МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

Казарования свания свания свания.

ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Выпуск 9

№ 9(136)^{Межвузовский сборник научных статей} 2014



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» президент ВолгГТУ акад. РАН И. А. Новаков

Редакционная коллегия серии: засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ *Ю. П. Трыков* (научный редактор) академик РАН, д-р физ.-мат. наук, проф. научного центра порошкового материаловедения (г. Пермь) *В. Н. Анциферов* чл.-кор. РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ *В. И. Лысак* чл.-корр. РАН, директор Института машиноведения и металлургии ДВО РАН *А. А.Буренин* 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 *И. А. Зюбан* д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ *И. М. Матлин* д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ *И. А. Кидалов* д-р техн. наук, с. н. с. ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН *В. И. Калита*

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. № 9(136) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – 148 с. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 9). ISBN 978-5-9948-1485-7

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. 140. Табл. 45. Библиогр. : 248 назв.

ISBN 978-5-9948-1485-7

© Волгоградский государственный технический университет, 2014

СОДЕРЖАНИЕ

=

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Трыков Ю. П., Пономарева И. А.,	
Трудов А. Ф., Мирошникова Е. В. Воздействие деформации изгиба и термицеской обработки	
на свойства магниево-алюминиевого композита	6
Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Булаева С. А., Писарев С. П.	
Моделирование формирования структурной неоднородности	
в биметаллической катанке при прокатке	11
Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Арисова В. Н., Евстропов Д. А., Чешева А. А. Кулевиц В. П.	
Фазовый состав диффузионной зоны, сформированной в присутствии	
жидкой фазы на межслойной границе медно-титанового композита	14
Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Трудов А. Ф., Трыков Ю. П., Трунов М. Д.	
Исследование влияния режимов сварки взрывом	17
и термической оораоотки на структуру и своиства оиметалла АДІ-сталь Стз	1/
Шморгун Б. Г., Слаутин О. Б., Семенов Г. Б., Аораменко С. А. Формирование структуры трехспойного композита системы Си-А1	
при ступенчатой термообработке	21
Плохих А. И., Путырский С. В.	
Моделирование процесса пластической деформации	
многослойных металлических материалов	25
Даненко В. Ф., Гуревич Л. М., Понкратова Г. В. О влидици алистирорация на стристиру и сройства стали Ст3	30
U влиянии алитирования на структуру и своиства стали Стэ	50
Чешева А. А.	
Структурообразование в диффузионной зоне никель-алюминиевого	
композита при жидкофазном взаимодействии	34
Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И., Таубе А. О, Клюшников М. В.	27
Диффузионные процессы в биметалле алюминии-никель	31
II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
$\Pi_{\mu\nu}$	
Особенности температурных зависимостей электрического сопротивления	
прессовок из смесей порошков тугоплавких соединений и никеля	41
Адаменко Н. А., Игнатьева Л. Н., Агафонова Г. В., Герасимук А. Э., Зверев Г. А.	
Исследование молекулярной структуры политетрафторэтилена	4.5
после взрывной обработки.	45
Квитка В. М., Фетисов А. В., Арисова В. Н. Исспелование влияния уларно-ролновой обработки и степени наполнения	
на структурные изменения в полимер-керамических	
композиционных материалах	48
Адаменко Н. А., Казуров А. В., Сергеев И. В., Бессонов П. А.	
Исследование влияния взрывного прессования на электросопротивление	61
оронзополиимидных композиционных материалов.	51
Асименко 11. А., Гыжова С. М., Казуров А. Б., Арисова Б. П. Впияние взрывной обработки на структурные изменения полиарилата	
и его композиций	54

