойкость сталеалюминиевой проволоки различных производителей в условиях, имитирующих климатические факторы. После термической обработки при 200 °С коррозионные процессы в покрытии проволоки, погруженной в 3 %-ном раствор NaCl, ускоряются вследствие повышения дефектности защитной оксидной пленки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Маковский, В. А.* Биметаллические прутки / В. А. Маковский, Л. С. Ейльман. – М.: Metallurgy, 1981. – 180 с.
2. *Мольнар, В. Г.* Технологические основы производства стальных канатов / В. Г. Мольнар, Ю. В. Владимиров. – М.: Metallurgy, 1975. – 200 с.
3. *Баранов, И. Б.* Холодная сварка пластичных металлов / И. Б. Баранов. – Л.: Машиностроение, 1969. – 207 с.
4. *Шлугер, М. А.* Коррозия и защита металлов / М. А. Шлугер, Ф. Ф. Ажогин, Е. А. Ефимов. – М.: Metallurgy, 1981. – 216 с.

О. Б. Крючков, Е. А. Копасов, В. О. Роненко

ОПТИМИЗАЦИЯ НАГРЕВА ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИ МАССИВНЫХ ЗАГОТОВОК С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:olegk@vstu.ru

В настоящей статье приведены результаты по оптимизации нагрева сляба из стали ШХ15 в электрическом нагревательном колодце, включающей расчеты начальной температуры печи перед загрузкой сляба в печь, времени его нагрева, допустимого перепада температуры в начале нагрева и перепада температуры по его сечению в конце нагрева. Оптимизацию вышеприведенных параметров проводили с помощью физического моделирования с использованием в качестве модели сляба из силикатного кирпича, нагреваемого в электрической камерной муфельной печи. Размеры модели, ее температуру и время нагрева рассчитывали с использованием линейного, температурного и временного масштабов моделирования.

Ключевые слова: оптимизация нагрева, физическое моделирование, начальная температура печи, допустимый перепад температуры по сечению заготовки в начале нагрева, время нагрева заготовки, материал модели, электрическая печь.

This article presents the results of the optimization of heating of the slab of steel in an electric heater ШХ15 well, including the calculation of the initial oven temperature of the slab before loading into the furnace, the time of heating, the allowable temperature drop at the beginning of the heating and the temperature drop over its cross section at the end of heating. Optimization of the above parameters was performed using a physical simulation using a model of the slab of sand-lime brick, heated in an electric muffle furnace chamber. A dimension of the model, its temperature and heating time was calculated using a linear, temperature and time scale simulations.

Keywords: optimization of heating, physical modeling, the initial temperature of the furnace, the temperature permissible differential cross section billet at the beginning of the heating time, heating the workpiece, the material model, the electric furnace.

Процесс нагрева заготовок под обработку металла давлением состоит из нескольких периодов: периода нагрева в области относительно низких температур в интервале 500–700 °С,

ускоренного нагрева до температур прокатки иликовки и периода выдержки. Период нагрева является наиболее ответственным, что связано: с невысокой пластичностью сталей в области

низких температур, малой теплопроводностью сталей, особенно высоколегированных, что в сочетании с большим сечением нагреваемой заготовки может привести к появлению недопустимых температурных напряжений и трещинам. В связи с вышесказанным в начальный период скорость нагрева должна быть ограничена, а температура посадки холодных теплотехнически массивных слитков, особенно из высоколегированных сталей, в предварительно прогретую печь должна быть оптимальной.

Формулы для расчета допустимого перепада температуры в заготовке в начальный период нагрева известны [1]. В настоящей работе на первом этапе был проведен расчет допустимого перепада температуры в цилиндрическом образце из стали 15ХМ при его нагреве в электрической камерной печи при различных начальных температурах печи. Внутренние раз-

меры печи и нагреваемой заготовки, механические и физические свойства стали 15ХМ приведены в табл.1, экспериментальный режим нагрева – на рис. 1.

Допустимый перепад температуры в заготовке в начале нагрева для предела прочности и текучести

$$\Delta_{\text{доп.}\sigma_B} = \frac{A \cdot \sigma_B}{\beta \cdot E}; \quad \Delta_{\text{доп.}\sigma_T} = \frac{A \cdot \sigma_T}{\beta \cdot E}, \quad (1)$$

где $\Delta_{\text{доп}}$ – допустимый перепад температур между поверхностью и центром заготовки в начале нагрева, °С; A – безразмерный коэффициент, зависящий от формы нагреваемого тела (для цилиндра $A = 1,4$, для пластины $A = 1,04$); σ_B – предел прочности материала, МПа; σ_T – предел текучести материала, МПа; β – коэффициент линейного расширения, K^{-1} ; E – модуль упругости нагреваемого материала, МПа.

Таблица 1

Размеры печи, заготовки, механические и физические свойства стали 15ХМ при 20 °С

Размеры, м		Механические свойства		Физические свойства	
Печь	Заготовка (сталь 15ХМ)	σ_T , МПа	σ_B , МПа	$E \cdot 10^{-5}$, МПа	$\alpha \cdot 10^6$, 1/К
$B = 0,2$ $L = 0,3$ $H = 0,12$	$D = 0,04$ $l = 0,075$	370–410	590–730	2,11	11,9

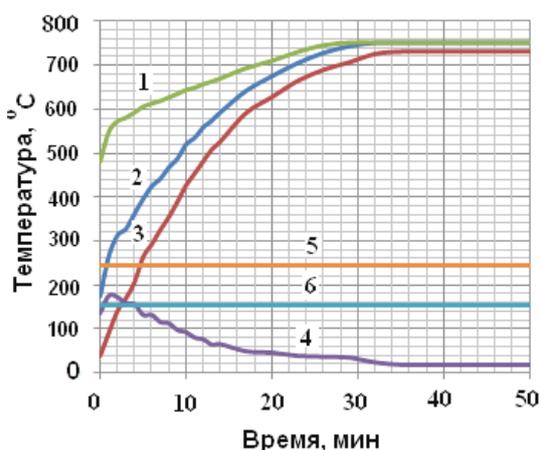


Рис. 1. Изменение температуры печи, поверхности и центра цилиндрической заготовки из стали 15ХМ: 1 – температура центра заготовки; 2 – температура поверхности заготовки; 3 – температура центра заготовки; 4 – перепад температуры в заготовке; 5 – предел прочности; 6 – предел текучести

Из рис. 1 следует, что максимальный перепад температуры в заготовке происходит в начале нагрева: на 2-й минуте перепад температу-

ры составляет 170 °С и к 39 мин снижается до 19 °С. Из рис. 1 также следует, что, хотя этот перепад температуры и не превышает допустимого значения, полученного по формуле (1) для предела прочности (246 °С), но вместе с тем он превышает допустимый перепад температуры, полученный по формуле (2) для предела текучести (154 °С). В этой связи для снижения недопустимо большого перепада температуры в заготовке необходимо уменьшить начальную температуру печи.

На втором этапе работы с целью оптимизации начальной температуры электрического нагревательного колودца при загрузке в него бляма с размерами 0,55×0,55×2,2 м из стали ШХ15 использовалось физическое моделирование. Расчет масштабов моделирования (линейного, температурного и временного) и на их основе – размеров модели, начальной температуры греющей среды и времени нагрева модели приведены в табл. 2.

Таблица 2

Масштабы, температуры и время для моделирования нагрева

$D_{обр} = 2,3 м$	$H_{обр} = 3,045 м$	$t_{обр} = 700 °C$	$\tau_{обр} = 10 ч$	$\lambda_{обр} = 29$ Вт/(м·К)	$a_{обр} = 11 \cdot 10^{-6}$, м ² /с
$D_{мод} = 0,15 м$	$L_{мод} = 0,3 м$	$t_{мод} = 614 °C$	$\tau_{мод} = 0,578 ч$	$\lambda_{мод} = 0,8$ Вт/(м·К)	$a_{мод} = 0,45 \cdot 10^{-6}$ м ² /с
$n_d = \frac{D_{обр}}{D_{мод}} = 15,33$	$n_l = \frac{H_{обр}}{L_{мод}} = 10,15$	$n_t = \frac{t_{обр}}{t_{мод}} = 1,14$	$n_\tau = \frac{\tau_{обр}}{\tau_{мод}} = 17,3$	–	–
Ширина образца $b_{обр} = 0,55 м$		Длина образца $l_{обр} = 2,2 м$		Начальная температура в печи-модели $t_{п.мод} = 20 °C; 200 °C;$ $300 °C; 400 °C; 500 °C;$	
Ширина модели $b_{мод} = \frac{b_{обр}}{n_d} = 0,036 м$		Длина модели $l_{мод} = \frac{l_{обр}}{n_l} = 0,217 м$			

В электрической камерной муфельной печи-модели были проведены экспериментальные нагревы модели-блюда из силикатного кирпича при различных начальных температурах печи: 20 °C; 220 °C; 300 °C; 410 °C и 530 °C. На основании полученных экспериментальных кривых нагрева, а также данных табл. 1 и формулы 1, с помощью температурного и временного масштабов были проведены пересчеты перепада

температуры между поверхностью и центром для блюда из стали ШХ15 и допустимого перепада температуры в заготовке для пределов текучести и прочности.

Как следует из рис. 2, загрузка блюда с сечением 0,55×0,55 м в электрический нагревательный колодец при температурах 400 и 530 °C недопустима по причине превышения максимального перепада температуры в заготовке по пределу текучести. Загрузка блюда при температурах 20–300 °C не превышает допустимого перепада температуры в заготовке. Вместе с тем, загрузка блюда при температуре 300 °C оптимальна, так как время нагрева и перепад температуры в конце нагрева наименьшие: 12 ч и 8 °C вместо соответственно 15 ч 18 °C при загрузке блюда при температуре 200 °C и 15 ч 27 °C при температуре 20 °C.

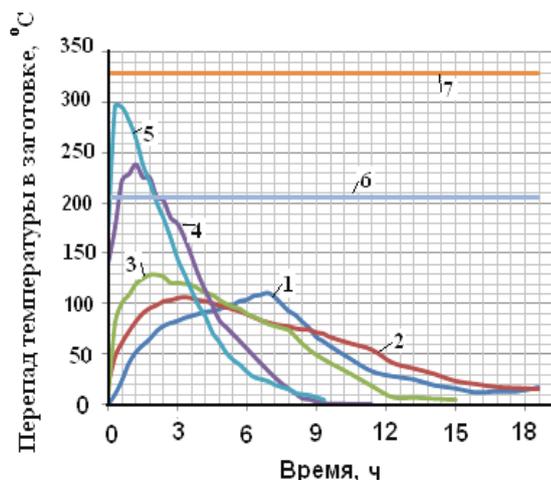


Рис. 2. Перепады температуры в образце из стали ШХ15 при различной начальной температуре печи:

1 – перепад температуры в заготовке при $t_n = 20 °C$; 2 – перепад температуры в заготовке при $t_n = 200 °C$; 3 – перепад температуры в заготовке при $t_n = 300 °C$; 4 – перепад температуры в заготовке при $t_n = 400 °C$; 5 – перепад температуры в заготовке при $t_n = 500 °C$; 6 – допустимый перепад в заготовке по пределу текучести, °C; 7 – допустимый перепад в заготовке по пределу прочности, °C

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кривандин, В. А. *Металлургические печи* / В. А. Кривандин, Б. Л. Марков. – Изд. 2-е, доп. и перераб. – М.: Металлургия, 1977. – 464 с.
2. Золотухин, Н. М. *Нагрев и охлаждение металла* / Н. М. Золотухин. – М.: Машиностроение, 1973. – 192 с.
3. Мاستрюков, В. С. *Теория, конструкция и расчеты металлургических печей* / В. С. Мастрюков. – Т. 2. – М.: Металлургия, 1986. – 376 с.
4. Казанцев, Е. И. *Применение ЭВМ для расчета нагрева металла в методических печах* / Е. И. Казанцев, С. И. Гинкул, В. В. Антонов, Н. В. Гончаров // *Сталь*. – 1973. – № 1. – С. 77–79.