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

Багмутов В. П., Водопьянов В. И., Горунов А. И., Коробов А. В.	
Влияние концентраторов и структуры на прочность и пластичность при трехточечном изгибе титанового псевдо-α-сплава	59
Багмутов В. П., Столярчук А. С., Коробов А. В., Романенко М. Д. Определение циклического повреждения конструкционных материалов при малоцикловой усталости	63
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Голик А. А. Моделирование контактного упрочнения титаностального композита с мягкой прослойкой	68
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Пономарева И. А, Голик А. А. Моделирование контактного упрочнения в магниево-алюминиевых композитах	72
Тырымов А. А. Применение графового метода для расчета КИН в ортотропной пластине с экспентрично расположениой подеренной трешиной	76
Матлин М. М., Мозгунова А. И., Фролова Ал. И. Оценка неразрушающими методами прочностных характеристик рельсовой стали.	79
Матлин М. М., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А, Куликова М. А. Оценка нагрузочной способности соединений плоских деталей близкой твердости на сдвиг	82
Кукса Л. В., Клименко В. И. Устойчивость сжатых стержней в зависимости от структуры и физико-механических свойств упрочненных различными способами	
конструкционных материалов	86
Матлин М. М, Манукян Д. С. Методика контроля механических свойств деталей болтовых соединений	91
Барон А. А., Слюсарева О. Ф. Исследование температурной зависимости твердости по Бринеллю	93
Барон А. А., Слюсарева О. Ф. Прогнозирование ударной вязкости трубных сталей в интервале температур от 77 до 293 К	96
Матлин М. М., Мозгунова А. И, Мосейко В. О., Мосейко В. В. Лебский С. Л. Определение рациональных технологических режимов упрочняющей дробеобработки стальных деталей	99
<i>Мухин В. Н., Тришкина И. А.</i> Влияние напряжений на ползучесть хромомолибденовой стали, применяемой в нефтепереработке	102
Шморгун В. Г., Гуревич Л. М, Трудов, А. Ф., Писарев С. П., Чепеленко В. Н., Курбатов М. Г. Махашинские сройства прородоки с несиции слоем	
из алюминиевого сплава 01417	109
Жильцов Н. П., Кидалов Н. А. Выбиваемость керамических форм при литье по выплавляемым моделям	114
IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, ЛИТЬЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	
Красиков П. П., Полесский О. А., Савинов А. В. Влияние поверхностно-инактивных веществ на геометрические размеры корцерых швор	117
на геометрические размеры корневых швов Соколов Г. Н., Артемьев А. А., Зорин И. В, Дубцов Ю. Н., Литвиненко-Арьков В. Б., Горунов А. И., Водопьянов В. И., Захаров И. Н., Багмутов В. П., Лысак В. И. Электромеханическое упрочнение износостойких и термостойких	117
наплавленных сплавов. Крючков О. Б., Стяжин В. Н., Иванов А. С., Кострюков А. С., Кобзев А. А. Использование пакета SolidWorks иля моленирования нагрева заготовок	120
в камерной электрической печи	124
Компьютерное моделирование для анализа температурных полей	107
в нагреваемых металлических заготовках	127

Гребнев Ю. В., Габельченко Н. И., Хмуров И. А.	
Совершенствование технологии выплавки стали 110Г13Л	129
Жаркова В. Ф., Кидалов Н. А., Гребнев Ю. В., Родин. А. С., Симаков А. В. Поверхностное легирование отливок углеродом в литейной форме	132
Кукса А. В.	
Технология получения пористых отливок из тяжелых легкоплавких	
металлов свободной пропиткой засыпки порообразующего наполнителя	135
Зюбан Н. А., Гоник И. Л., Новицкий Н. А.	
Технологические свойства брикетированного шихтового материала	
из железосодержащих отходов	138
Руцкий Д. В., Гузенков С. А., Воробьева А. С.	
Образование межкристаллитных трещин в крупных поковках	141
Седов Э. В., Бондарева О. П, Палаткина Л. В., Тарасов И. С.	
Оптимизация режимов гомогенизации слитков из алюминиевых	
деформируемых сплавов	145

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, И. А. Пономарева, А. Ф. Трудов, Е. В. Мирошникова ВОЗДЕЙСТВИЕ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние деформации изгиба и последующей термической обработки на характер изменения микромеханических свойств и структуру магниево-алюминиевого композиционного материала MA2–1– AД1, полученного сваркой взрывом.

Ключевые слова: магний, алюминий, деформация, термообработка, микротвердость, интерметаллиды, диффузия.

Influence of deformation of a bend and the subsequent heat treatment on character of change micromechanical properties of the magnesium-aluminum composite material MA2-1-AD1welded by explosion is investigated.

Keywords: magnesium, aluminium, deformation, heat treatment, microhardness, intermetallic, diffusion.