УДК 539.121.8.04

*А. Л. Каменева¹, Т. О. Сошина²***ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ГАЗОВОЙ СМЕСИ НА СТРУКТУРНОЕ И ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ Ti-Al-N***¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет²Пермский национальный исследовательский политехнический университет

(Лысьвенский филиал)

e-mail: soshtanya@rambler.ru

Изучено влияние давления газовой смеси на фазовый состав, морфологические особенности поверхности, структурные характеристики и физико-механические свойства пленок на основе Ti-Al-N, формируемых методом магнетронного распыления. При оптимальном давлении газовой смеси получена поликристаллическая пленка с уникальным комплексом физико-механических свойств.

Ключевые слова: магнетронное распыление, давление газовой смеси, фазовый состав, микроструктура, физико-механические свойства.

The effect of pressure of the gas mixture on the phase composition, surface morphology, structural characteristics and physico-mechanical properties of films based on Ti-Al-N, formed by magnetron sputtering has been investigated. Polycrystalline film with a unique set of physical and mechanical properties have been obtained at the optimum pressure of the gas mixture.

Keywords: magnetron sputtering, pressure of a gas mix, phase structure, a microstructure, physicomachanical properties.

Физико-механические свойства поликристаллических пленок (в дальнейшем пленок): микротвердость (H), модуль упругости (E), стойкость к упругой деформации разрушения (H/E) [1–3], сопротивление пластической деформации (H^3/E^{*2}), упругое восстановление (W_e) [4] и адгезионная прочность, определяющие эффективность упрочнения режущего и деформирующего инструмента, в первую очередь зависят от структурного состояния пленки в целом, соотношения объемных долей и состояния границ разделов аморфной и поликристаллической фаз, размера структурных элементов, преимущественной ориентации, характера и уровня внутренних напряжений [2–6]. Одним из способов управления структурными и фазовыми характеристиками пленок является оптимизация технологических и температурных параметров процессов подготовки подложки и осаждения пленки [7]. Одним из методов получения пленок на инструментальных сталях с температурой отпуска ($T_{отп}$), не превышающей 573 К, является магнетронное распыление (МР) [6, 7]. Для промышленного внедрения технологий МР необходима оптимизация процесса осаждения пленок и установление узкого диапазона технологических параметров: давления газовой смеси (в дальнейшем давления), мощ-

ности магнетронной системы, процентного соотношения реакционного и инертного газов, напряжения смещения на подложке и температуры подложки [7].

Целью настоящей работы является исследование влияния давления на параметры структуры, фазовый состав, морфологические особенности, физико-механические свойства пленок на основе Ti-Al-N и оптимизация процесса получения пленки по давлению.

Материалы и методы исследования

В качестве материала тестовых образцов (12x12x3 мм) использовали инструментальную сталь X12M ($T_{отп}=473...503$ К). Подготовка поверхности тестовых образцов (подложки) включала их ионную очистку – нагрев до температуры 493 К. Для увеличения адгезионной прочности пленки к инструментальной стали на нее осаждали подслои из Ti и TiN. Процесс импульсного магнетронного распыления (ИМР) двух мишеней из титана марки ВТ-1-00 и алюминия марки А85 оптимизировали по давлению.

Рентгеноструктурный анализ пленок на основе Ti-Al-N проводили на дифрактометре ДРОН-4 в $Cu\ K\alpha$ -излучении при напряжении 30 кВ и токе 20 мА: угловой интервал съемки $2\theta = 30-130^\circ$; шаг $0,1^\circ$; экспозиция в точке 4 с. Морфологические особенности поверхности и структуру сформированных пленок изучали на растровом электронном микроскопе BS 300 с приставкой для микроанализа EDAX Genesis 2000. Физико-механические свойства пленок опреде-

* Научные исследования проведены при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках НИР «Разработка технологии получения высокопрочных наноструктурных конструкционных низкоуглеродистых сталей с износостойкими наноструктурированными покрытиями».

ляли методом наноиндентации в соответствии с *DIN EN ISO 14577-1* с использованием измерительной системы *FISCHERSCOPE H100C* путем математической обработки кривых нагрузки/разгрузки образца. Адгезию пленки оценивали по величине SRC – отношению площади скола пленки (150 кгс) ($S_{\text{скола}}$) к площади отпечатка в плоскости пленки ($S_{\text{отпечатка}}$) (метод разработан в ХФТИ). Съемку отпечатка алмазного конуса Роквелла производили на универсальном металлографическом микроскопе Альтами MET5, оснащенного системой микроанализа и программным обеспечением.

Результаты и их обсуждение

Давление газовой смеси в диапазоне $P = 0,23 \dots 0,27$ Па оказывает влияние на объемную долю входящих основных: TiN, $Ti_3Al_2N_2$ и дополнительной AlN_{cub} фаз пленки. При минимальном давлении 0,23 Па формируется пленка с максимальной объемной долей фазы TiN, направлением преимущественной кристал-

лографической ориентации (111) и максимальной степенью текстурированности (табл. 1, рис. 1). Увеличение давления сопровождается изменением соотношения объемных долей основных фаз пленки и фазовым переходом со сменой основной фазы пленки с (111)TiN на $Ti_3Al_2N_2$ (107) при максимальном давлении 0,27 Па.

По изменению кристаллических решеток (КР) фаз $Ti_3Al_2N_2$, AlN_{cub} и TiN можно судить о деформации КР. С ростом давления деформация КР уменьшается: минимальные искажения параметров соответствуют пленкам, сформированным при давлении 0,27 Па (усредненное значение – 0,37 %), а максимальные – при давлении 0,23 Па (усредненное значение – 1 %). Подобное изменение параметров КР может быть связано с изменением содержания алюминия в пленках, а также внутренних напряжений, что подтверждается различными уширениями пиков основных фаз и отклонениями положений дифракционных максимумов от табличных значений $2\theta_{\text{табл}}$.

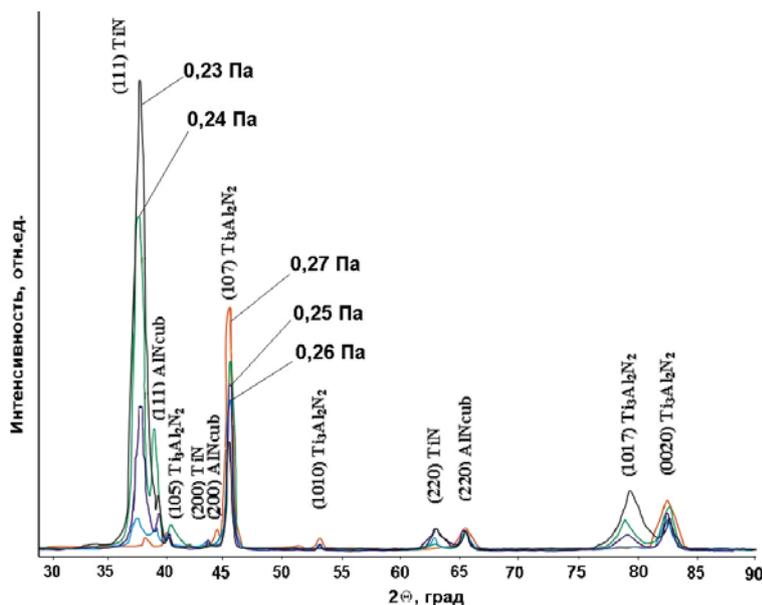


Рис. 1. Сравнительный спектр дифрактограмм участков пленок Ti-Al-N, сформированных МР при различном давлении

Таблица 1

Структурные характеристики пленок на основе Ti-Al-N:

$T_{111TiN} = \max I_{111TiN} / I_{\Sigma TiN}$ – отношение max интенсивности рефлекса (111) к суммарной интенсивности рефлексов фазы Ti-Al-N

P, Па	Объемная доля фаз			Размер ОКР, нм			$T_{(111)TiN}$	$T_{(107)Ti_3Al_2N_2}$	$\beta^0_{111} / \beta^0_{107}$
	TiN	AlN_{cub}	$Ti_3Al_2N_2$	TiN	AlN_{cub}	$Ti_3Al_2N_2$			
0,23	0,66	0,06	0,28	14,5	21,0	11,5	0,96	0,80	1,17/0,39
0,24	0,48	0,16	0,37	7,5	17,5	8,5	0,72	0,40	0,92/0,38
0,25	0,42	0,07	0,51	7,5	8,5	6,5	0,32	0,47	0,95/0,36
0,26	0,29	0,14	0,57	6,5	13,0	6,0	0,11	0,76	0,85/0,39
0,27	0,10	0,04	0,86	5,0	12,5	4,5	0,04	0,48	0,56/0,36

Размер областей когерентного рассеяния рентгеновского излучения (ОКР), рассчитанный по дифрактограммам, свидетельствует о том, что сформированные пленки имеют нанокристаллическое строение со средним размером ОКР 4,5...14,5 нм (табл. 1). Минимальный размер ОКР соответствует пленкам с преимущественной кристаллографической ориентацией относительно плоскостей (107) и (111), сформированным при давлении 0,27 Па.

На основании микроскопических исследований установлено, что вне зависимости от давления на поверхности всех осажденных пленок Ti-Al-N формируются единичные 3D-образования и дефекты поверхности в виде потери сплошности пленки различной геометрической формы и направленности относительно подложки. При минимальном давлении формируется тонкая, крупноячеистая (размер ячеек 460...770 нм), неравномерная по составу и строению пленка с поверхностными 3D-образованиями произвольной формы с глобулярной структурой (14 мкм) и протяженными нарушениями сплошности пленки (14,5 мкм). Причинами формирования глобулярной структуры

пленки и неравномерности поверхности могли послужить анизотропия скоростей формирования пленки, вызванная неравновесными условиями осаждения, свойственными для ионно-плазменных методов. Формирование ячеистой структуры обусловлено разнородными напряжениями в пленке, что подтверждается изменением положения дифракционных пиков фаз. Дальнейший рост давления приводит к первичному упорядочению пленки с формированием плотной столбчатой структуры и уменьшению размера ячеек (300...500 нм), количества и размеров 3D-образований (\varnothing 5,5 мкм) с упорядоченной зернистой подструктурой и локальных несплошностей поверхности пленки (7,5 мкм). Начальный процесс наноструктурирования пленки начинается при давлении 0,26 Па и сводится к переходу от поверхностной ячеистой структуры к неравномерно-крупнозернистой (размер зерен 180...250 нм) и формированию пластинчатой подструктуры 3D-образований. Многочисленные плоские островковые поликристаллические образования на поверхности пленки соответствуют повторно протекающей островковой стадии ее формирования.