На современном этапе развития материаловедения значительное внимание уделяется вопросам создания, изучения и использования композиционных материалов. Важное место в этой области занимают получаемые сваркой взрывом (СВ) слоистые металлические композиционные материалы (КМ), широко применяемые в различных отраслях промышленности. Система Mg-Al является одной из перспективных в области создания КМ и применяется для изготовления переходников, предназначенных для сварки различных конструкций из разнородных металлов, корпусов, узлов и деталей космической аппаратуры, летательных аппаратов, химической, криогенной и атомной техники и т. д. [1-3].

Для применения в различных конструкциях и изделиях сваренные взрывом листовые заготовки КМ часто подвергают дальнейшим технологическим переделам (прокатке, гибке, штамповке и т. п.) в сочетании с термической обработкой (TO), а их эксплуатация под нагрузкой сопряжена с возникновением упругих и пластических деформаций. Поэтому необходимо учитывать влияние пластических деформаций на структуру и свойства КМ при расчете

и проектировании деталей и узлов.

Целью данной работы являлось исследование влияния деформации изгиба и последующей ТО на структуру и микромеханические свойства полученного сваркой взрывом КМ MA2-1 – АД1.

Двухслойный КМ МА2-1–АД1 был получен СВ по параллельной схеме на оптимальном режиме, гарантирующем реализацию максимальной прочности соединения. Из полученных заготовок МА2-1-АД1 вырезали образцы размерами 60 × 5 × 10 мм с одинаковой толщиной магниевого и алюминиевого слоев (2,5 мм). Одну из боковых поверхностей полировали, а затем наносили сетку реперных линий с интервалом 1 мм. Влияние напряженно-деформированного состояния на характер упрочнения околошовной зоны (ОШЗ) композита исследовали на образцах после изгиба по трехточечной схеме в холодном состоянии с инденторами Ø10 и 20 мм на гидравлической испытательной машине УММ-10 при максимальной нагрузке 80 кН. Первую серию образцов подвергали изгибу с преимущественной локализацией деформаций растяжения в МА2-1, а вторую - в АД1. Изменение свойств магниево-алюминиевого

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках базовой части государственного задания № 2014/16 проект 1183 и гранта РФФИ 13-08-97025.

композита в зависимости от величины и знака деформации оценивали по перераспределению микротвердости по сечению образцов, которую определяли с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н по результатам замера трех отпечатков, расположенных на одной линии, параллельной границе соединения. ТО проводили в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ при температуре 400 °С и времени выдержки 4 ч. Металлографические исследования микроструктуры производили на микроскопе «Olympus BX-61» при увеличениях от ×50 до ×500. Распределение химического состава по сечению, перпендикулярному границе соединения, исследовали на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

В [4] установлено, что при изгибе с преимущественной локализацией деформаций растяжения в АД1 в зоне касания индентором Ø20 мм образца при максимальной нагрузке пластическая деформация на линии соединения незначительна, а при использовании индентора Ø10 мм деформации возрастают до 16 %. Пластическая деформация вблизи зоны соединения магниевоалюминиевого КМ при изгибе с локализацией деформаций растяжения в MA2-1 составляет 15-16 %. Экспериментальные значения хорошо согласовывались с расчетными, которые определялись с использованием программного комплекса SIMULIA/Abagus: на удалении 4.5 мм от границы степень деформации увеличивается до 11 % по слою магния, и до 22 % по слою алюминия (рис. 1, а) при изгибе с деформациями растяжения в сторону АД1 индентором Ø20 мм. При изгибе индентором Ø10 мм деформация достигает 27 % по слою магния, 9 % по слою алюминия на удалении 4,5 мм от линии соединения (рис. 1, б). При изгибе с деформациями растяжения в MA2-1 инденторами Ø20 мм и Ø10 мм максимальная деформация на удалении 4,5 мм от линии соединения увеличивается до 26-28 % по слою алюминия, и до 9-10 % по слою магния (рис. 1, в, г).



Рис. 1. Изменение расчетной пластической деформации при моделировании различных видов нагружения: *а*, *б* – с деформациями растяжения в АД1 инденторами Ø20 и Ø10 мм; *в*, *г* – с деформациями растяжения в МА2-1 инденторами Ø20 и 10 мм соответственно

Деформация при изгибе приводит к существенным изменениям формы завихрений волнового профиля границы соединения по сравнению с состоянием после CB (рис. 2, *a*, *б*).