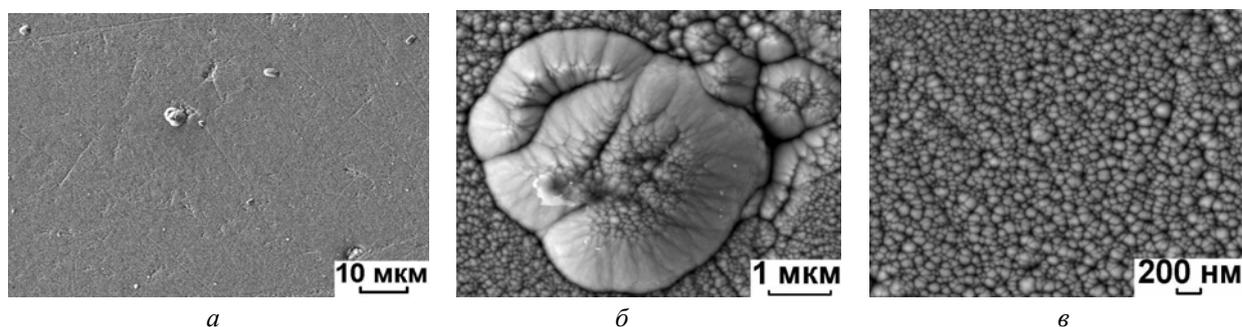


Рис. 2. Пленка на основе Ti-Al-N, сформированная при давлении газовой смеси 0,27 Па: а – морфология поверхности; б – укрупненные фрагменты с 3D-образованием (5 мкм) и поверхностной структурой пленки (в)

Таблица 2
Механические характеристики пленок на основе Ti-Al-N

P , Па	Толщина пленки, мкм	$H_{\text{н}}$, ГПа	E , ГПа	H/E	H^3/E^2	$W_{\text{с}}$, %	SRC, %
0,23	1,5	14,4	202,5	0,071	0,07	55	104,5
0,24	2,0	22,2	314,0	0,071	0,11	62	0
0,25	2,2	23,2	322,8	0,072	0,12	64	0
0,26	2,5	25,3	334,1	0,076	0,15	66	0
0,27	3,0	25,7	294,7	0,087	0,20	69	0

При достижении давления 0,27 Па формируется пленка с равномерно-зернистой поверхностной структурой (размер зерен 5...45 нм)

(рис. 2, в), небольшим количеством поверхностных 3D-образований (до 5 мкм) (рис. 2, б) и единичными локальными несплошностями поверхности (6,5 мкм) (рис. 2, а). Формирование зерен протекает непрерывно в направлении, перпендикулярном к поверхности подложки. Изучение состояния поверхности одного из 3D-образований (рис. 2, б) показало, что оно появилось в процессе коагуляции мелких образований с аналогичной подструктурой.

Анализ результатов механических испытаний пленок и сопоставление их с полученными результатами структурных и рентгеноструктурных анализов (табл. 1–2) показали, что увеличение давления, объемной доли фазы $Ti_3Al_2N_2$

и уменьшение размеров ОКР до 4,5 нм способствуют многократному росту микротвердости пленки до 25,3...25,7 ГПа; уменьшению модуля Юнга до 294,7 ГПа, наиболее близкого к стальной подложке ($E = 205$ ГПа); увеличению адгезионной прочности пленки, стойкости к упругой и пластической деформации, упругого восстановления. Объяснением такого изменения свойств может служить наноэффект, присутствующий при размерах ОКР менее 10 нм. Низкие механические характеристики пленки, полученной при давлении 0,23 Па, можно объяснить низкой объемной долей тройной системы $Ti_3Al_2N_2$, неравномерностью состава и строения пленки, шероховатостью ее поверхности.

Выводы

Морфологические исследования полученных пленок позволили установить изменение типа структуры пленки, которая с ростом давления изменяется от неравномерной крупноячеистой до упорядоченной зернистой с пластинчатой подструктурой объемных образований. Увеличение давления приводит к формированию менее напряженной пленки, способствует стабилизации ее структуры, что благоприятно сказывается на адгезии пленки к основе.

Давление оказывает существенное влияние на структуру, фазовый состав и физико-механические свойства пленок на основе Ti-Al-N, формируемых методом ИМР. Увеличение давления приводит к изменению соотношения объемных долей фаз, смене основной фазы с кубической (111) TiN на гексагональную (107) $Ti_3Al_2N_2$ и увеличению степени текстурированности пленки.

Пленка с максимальным содержанием тройной системы $Ti_3Al_2N_2$, плотной столбчатой струк-

турой, минимальным размером ОКР и дефектов пленки, максимальной микротвердостью, близкой к максимальной ($W_e = 70$ %) величиной упругого восстановления, сформированная при оптимальном давлении 0,27 Па, позволит повысить эксплуатационную надежность пленок в условиях абразивного износа, вызванного высокими тепло-силовыми нагрузками.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Получение и исследование покрытий на основе Ti-Al-N, осаждаемых из потоков металлической плазмы вакуумной дуги / В. М. Берсенов [и др.] // Вісник Харківського університету. – 2004. – № 619. – С. 110–114.
2. Микро- и нанокompозитные защитные покрытия на основе Ti-Al-N/Ni-Cr-B-Si-Fe, их структура и свойства / А. Д. Погребняк [и др.] // Журнал технической физики. – 2011. – Т. 81. – № 7. – С. 124–131.
3. Физико-механические свойства Ti-Al-N-покрытий, осаждаемых из смешанного двухкомпонентного потока вакуумно-дуговой плазмы / Д. С. Аксенов [и др.] // Вопросы атомной науки и техники. – 2011. – № 4. – С. 154–159.
4. Решетняк, Е. Н. Синтез упрочняемых наноструктурных покрытий / Е. Н. Решетняк, В. Е. Стрельницкий // Вопросы атомной науки и техники. – 2008. – № 2. – С. 119–130.
5. Lei, M. K. Plasma-based TiN lowenergy ion implantation of austenitic stainless steel for improvement in wear and corrosion resistance / M. K. Lei, X. M. Zhu // Proceeding of the 4th Asian-European International Conference on Plasma Surface Engineering (Jeju City). – 2003. – P. 22–28.
6. Holubar, P. Present and Possible Future Applications of Superhard Nanocomposite Coatings / P. Holubar, M. Jilek, M. Sima // Surface and Coatings Technology. – 2000. – Vol. 73. – № 5. – P. 145–151.
7. Каменева, А. Л. Изучение влияния технологических условий формирования пленок методом магнетронного распыления на их реальную структуру / А. Л. Каменева // Высокие технологии в промышленности России: матер. XII Межд. научно-техн. конф. – М.: ОАО ЦНИТИ «ТехноМаш». – 2009. – С. 500–515.

СВАРКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.791

А. В. Савинов

СТОЙКОСТЬ НЕПЛАВЯЩИХСЯ ЭЛЕКТРОДОВ ПРИ АРГОДУГОВОЙ СВАРКЕ НА ПЕРЕМЕННОМ ТОКЕ

Волгоградский государственный технический университет
e-mail:weld@vstu.ru

Показано влияние материала неплавящегося электрода на особенности оплавления его рабочего участка на переменном токе. Приведены эмпирические зависимости стойкости электродов от длительности импульсов тока прямой и обратной полярности.

Ключевые слова: стойкость неплавящегося электрода, переменный ток, аргодуговая сварка.

Influence of a material of non-consumable electrode on features of the melting of its working area at alternating current is shown. Empirical dependences of durability the electrodes on duration of the current pulses of straight and reverse polarity are given.

Keywords: durability of electrode, alternating current, argon-arc welding.

При сварке дугой переменного тока вольфрамовый электрод работает в более напряженном тепловом режиме (в сравнении с дугой постоянного тока прямой полярности). Независимо от исходной формы рабочего участка его торец всегда оплавлен, хотя и в разной степени, определяемой конструкцией электрода.

Если электрод выполнен из вольфрама с активирующими присадками, тепловой поток от дуги на рабочий участок оказывается меньшим (в сравнении с электродом из чистого вольфрама) в полупериоды прямой полярности. В результате средняя температура рабочего участка такого электрода меньше, а максимальный допустимый ток больше. На торце электрода из вольфрама с активирующими присадками обычно формируется несколько обособленных мелких капель (рис. 1, б). Капли расплава служат своеобразными локальными катодами, т. е. на их поверхности размещаются катодные пятна в полупериоды прямой полярности. По всей вероятности, на них же сосредоточиваются дискретные анодные пятна в полупериоды обратной полярности. Это обстоятельство обуславливает высокую плотность тока, протекающего через эти капли. Если она оказывается чрезмерной, капли срываются с торца электрода и попадают в сварочную ванну. В результате

в металле шва оказываются случайным образом распределенные вольфрамовые включения (рис. 2). При увеличении тока может быть достигнуто такое состояние рабочего участка, когда отдельные мелкие капли сливаются в одну большую, однако не ясно, является ли это следствием увеличения теплового потока в неплавящийся электрод или результатом «выгорания» активирующих присадок.

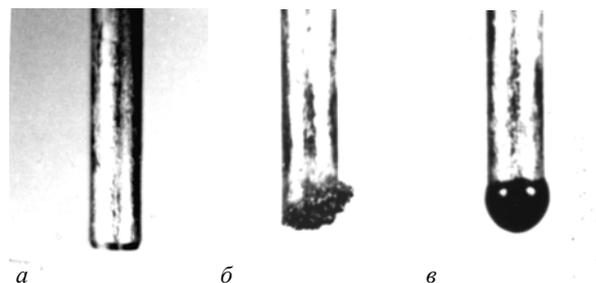


Рис. 1. Вид неплавящихся электродов:
а – исходное состояние; б – электроды ЭВЛ; в – электроды ЭВЧ
диаметром 4 мм после сварки; ток переменный, $I_d = 220$ А



Рис. 2. Радиографический снимок проплавления пластины из сплава АМг6: электрод ЭВЛ диаметром 4 мм; $I_d = 220$ А

Торец электрода из чистого вольфрама оплавляется полностью, и при достаточно большом токе дуги на конце электрода формируется капля расплавленного металла, размеры которой зависят от тока дуги и диаметра электрода (рис. 1, в). Оплавление торца считается необходимым условием пространственной устойчивости дуги переменного тока и возможности применения ее для сварки. Собственно говоря, именно это обстоятельство и определяет минимально допустимое значение переменного тока для электрода определенного диаметра. При увеличении тока дуги капля расплава растет и ее диаметр может вдвое превышать диаметр электрода (у электродов сравнительно малых диаметров). При чрезмерной величине капля начинает колебаться, что затрудняет сварку и может привести к ее падению в сварочную ванну. Если в этот момент уменьшить ток дуги, положение капли на конце электрода снова стабилизируется. Соответствующее этому состоянию значение тока принималось максимально допустимым для данного электрода.

В связи с этим нельзя дать однозначный ответ на вопрос о том, какие электроды, из чистого вольфрама или вольфрама с активирующими присадками, следует предпочесть при сварке дугой переменного тока. По этой же причине имеющиеся в литературе рекомендации к выбору неплавящихся электродов носят противоречивый характер. Так, например, в некоторых работах [1 ... 3] предлагается для сварки дугой переменного тока алюминия и его сплавов применять электроды из вольфрама с активирующими присадками. В ряде других источников [4, 5] для этих же целей рекомендуется применять электроды из чистого вольфрама.

По-видимому, в тех случаях, когда техническими условиями не допускаются вольфрамовые включения в металле шва, сварку дугой переменного тока следует выполнять электродами из чистого вольфрама. При правильно выбранном режиме сварки (имеется ввиду величина тока дуги) это позволяет полностью исключить вольфрамовые включения в шве. Если техническими условиями отсутствие вольфрамовых включений не оговаривается, экономически целесообразно выполнять сварку электродами из вольфрама с активирующими присадками, так как это дает возможность увеличить плотность тока на электроде и в результате повысить производительность процесса.

На рис. 3 представлены зависимости критической величины тока дуги $I_{кр}$ (при которой начинается разрушение электрода) от длительности импульсов тока обратной полярности (при частоте $f = 50$ Гц) для электродов различных диаметров и материалов при сварке на переменном токе с импульсами прямоугольной формы. При меньшей длительности импульсов обратной полярности по отношению к прямой наибольшую стойкость имеют электроды из вольфрама с оксидами иттрия, наименьшую – из технического чистого вольфрама. Если же $\tau_{обр} \geq \tau_{пр}$, материал электродов практически не оказывает влияния на их работоспособность.

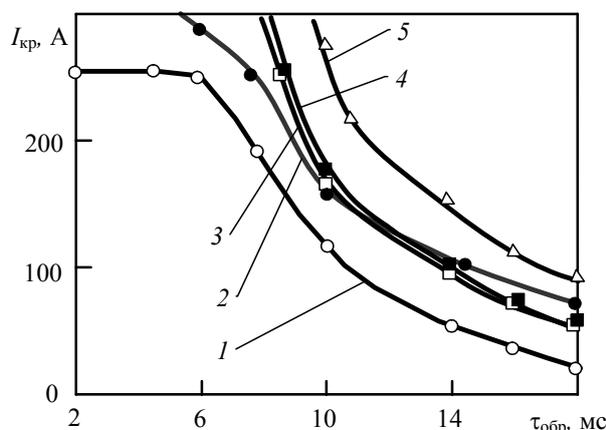


Рис. 3. Критическая величина тока $I_{кр}$ в зависимости от длительности импульсов обратной полярности $\tau_{обр}$: $f = 50$ Гц; 1 – ЭВЛ \varnothing 2 мм; 2 – ЭВЧ \varnothing 3 мм; 3 – ЭВЛ \varnothing 3 мм; 4 – ЭВИ \varnothing 3 мм; 5 – ЭВЛ \varnothing 4 мм

При уменьшении $\tau_{обр}$ величина критического тока растет и при $\tau_{обр} \leq 2,5$ мс близка к этой характеристике при сварке дугой постоянного тока прямой полярности. Объяснить этот факт можно тем, что за время сравнительно длительного импульса тока прямой полярности электрод успевает «отдать» избыточную энергию, накопленную за время импульса обратной полярности.

Поскольку при сварке алюминия и его сплавов на переменном токе катодная очистка окисной пленки на свариваемой поверхности происходит только во время горения дуги на обратной полярности, практический интерес представляет диапазон возможного уменьшения длительности импульсов тока прямой полярности без ущерба для стойкости электрода.

Для выяснения пределов допустимого снижения $\tau_{пр}$ определяли $I_{кр}$ для неплавящихся электродов в зависимости от длительности импульсов тока прямой полярности (длительность

$\tau_{обр}$ составляла 2,5 мс). Как видно из рис. 4, для электрода ЭВЛ диаметром 2 мм при уменьшении $\tau_{пр}$ с 17,5 до 7,5 мс величина $I_{кр}$ сохраняется высокой (при этом разрушение электрода происходит примерно на середине вылета (рис. 5)). При дальнейшем уменьшении $\tau_{пр}$ стойкость электрода резко снижается, причем изменяется и характер его разрушения: происходит оплавление его рабочего участка. Для более глубокого изучения влияния различных соотношений длительностей импульсов тока прямой и обратной полярности на критическую величину тока для электродов различного материала и диаметра проведены эксперименты, в результате которых (рис. 6) установлено, что зависимость $I_{кр} = f(\tau_{пр})$ для электродов ЭВЛ \varnothing 2 мм и ЭВЧ \varnothing 3 мм имеет перегиб, где производная функции меняет свой знак, а сама функция приобретает форму кривой выпуклостью вверх. Можно предположить, что при больших значениях тока этот факт будет иметь место и для электродов ЭВЛ \varnothing 3, 4 и 5 мм.

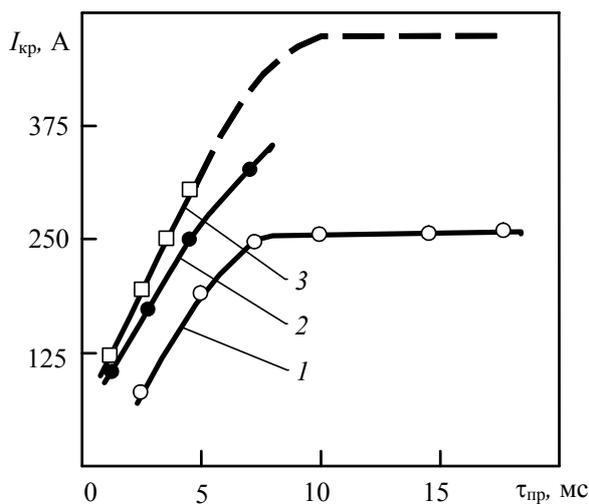


Рис. 4. Критическая величина тока $I_{кр}$ в зависимости от $\tau_{пр}$ ($\tau_{обр} = 2,5$ мс):
1 – ЭВЛ \varnothing 2 мм; 2 – ЭВЧ \varnothing 3 мм; 3 – ЭВЛ, ЭВИ \varnothing 3 мм

В результате обработки результатов опытов (рис. 6) выявлены эмпирические зависимости влияния длительностей импульсов тока прямой и обратной полярности на критическую величину тока.

Для электрода ЭВЛ диаметром 4 мм (рис. 6, з):

$$I_{кр} = 10^{(10^{(-0,85 \lg \tau_{обр} - 0,35)} \tau_{пр} + 1,83)} \quad (1)$$

Из формулы (1) получаем выражение для определения минимальной (критической) длительности импульсов тока прямой полярности,

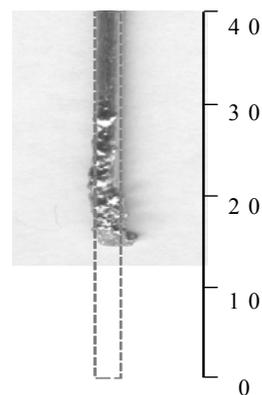


Рис. 5. Вид уцелевшего участка электрода ЭВЛ \varnothing 2 мм после разрушения на вылете: $\tau_{обр} = 2,5$ мс; $\tau_{пр} = 10$ мс; $I_d = 250$ А

при которой начинает происходить разрушение рабочего участка электрода при заданных значениях величины тока I_d и длительности импульсов тока обратной полярности $\tau_{обр}$:

$$\tau_{пр} = \frac{(\lg I_d - 1,83)}{10^{(-0,85 \lg \tau_{обр} - 0,35)}} \quad (2)$$

Соответственно, максимальная (критическая) длительность $\tau_{обр}$ при заданных значениях I_d и $\tau_{пр}$ с учетом (2) определяется:

$$\tau_{обр} = 10^{\frac{(-0,35 - \lg(\frac{\lg I_d - 1,83}{\tau_{пр}}))}{0,85}} \quad (3)$$

Для электродов ЭВЛ, ЭВИ \varnothing 2 мм и ЭВЧ \varnothing 3 мм в расчетах учитывалось, что зависимости $I_{кр} = f(\tau_{пр})$ при различных $\tau_{обр}$ имеют точку перегиба. Для электродов ЭВЛ, ЭВИ \varnothing 2 мм:

$$I_{кр,расч} = 10^{(10^{(-1,025 \lg \tau_{обр} - 0,32)} \tau_{пр} + 1,49)} \quad (4)$$

$$\tau_{пр} = \frac{(\lg I_{кр} - 1,49)}{10^{(-1,025 \lg \tau_{обр} - 0,32)}} \quad (5)$$

$$\tau_{обр} = 10^{\frac{(-0,32 - \lg(\frac{\lg I_{кр} - 1,49}{\tau_{пр}}))}{1,025}} \quad (6)$$

Для электрода ЭВЛ, ЭВИ \varnothing 3 мм:

$$I_{кр} = 10^{(10^{(-1,067 \lg \tau_{обр} - 0,25)} \tau_{пр} + 1,73)} \quad (7)$$

$$\tau_{пр} = \frac{(\lg I - 1,73)}{10^{(-1,067 \lg \tau_{обр} - 0,25)}} \quad (8)$$

$$\tau_{обр} = 10^{\frac{(-0,25 - \lg(\frac{\lg I - 1,73}{\tau_{пр}}))}{1,067}} \quad (9)$$

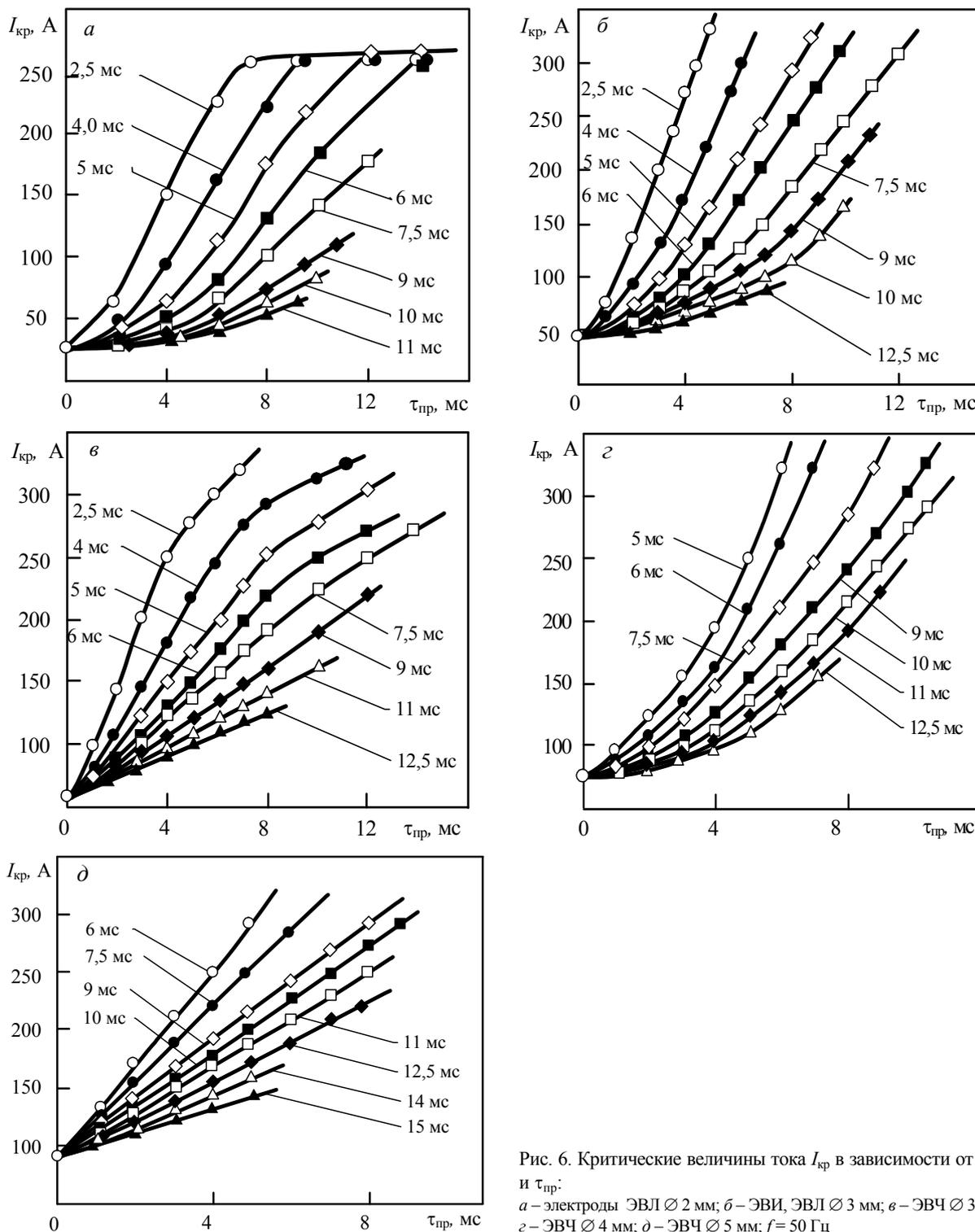


Рис. 6. Критические величины тока $I_{кр}$ в зависимости от $\tau_{обр}$ и $\tau_{кр}$:
 а – электроды ЭВЛ \varnothing 2 мм; б – ЭВИ, ЭВЛ \varnothing 3 мм; в – ЭВЧ \varnothing 3 мм;
 г – ЭВЧ \varnothing 4 мм; д – ЭВЧ \varnothing 5 мм; $f=50$ Гц