Рис. 2. Микроструктура композиционного материала МА2-1–АД1 в состоянии после: *а* – сварки взрывом; *б* – деформации изгиба

Термообработка при температуре 400 °C и времени выдержки 4 ч приводит к образованию диффузионной зоны, профиль которой повторяет волнообразный контур сварного соединения, при этом толщины прослоек растут с увеличением времени выдержки (рис. 3). Формирование диффузионных прослоек при данной температуре начинается одновременно по всей длине границы соединения, и их рост направлен в сторону алюминия. Выявлено, что диффузионная прослойка состоит из двух прослоек, различающихся по степени травимости. Установлено, что микротвердость прослойки, образовавшейся после ТО, составляет 0,9–1,0 ГПа вне зависимости от направления и величины изгиба. Толщина темной составляющей прослойки достигает 30 мкм, а светлой – 100 мкм.



в



Рис. 3. Микроструктура композиционного материала MA2-1-АД1 после CB+изгиб+ТО:

а, б – изгиб с деформациями растяжения в АД1 инденторами Ø20 и Ø10 мм; е – изгиб с деформациями растяжения в МА2-1 индентором 10 мм (×200)



Рис. 4. Зависимость микротвердости после ТО от деформации при изгибе на различном удалении от линии соединения: *а*, *б* – магний в сжатом состоянии, алюминий в растянутом, инденторы и Ø20 и 10 мм соответственно; *в* – алюминий в сжатом состоянии, магний в растянутом, индентор Ø20 мм; *I* – линия соединения; *2*, *3*, *4* – 0,5 мм, 1,0 мм, 1,5 мм от линии соединения в магнии; *5*, *6*, *7* – 0,5 мм, 1,0 мм, 1,5 мм от линии соединения в алюминии

На рис. 4 представлены распределения микротвердости после изгиба и последующей ТО при температуре 400 °C с выдержкой 4 ч. Анализ распределения микротвердости показал, что вблизи границы соединения магния и прослойки при изгибе с деформациями растяжения в АД1 индентором Ø20 мм микротвердость составляет 0,23 ГПа. На удалении 1,5 мм от зоны соединения в МА2-1 микротвердость составляет 0,34 ГПа, в АД1 – 0,22 ГПа. При степенях деформации $\varepsilon = 2$ % в магниевом слое формируются участки разупрочнения до 0,30 ГПа, а в алюминиевом – до 0,19 ГПа. При изгибе образца индентором Ø10 мм микротвердость вблизи границы MA2-1 – диффузионная прослойка не изменилась. На удалении 1,5 мм от зоны соединения MA2-1 – прослойка микротвердость по магниевому слою снизилась до 0,2 ГПа, по алюминиевому – увеличилась до 0,3 ГПа по сравнению с деформацией индентором Ø20 мм. При изгибе с деформациями растяжения в сторону MA2-1 индентором Ø10 мм микротвердость на границе соединения MA2-1 – прослойка составила 0,4 ГПа, на расстоянии 1,5 мм от зоны соединения по слою АД1 – 0,15 ГПа, по MA2-1 – 0,35 ГПа.

Таким образом, анализ распределения микротвердости алюминия АД1 и магниевого сплава МА2-1 показал, что на различном расстоянии от зоны соединения наблюдаются участки локального разупрочнения при малых степенях деформации $\varepsilon = 20$ %. Изменение микромеханических свойств происходит за счет образования диффузионных зон.

Изменение содержания элементов в сформировавшейся в процессе термической обработки при 400 °C диффузионной прослойке в сечении, перпендикулярном границе соединения, представлено на рис. 5. К слоям основных металлов композита (АД1 и МА2-1) примыкают зоны ограниченных твердых растворов Al(Mg) – участок I и Mg(Al) участок IV. Между ними формируется многослойная структура, включающая дальтонид β-Mg₂Al₃ с 60 ат.% Al (участок II) и бертолид у-Mg₁₂Al₁₇ с содержанием A1 от 52 до 58 ат.% (участок III) [5]. Значительные колебания химического состава вблизи границы с твердым раствором Mg(Al) (участок IV) объясняются сохранением не полностью гомогенизированного оплава. Анализ микроструктуры диффузия показал, что направлена в сторону слоя алюминия.





Рис. 5. Распределение элементов по толщине композита МА2-1-АД1

Выводы

 Экспериментально и методами математического моделирования изучено распределение деформации при различных условиях изгиба магниево-алюминиевого композита.