Для электрода ЭВЧ \varnothing 3 мм:

– при $\tau_{обр} > 5$ мс

$$I_{кр} = 10^{(1,55-0,05\tau_{обр})} \tau_{кр} + 60; \quad (10)$$

– при $\tau_{обр} \leq 5$ мс

$$I_{кр} = 10^{(1,968-0,123\tau_{обр})} \tau_{кр} + 60; \quad (11)$$

– при $\tau_{обр} > 5$ мс

$$\tau_{кр} = \frac{(I_{кр} - 60)}{10^{(1,55-0,05\tau_{обр})}}; \quad (12)$$

– при $\tau_{обр} \leq 5$ мс

$$\tau_{кр} = \frac{(I_{кр} - 60)}{10^{(1,968-0,123\tau_{обр})}}; \quad (13)$$

$$\tau_{обр} = \frac{1,55 - \lg\left(\frac{I_{кр} - 60}{\tau_{пр}}\right)}{0,05}$$

при $\lg [(I_{кр} - 60) / \tau_{пр}] < 1,346$;

$$\tau_{обр} = \frac{1,968 - \lg\left(\frac{I_{кр} - 60}{\tau_{пр}}\right)}{0,123}$$

при $\lg [(I_{кр} - 60) / \tau_{пр}] \geq 1,346$. (14)

Для электродов ЭВЛ, ЭВИ Ø 5 мм:

если $0 < \tau_{обр} \leq 4$ мс:

$$I_{кр} = 10^{(2,28 - 0,128\tau_{обр})} \tau_{пр} + 90; \quad (15)$$

$$\tau_{пр} = \frac{(I_{кр} - 90)}{10^{(2,28 - 0,128\tau_{обр})}}; \quad (16)$$

если $4 < \tau_{обр} \leq 9,5$ мс:

$$I_{кр} = 10^{(2,03 - 0,069\tau_{обр})} \tau_{пр} + 90; \quad (17)$$

$$\tau_{пр} = \frac{(I_{кр} - 90)}{10^{(2,03 - 0,069\tau_{обр})}}; \quad (18)$$

если $\tau_{обр} > 9,5$ мс:

$$I_{кр} = 10^{(1,76 - 0,04\tau_{обр})} \tau_{пр} + 90; \quad (19)$$

$$\tau_{пр} = \frac{(I_{кр} - 90)}{10^{(1,76 - 0,04\tau_{обр})}}; \quad (20)$$

$$\tau_{обр} = \frac{2,28 - \lg\left(\frac{I_{кр} - 90}{\tau_{пр}}\right)}{0,128}$$

при $\lg [(I_{кр} - 90) / \tau_{пр}] \geq 1,77$; (21)

$$\tau_{обр} = \frac{2,03 - \lg\left(\frac{I_{кр} - 90}{\tau_{пр}}\right)}{0,069}$$

при $1,375 \leq \lg [(I_{кр} - 90) / \tau_{пр}] < 1,77$; (22)

$$\tau_{обр} = \frac{1,76 - \lg\left(\frac{I_{кр} - 90}{\tau_{пр}}\right)}{0,04}$$

при $\lg [(I_{кр} - 90) / \tau_{пр}] < 1,375$. (23)

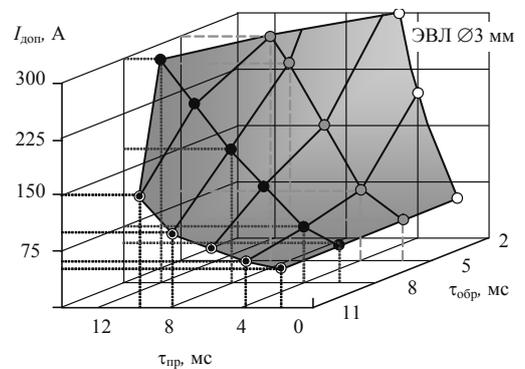
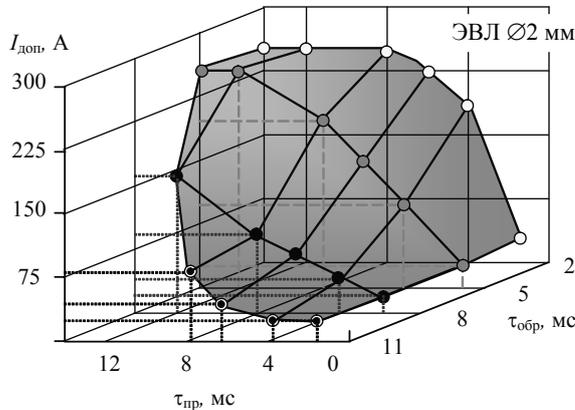
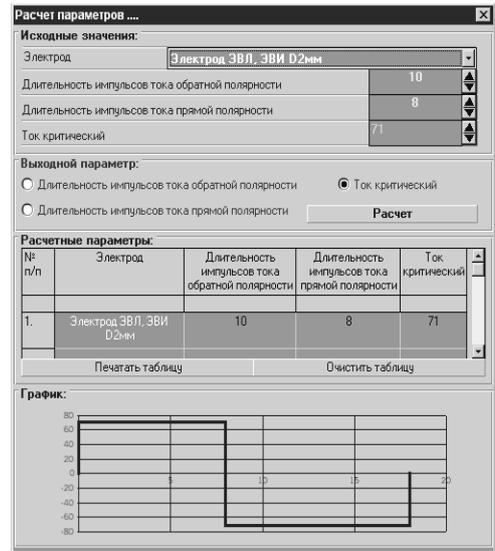
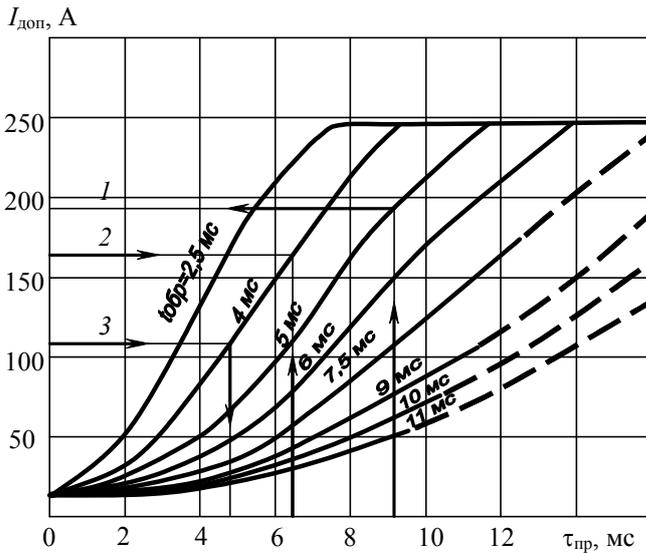


Рис. 7. Пример номограммы для определения областей допустимых режимов и основной функциональный экран программы по выбору параметров дуги

Как показывают результаты экспериментов, при величине тока на 10 ... 20 А ниже его критического значения электрод работает длительное время без разрушения. На основании приведенных выше эмпирических зависимостей разработаны программа, номограммы и области допустимых режимов в координатах $I_{доп} - \tau_{пр} - \tau_{обр}$, позволяющие выбрать параметры горения дуги, обеспечивающие высокую работоспособность неплавящихся электродов (рис. 7):

– при заданной длительности импульсов тока прямой и обратной полярности – максимально допустимую величину сварочного тока;

– при заданной величине сварочного тока и требуемой (с точки зрения обеспечения качественной катодной очистки) длительности импульсов тока обратной полярности – минимально допустимую длительность импульсов тока прямой полярности;

– при заданной величине сварочного тока и требуемой (например, для обеспечения нужного проплавления) длительности импульсов тока прямой полярности – максимально допустимую длительность импульсов тока обратной полярности.

Выводы

1. При определенных соотношениях длительностей импульсов тока прямой и обратной

полярности тепловое состояние и стойкость неплавящихся электродов приближаются к таковым в условиях сварки дугой постоянного тока прямой полярности. Это позволяет повысить эффективность применения неплавящихся электродов для сварки дугой переменного тока.

2. Созданная на основе эмпирических зависимостей критической величины тока от соотношения длительностей импульсов тока прямой и обратной полярности программа позволяет выбрать необходимые параметры режима горения дуги с точки зрения рационального применения неплавящихся электродов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
2. Технология и оборудование сварки плавлением / под ред. Г. Д. Никифорова. – М.: Машиностроение, 1986. – 320 с.
3. *Mikami, H.* Rapports sur le comportement des electrodes de tungstene en soudage. TIG / H. Mikami, M. Suzuki, R. Ishii // Soudage et techn. Connexes. – 1966. – № 7 – 8. – P. 333–336.
4. *Goodman, I. S.* New gas tungsten – arc welding electrodes / I. S. Goodman, H. J. Ehringer, R. L. Hackman // Welding Journal. – 1963. – № 7. – P. 567–569.
5. Справочник по сварке / под ред. Е. В. Соколова. – Т. 2. – М.: Машгиз, 1961. – 664 с.

Ю. Н. Дубцов, И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, В. О. Харламов, М. В. Клименко

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА НА ОСНОВЕ Ni_3Al ,
ПОЛУЧЕННОГО АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКОЙ***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Показано, что в условиях аргонодуговой сварки сплава на основе Ni_3Al с ориентированной структурной при использовании в качестве электрода композиционной проволоки образование бездефектного сварного соединения возможно без проведения предварительной и послесварочной термической обработки.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, композиционная проволока, алюминид никеля, структура, переходная зона.

It is shown that in a argon-arc welding alloy with Ni_3Al -centered structure when used as a composite electrode wire formation of defect-free weld possible without pre-and post-weld heat treatment.

Keywords: arc welding, composite wire, grain pattern, nickel aluminide, interface region.

Введение

В связи с увеличением объемов добычи и транспортировки газа, а также строительством новых газопроводов актуальным становится ис-

пользование неразъемных соединений для изготовления дорогостоящих деталей и узлов горячего тракта стационарных энергетических газотурбинных установок (ГТУ) из жаропрочных никелевых сплавов с содержанием γ' - Ni_3Al фазы до 50–60 об. %. Так, например, современные методы пайки и диффузионного сращивания обеспечивает получение биметаллических кон-

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 12-08-33103 мол_а_вед, №13-08-01282_а.

струкций лопаток [1]. Это позволяет использовать взамен конструктивно сложного механического соединения лопаток с диском турбины, характеризующегося повышенным напряженно-деформированным состоянием [2], соединение – паянным швом. Более экономными и производительными способами получения монолитного изделия из никелевых суперсплавов с большим содержанием γ' -Ni₃Al фазы являются лазерная [3], электронно-лучевая и дуговая сварка неплавящимся электродом [4], применяемые в ряде случаев также и для восстановления кромки пера лопаток [5]. Получение технологически надежных сварных соединений таких сплавов связано преимущественно с предотвращением растрескивания кристаллизующегося металла, который обладает низкой деформационной способностью в широком интервале температурной хрупкости [6]. Для повышения пластичности металла в этом интервале рекомендуется проведение высокотемпературного (до 1000 °С) предварительного подогрева или технологии перестаривания [6, 7]. Поскольку в современных жаропрочных до 1250 °С сплавах на основе сложнелегированного алюминид никеля γ' -Ni₃Al является основной (80 % масс.) фазой в гетерогенной структуре [8], то проблема их свариваемости представляет самостоятельную задачу. Ее решение связано не только с преодолением образования кристаллизационных трещин, но зависит и от направленности кристаллитов в свариваемых элементах.

Целью настоящей работы является исследование структуры сварного соединения направленно кристаллизованного сплава на основе Ni₃Al.

Методы исследований

Структуру, микроморфологию и элементный состав сварных швов изучали с помощью оптической (цифровой микроскоп *Carl Zeiss Axiovert 40 MAT*) и электронной микроскопии (растровые электронные микроскопы *Quanta 3D FEG*, *JEOL JSM-6610* и *Versa 3D*). Микро-рентгеноспектральный анализ проводили с использованием энергодисперсионных спектрометров *EDAX Trident XM 4* и *APOLLO X*. Оценку сопротивления металла сварного шва термосиловому воздействию производили в интервале температур 1100–1250 °С склерометрическими испытаниями образцов по методике [9], основанной на анализе (с использованием компьютерной программы *Image Analysis*) геометрических параметров профилей поперечных сече-

ний треков и вычислении объема деформированного индентером Роквелла металла на участке длиной 10 мм.

Эксперимент

Эксперименты по сварке проводили на металле, полученном электрошлаковой наплавкой присадочных стержней (с химическим составом, масс. %: Ni 75, Al 25) в водоохлаждаемом кристаллизаторе с защитой поверхности шлаковой ванны (флюс на основе системы CaF₂-Al₂O₃) аргоном [10, 11]. Градиент температур в участке, расположенном вблизи поверхности фронта кристаллизации металла, составлял 20–50 °С/см, что обеспечивало формирование в нем однонаправленных столбчатых дендритов на основе Ni₃Al (рис. 1).

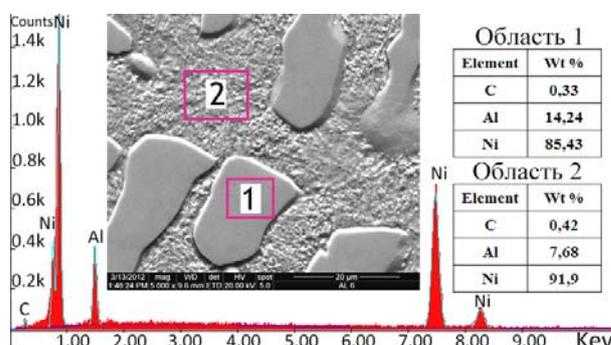


Рис. 1. Структура и элементный состав металла свариваемых элементов

Из полученного слитка изготавливали экспериментальные образцы прямоугольной формы с разделкой кромок, угол раскрытия которых составлял 100°. Аргонодуговую сварку производили на образцах с двумя типами ориентации кристаллитов в поперечном сечении: близкому к вертикальному и к горизонтальному направлению соответственно. Напряженное состояние в сварном соединении создавали путем жесткой фиксации свариваемых элементов толщиной 6–8 мм. Величины сварочного тока, напряжения на дуге и скорости сварки при расходе аргона 25–30 л/мин варьировали в пределах: 300–350 А, 28–32 В и 16–18 м/ч соответственно, что обеспечивало формирование швов с оптимальными коэффициентами провара и усиления. С целью предотвращения получения дефектной структуры в ОШЗ и сварном шве их охлаждение после сварки производили со скоростью не более 4–6 °С/мин.

В качестве плавящегося электрода использовали композиционную проволоку диаметром

3 мм, конструкция¹ которой обеспечивала стабильное существование дуги [12], а ее расчетный химический состав – получение металла сварного шва на основе легированного алюминид никеля: (масс. %) 3,0 W; 2,0 Mo; 3,0 Cr; 1,5 Ta; 16 Al; Ni – остальное. Также изготавливали композиционные проволоки, в состав которых вводили микрогранулы (до 100 мкм) никеля, содержащие до 50 масс. % наночастиц карбида вольфрама² WC со средним размером от 30 до 140 нм.

Результаты и их обсуждение

Исследованиями металла сварного шва установлено, что в нем формируется гетерогенная структура (рис. 2), морфологически подобная строению $\gamma'+\gamma$ эвтектических сплавов, полученных методом высокоградиентной направленной кристаллизации [8, 13]. Ее основой являются

дентритообразный твердый раствор, претерпевший распад с образованием до 70 % об. эвтектической γ' -фазы (рис. 3, участок 2), и сформированная по перитектической реакции γ' перит-фаза, находящаяся в междендритных прослойках (рис. 3, участок 1). В объеме γ' перит-фазы равномерно распределены микровыделения предположительно т.п.у.-фаз вида (Ni, Ta)(W, Mo, Cr). Их присутствие только в γ' перит-фазе связано с формированием ее на завершающей стадии кристаллизации металла в узком диапазоне температур ~1360–1340 °С. Температурная зависимость растворимости W, Mo, Ta в γ' -фазе в этом интервале уменьшается [13], что в условиях высокой скорости кристаллизации сварочной ванны небольшого объема вызывает образование т.п.у.-фазы в виде пластинчатых частиц (0,5x5 мкм) с повышенным содержанием этих элементов (рис. 3, участок 3).

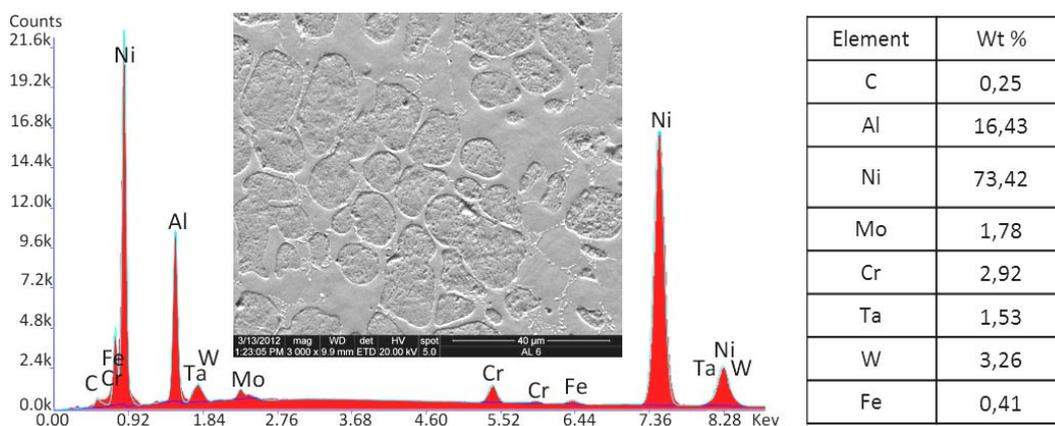


Рис. 2. Структура металла сварного шва на основе легированного Ni₃Al

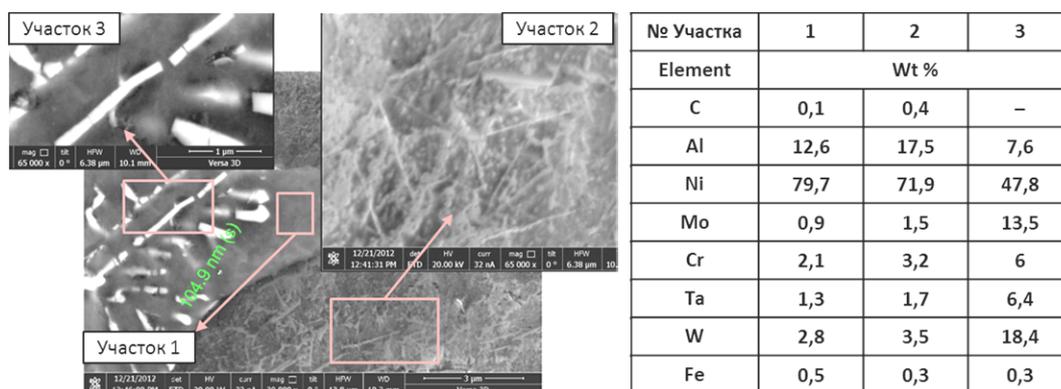


Рис. 3. Характерные участки структуры металла сварного шва и их химический состав³

¹ Решение о выдаче патента РФ на изобретение по заявке № 2011125559.

² Карбид вольфрама получен в результате термохимической обработки нанодисперсной композиции W – C в лаборатории «Плазменные процессы в металлургии и обработка материалов» ИМЕТ РАН им. А. А. Байкова.

³ Электронные изображения структур металла на рисунках 3 и 4 получены при содействии межкафедральной лаборатории металловедения ЦКП «Физико-химические методы исследования» Волгоградского государственного технического университета.

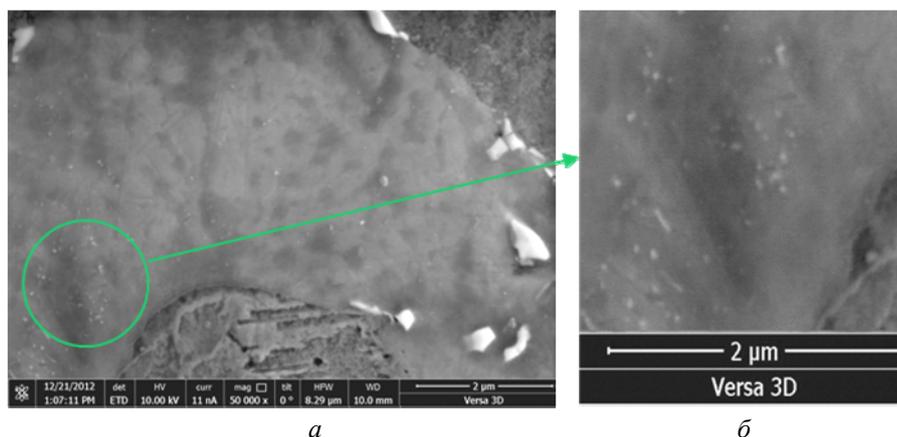


Рис. 4. Наноразмерные частицы в объеме γ' перит-фазы

В металле шва, полученном с использованием проволоки, содержащей наночастицы карбида вольфрама, изменяется морфология т.п.у.-фаз, которые трансформируются в более компактные частицы (до 1–2 мкм), локализованные в γ' перит-фазе (рис. 4, а). В этой фазе также наблюдаются наноразмерные выделения (70–200 нм) (рис. 4, б), которые могут являться конгломератами нерастворившихся наночастиц WC.

Установлено, что формирование кристаллического строения сварного шва на основе легированного Ni_3Al мало зависит от исходной ориентации кристаллитов. Это обусловлено наличием химического и термического градиентов на межфазной поверхности, вследствие чего образовавшиеся дендриты ориентируются преимущественно перпендикулярно к фронту кристаллизации по всему его периметру (рис. 5).

Выявлено, что структура основного металла $\gamma'+\gamma$ в области, близко расположенной к условной линии сплавления (100–150 мкм), относительно крупнозернистая. Она трансформируется (рис. 6) в разориентированные γ' -дендриты

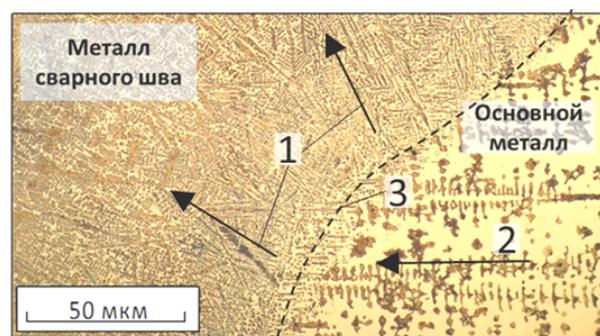


Рис. 5. Структура сварного шва вблизи условной линии сплавления:

1 – направление роста кристаллитов в шве и 2 – в основном металле; 3 – условная линия сплавления

с прослойками γ' перит-фазы, размер которых постепенно уменьшается до 30–40 мкм. Формирование разнородных структур в сварном соединении сплавов на основе алюминидов никеля, отличающихся по химическому составу, можно объяснить низкой диффузионной подвижностью атомов тугоплавких легирующих элементов в пограничном слое расплава легированного Ni_3Al .

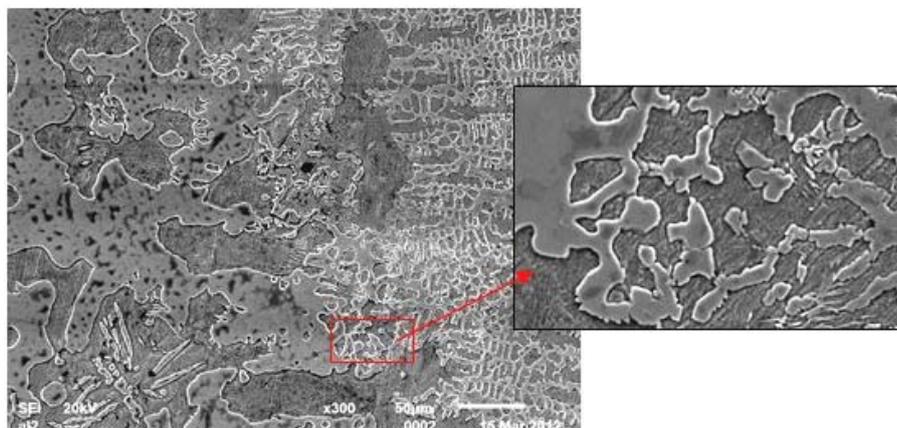


Рис. 6. Структура металла переходной зоны между основным металлом и сварным швом

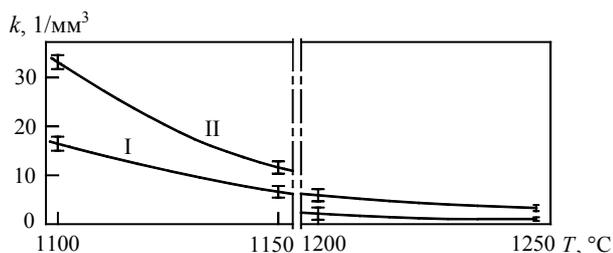


Рис. 7. Зависимость показателя износостойкости металла шва k от температуры T испытаний:

II, I – сварные швы металла на основе Ni₃Al, полученные с использованием композиционной проволоки, содержащей наночастицы WC и без них соответственно

В результате высокотемпературных (в интервале 1050–1250 °C) склерометрических испытаний сплавов на основе Ni₃Al выявлено (рис. 7), что металл шва, легированный наночастицами WC (до 0,4 % масс.), имеет более высокий показатель сопротивления пластической деформации при температурах до 1250 °C. Причиной этого может быть эффект дисперсионного упрочнения сплава, реализующийся в результате микровыделений равномерно распределенных по структуре т.п.у.-фаз. Предположительно они могут зарождаться в расплаве в области формирования кластеров наночастиц WC.

Вывод

Установлено, что в условиях термического цикла аргонодуговой сварки металла на основе Ni₃Al с различной ориентацией кристаллитов в свариваемых элементах трещины в сварном соединении не образуются, а переходная зона от основного металла к шву при небольшой протяженности характеризуется отсутствием диффузионных прослоек.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Турбины: с «блиск»ом и без / Л. А. Магеррамова [и др.] // Двигатель. – 1999. – № 2. – С. 32–34.
2. Бураго, Н. Г. Анализ напряженного состояния контактной системы «диск–лопатка» газотурбинного двигателя

ля / Н. Г. Бураго, А. Б. Журавлев, И. С. Никитин // Вычислительная механика сплошных сред. – 2011. – Т. 4, № 2. – С. 5–16.

3. Ding, R. G. Laser beam weld-metal microstructure in a yttrium modified directionally solidified Ni₃Al-base alloy / R.G. Ding, O.A. Ojo, M.C. Chaturvedi // Intermetallics. – 2007. – Vol. 15. – P. 1504–1510.

4. Schnell, A. A. Study of the weldability of gamma prime hardened superalloys / A. Schnell, M. Hoebel J. Samuleson // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 278. – P. 434–439.

5. Nickel-Based Superalloy Welding Practices for Industrial Gas Turbine Applications / M. B. Henderson [et al.] // Science and Technology of Welding Joining. – 2004. – Vol. 9, Number 1. – P. 13–21.

6. Мальный, А. Б. Свариваемость высоколегированных термоупрочняемых сплавов на никелевой основе / А. Б. Мальный, Ю. В. Бутенко, В. Ф. Хорунов // Автоматическая сварка. – 2005. – № 5. – С. 24–27.

7. John, C. Lippold Welding Metallurgy and weldability of nickel-base alloys / John C. Lippold, Samuel D. Kiser, John N. DuPont. – New Jersey: John Wiley & Sons, Inc. All rights reserved. – 2009. – 440 p.

8. Поварова, К. Б. Конструкционные жаропрочные сплавы на основе Ni₃Al: получение, структура и свойства / К. Б. Поварова [и др.] // Материаловедение. – 2011 – № 4. – С. 39–48.

9. Соколов, Г. Н. Диагностика износостойкости наплавленного металла методом склерометрии / Г. Н. Соколов, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, В. И. Лысак, В. Б. Литвиненко-Арьков // Сварка и диагностика. – 2012. – № 2. – С. 34–39.

10. Расчет теплового баланса электрошлаковой наплавки для случая использования двухконтурной схемы электропитания / И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 1. – С. 68–70.

11. Формирование износостойких наплавленных покрытий с использованием горизонтальной схемы электрошлакового процесса / А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 5. – С. 67–68.

12. Дубцов, Ю. Н. Особенности проектирования композиционной проволоки для наплавки сплавов на основе алюминиды никеля / Ю. Н. Дубцов, И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – С. 190–194.

13. Петрушин, Н. В. Конструирование жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе γ -фазой с высокой температурой плавления / Н. В. Петрушин, Е. Б. Чабина, Р. М. Назаркин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 2. – С. 32–38.

УДК 621.791.927:669.018.25

*В. Б. Литвиненко-Арков, Г. Н. Соколов, Ф. А. Кязымов, В. И. Лысак, С. С. Гуц***ЛЕГИРОВАНИЕ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА АЗОТОМ
ЧЕРЕЗ НАПОЛНИТЕЛЬ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Изложены результаты исследования процесса легирования наплавленного металла системы С-Fe-Cr-Ni-Mo азотом, вводимым в наполнитель порошковых проволок в составе азотированного хрома. Показано, что превышение предела растворимости азота в перегретом расплаве электродного металла может стать причиной нарушения стабильности существования капель на торце электрода.

Ключевые слова: наплавка, наплавленный металл, порошковые проволоки, азот.

The results of investigation nitrogen alloying of C-Fe-Cr-Ni-Mo weld metal by chrome nitrided powder in filler wire are reviewed. It is shown that the excess of the solubility limit of nitrogen in the superheated molten electrode metal may violate of the stability of the existence of drops at the end of the electrode.

Keywords: surfacing, weld metal, cored wires, nitrogen.

Введение

Азот в наплавочных сплавах на основе железа обеспечивает их твердорастворное и дисперсионное упрочнение, а также, являясь активным аустенизатором, дает возможность экономить никель и марганец. Он способствует уменьшению интенсивности процесса обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенситного превращения в металле при повышенных температурах [1, 2], и, в отличие от большинства сплавов с карбидным упрочнением, дисперсные нитриды распределяются в матрице очень равномерно [3].

Проблема легирования такого типа наплавленного металла азотом из газовой или шлаковой фазы связана с большим количеством факторов, определяющих его количественный переход в наплавленный металл: температурой металла, парциальным давлением газа в атмосфере дуги, степенью диссоциации и возбуждения в дуге молекул азота, а также кинетическими параметрами плавления и переноса расплавленного металла, площадью поверхности взаимодействия фаз и др. [4]. Уменьшить количество факторов и упростить задачу легирования наплавленного металла азотом можно путем введения азотированных материалов непосредственно в наплавочную проволоку.

Цель работы – исследовать особенности легирования наплавленного металла азотом через наполнитель порошковых проволок.

Материалы и методики исследований

Для исследования особенностей легирования наплавленного металла азотом через наполнитель порошковых проволок (ПП) была

выбрана система легирования С-Fe-Cr-Ni-Mo, по содержанию основных элементов соответствующая ряду промышленных сплавов, масс. %: углерода – 0,06–0,10; хрома – 12–14; никеля – 3–4; молибдена – 1,0–2,5; а также кремния – 0,4–0,8; марганца – 0,4–0,8 и примесей серы и фосфора менее 0,03.

Экспериментальные ПП диаметром 2,6 мм изготавливали по известной технологии. Наполнитель проволок состоял из микропорошков чистых металлов, процентное содержание которых в ПП (с учетом коэффициентов перехода и доли основного металла) обеспечивало получение наплавленного металла с заданным химическим составом уже в первом технологическом проходе наплавки.

Для легирования наплавленного металла азотом использовали микропорошок (100–160 мкм) хрома азотированного (ТУ 0840-024-21600649-2009), содержащий до 16 масс.% азота [5].

Аргонодуговую наплавку экспериментальных образцов из стали Ст3пс осуществляли колеблющимся электродом в один проход при следующих параметрах режима: постоянный сварочный ток – 220–250 А, полярность обратная, напряжение на дуге – 25–26 В, скорость поперечных перемещений электрода – 4,2 см/с, размах колебаний электрода – 25–30 мм, скорость наплавки – 0,2–0,3 см/с, вылет электрода – 35–40 мм, расход аргона – 15–18 л/мин. Получали хорошо сформированный наплавленный металл с высотой и шириной валика соответственно 4–5 мм, 30–35 мм при доле участия металла основы 32–35 %.

Химический состав наплавленного металла контролировали методом искровой оптико-эмиссионной спектроскопии на специализированном приборе РМ1 «MASTER Pro». Содержа-

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 12-08-33103 мол_a_вед, №13-08-01282_a.

ние азота в образцах наплавленного металла определяли по ГОСТ 12359–99. Контроль качества наплавленного металла осуществляли радиографическим методом по ГОСТ 7512–82. Анализ общей структуры наплавленного металла производили на химически травленных микрошлифах с использованием оптического микроскопа *Axiovert 40 MAT*.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Результаты химического анализа образцов наплавленного металла показали, что с увеличением количества азота в наполнителе проволок

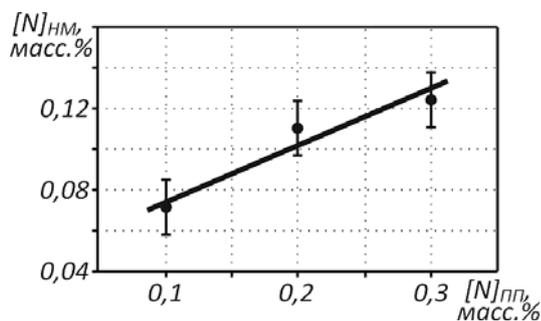


Рис. 1. Зависимость содержания азота в наплавленном металле $[N]_{\text{НМ}}$ от количества азота в наполнителе экспериментальных проволок $[N]_{\text{ПП}}$

увеличивается и его содержание в наплавленном металле, достигая предела растворимости в сплаве (рис. 1). Его количество в металле, наплавленном проволокой с содержанием 0,3 масс. % азота, составляет около 0,125 масс.%. Дальнейшее увеличение азота в наполнителе ПП вызывает образование пор в наплавленном металле.

Анализ осциллограмм процесса наплавки показал, что с увеличением содержания азота в наполнителе ПП изменяется характер процесса их плавления, что выражается в увеличении амплитуды колебаний сварочного тока (рис. 2).

Известно [4, 6], что растворимость азота в металлическом расплаве определяется его химическим составом и температурой, поэтому на разных стадиях процесса наплавки растворимость азота может быть различной. Условно можно выделить две стадии существования металлического расплава: стадию капли, включающую ее образование, рост и падение, а также стадию ванны. Обе стадии характеризуются различной температурой, скоростью массообмена и химическим составом металлического расплава.

По данным [4], при плавлении высоколегированных проволок сплошного сечения Св-Х18Н9 с диаметром 2 мм на постоянном токе обратной

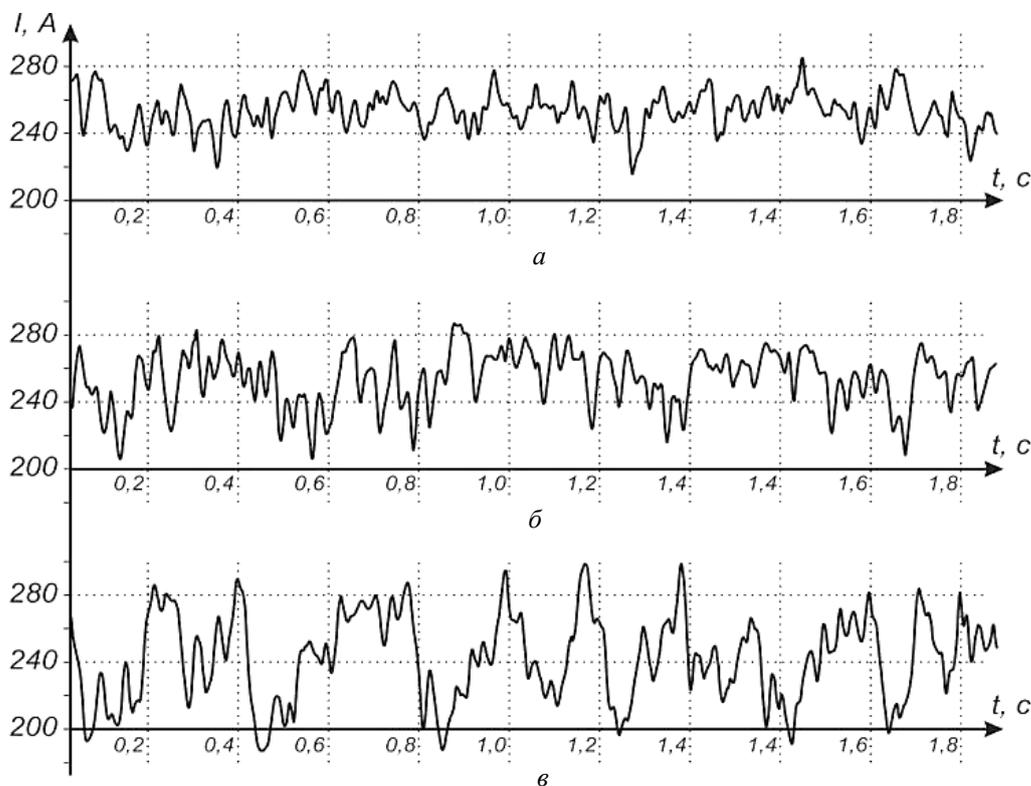


Рис. 2. Временные зависимости сварочного тока I при содержании азота 0 (а), 0,3 (б) и 0,6 масс. % (в) в наполнителе порошковых проволок

полярности ($I = 200\text{--}300\text{ А}$) в среде аргона температура капель ($T_{\text{кmax}}$) составляет $2650\text{--}2950\text{ }^\circ\text{C}$. Температура металлического расплава в объеме сварочной ванны неоднородная. В реакционной зоне (вблизи дуги) она может достигать $T_{\text{вmax}} = 2000 \pm 100\text{ }^\circ\text{C}$, плавно уменьшаясь к хвостовой части ванны до температуры, близкой к температуре плавления $T_{\text{пл}} = 1450\text{--}1500\text{ }^\circ\text{C}$.

Для обеспечения уже в первом технологическом проходе наплавки заданного химиче-

ского состава наплавленного металла наполнитель экспериментальных ПП содержал повышенные количества основных легирующих компонентов. Расчетное содержание хрома, никеля и молибдена в каплях электродного металла составляло 23–25, 6–8 и 4–5 масс.% соответственно (рис. 3). Химический состав расплава сварочной ванны можно условно считать однородным и соответствующим составу наплавленного металла.

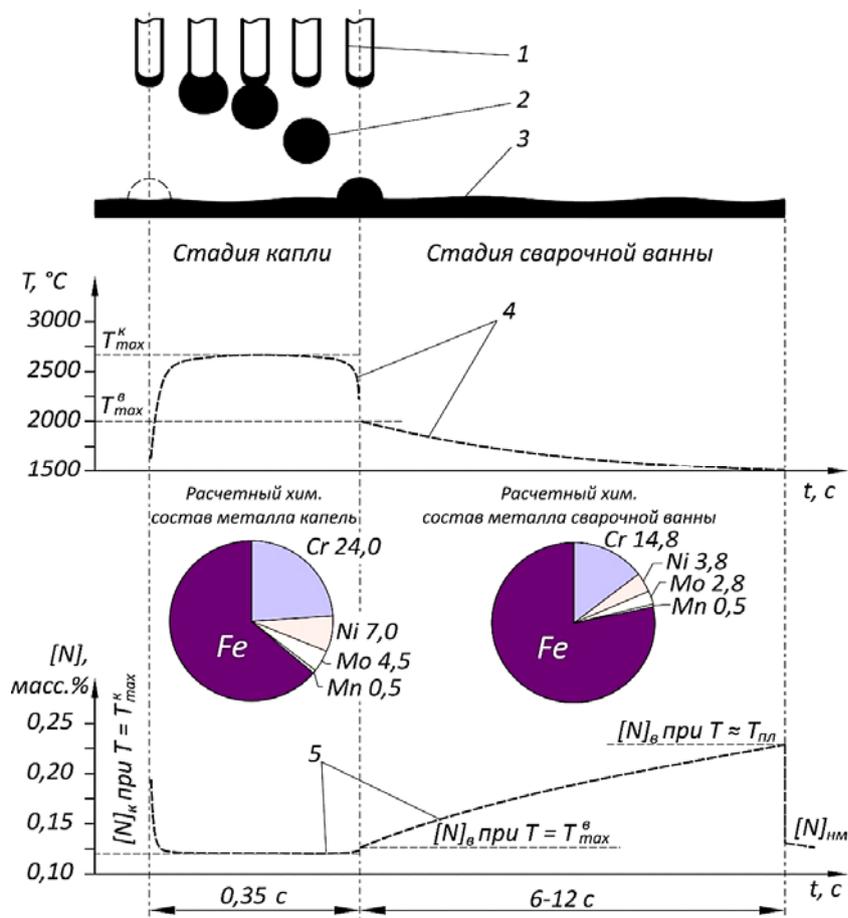


Рис. 3. Влияние температуры, химического состава расплавов капель электродного металла и сварочной ванны на растворимость азота в них при наплавке сплава системы С-Fe-Cr-Ni-Mo: 1 – ПП; 2 – капля электродного металла; 3 – поверхность сварочной ванны; 4 и 5 – линии предполагаемой закономерности изменения температуры расплава и растворимости азота в нем соответственно; $T_{\text{кmax}}$ и $T_{\text{вmax}}$ – максимальные температуры капель электродного металла и реакционной зоны сварочной ванны [6]

По данным осциллографирования установлено, что средняя частота отрыва капель составляла $2,86\text{ с}^{-1}$. Длина сварочной ванны при наплавке на приведенном режиме $1,2\text{--}2,0\text{ см}$. С учетом известной величины скорости наплавки максимальная продолжительность существования расплавленного металла сварочной ванны $t_{\text{max}} = 6\text{--}12\text{ с}$.

На основании расчета растворимости азота в расплаве капель $[N]_{\text{к}}$ и сварочной ванны $[N]_{\text{в}}$, выполненного по данным работы [6], была построена диаграмма (рис. 3), анализ которой позволил сделать вывод, что превышение предела растворимости азота в перегретом расплаве капель электродного металла может являться причиной нарушения стабильности их существ-

воания на торце электрода. Это происходит в результате дегазации из расплава избыточного азота. Избыточный азот, попадая в атмосферу дуги, может адсорбироваться на поверхности сварочной ванны и поглощаться ею [7]. Такое перераспределение азота в реакционной зоне сварки (рис. 3) дает возможность объяснить образование пор в наплавленном металле при увеличении содержания азота в наполнителе ПП более 0,3 масс. %.

Выводы

1. Показано, что устойчивое существование дуги в аргоне, стабильный перенос капель, качественное формирование наплавленного металла и отсутствие в нем пор от азота достигаются при его содержании в наполнителе проволоки не более 0,3 масс. %.

2. Превышение предела растворимости азота в высокотемпературном расплаве электродного металла способствует нарушению стабильности существования капель на торце электрода в результате дегазации из них избыточного азота.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Кондратьев, И. А.* Исследование свойств наплавленного металла типа мартенситостареющих сталей / И. А. Кондратьев, И. А. Рябцев, Я. П. Черняк // Автоматическая сварка. – 2004. – № 10. – С. 16–18.
2. Effect of oxygen and nitrogen on the structure and properties of weld metal in welding type 01 Kh14N5MF low-carbon hardening steels / Zh. A. Lepilina etc. // Welding International. – 1990. – № 4. – P. 743–745.
3. Effect of N on microstructure and mechanical properties of 16Cr5Ni1Mo martensitic stainless steel / X.P. Ma etc. // Materials and Design. – 2012. – Vol. 34. – P. 74–81.
4. *Походня, И. К.* Газы в сварных швах / И. К. Походня. – М. : Машиностроение, 1972. – 256 с. : ил.
5. *Браверман, Б. Ш.* Получение нитрида хрома и его использование для изготовления высокоазотистых покрытий / Б. Ш. Браверман, О. К. Лепакова, Ю. Н. Сараев [и др.] // Сварочное производство. – 2000. – № 12. – С. 8–10.
6. *Wada, H.* Solubility of nitrogen in liquid Fe-Cr-Ni alloys containing manganese and molybdenum / H. Wada, Pehlke R. D. // Metallurgical Transactions B. – 1977. – Vol. 8b. – P. 675–682.
7. *Йоффе, И. С.* Влияние поглощения азота ванной на образование пор при сварке порошковой проволокой / И. С. Йоффе // Автоматическая сварка. – 1976. – № 9. – С. 12–14.