2. Получены зависимости распределения микротвердости после отжига при 400 °C в течение 4 ч от деформации изгиба. При малых степенях деформации ($\varepsilon = 2$ %) в магниевоалюминиевом композите наблюдаются участки разупрочнения неустановленной природы.

3. В процессе отжига на границе соединения формируется многослойная диффузионная структура, которая включает твердые растворы Al(Mg) и Mg(Al) и интерметаллиды (дальтонид β-Mg₂Al₃ и бертолид γ-Mg₁₂Al₁₇). Анализ микроструктуры показал, что диффузия направлена в сторону алюминия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Композиционные переходники : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев. – ВолгГТУ. – Волгоград : РПК «Политехник», 2007. – 328 с.

2. *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.

3. *Трыков, Ю. П.* Деформация слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич. – ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.

4. Гуревич, Л. М. Влияние деформации изгиба на микромеханические свойства композита системы магнийалюминий, полученного сваркой взрывом / Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. А. Пономарева, Е. В. Мирошникова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013 – (Серия «Проблемы материаловедения, прочности и сварки в машиностроении»). – С. 35–40.

5. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник: В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1996. – 992 с.

УДК 621.77.014: 519.876.5

Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, С. А. Булаева, С. П. Писарев МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ КАТАНКЕ ПРИ ПРОКАТКЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано методом моделирования с помощью пакета *SIMULIA/Abaqus* деформирование и изменение толщины покрытия при прокатке круглой биметаллической катанки сталь 45+12X18H10T по схеме квадрат-овал-круг.

Ключевые слова: сталь, катанка, прокатка, покрытие, сердечник, деформация, моделирование, метод конечных элементов.

Deformation and change of coating thickness by rolling rolled bimetallic wire from steel 45+12Cr18Ni10Ti by scheme squared-oval-round with simulation using the package SIMULIA/Abaqus was studied.

Keywords: steel, rolled wire, rolling, cover, core, deformation, simulation, finite element method.

Биметаллическая коррозионностойкая проволока с основным слоем из углеродистой стали и плакирующим слоем из нержавеющей стали применяется для производства высоконагруженных канатов, пружин и других изделий, обладает высокими служебными свойствами. Ранее была исследована геометрия поперечного сечения биметаллической проволоки углеродистая сталь+12X18Н10Т, полученной волочением катанки [1]. Биметаллическую катанку изготавливали на Волгоградском металлургическом заводе «Красный Октябрь» совместной горячей прокаткой на стане 450-2 в семь проходов по существующей калибровке ромбквадрат, преимуществом которой является менее интенсивное остывание углов полосы и всего сечения в целом. В дальнейшем на проволочном стане 260 прокатку проводили в семнадцать проходов по калибровке валков овалквадрат, включающей обжимную, черновую, две промежуточных и чистовую группы. Преимуществом этой системы калибров является возможность прокатки с большими коэффициентами вытяжки и, следовательно, сохранением температуры прокатываемого металла. Дальнейший передел катанки на проволоку проводили волочением на Волгоградском сталепроволочно-канатном заводе (ныне Волгоградский завод ОАО «Северсталь-Метиз»).

Исследования [1] показали, что для биметаллической проволоки сталь 45+12X18H10T характерно формирование развитой геометрически неоднородной границы соединения разнородных сталей: толщина плакирующего нержавеющего слоя в поперечном сечении относительно оси симметрии неравномерна, граница соединения стали сплошная, без разрывов. Формирование сложного контура границы раздела слоев объяснялось неравномерностью деформации, а также переполнением калибров на начальной стадии прокатки из-за несоответствия размеров поперечного сечения исходной сборной заготовки существующей калибровке валков ромб-квадрат.

Целью работы являлась проверка методом моделирования возможности получения относительно постоянной толщины плакирующего слоя при рекомендуемых в технической литературе методах расчета профилирования ручьев валков прокатного стана.

Для моделирования были выбраны три прохода по системе калибровки квадрат-овалкруг, обеспечивающей высокую геометрическую точность раската [2] при переходе от круглого проката Ø66 к круглому прокату Ø50. Размеры ручьев (рис. 1) рассчитывались по методике, приведенной в [3]: размер предчистового однорадиусного овала определялся по графикам, исходя из радиуса чистового круга. Для размера A стороны предовального квадрата использовали эмпирическую зависимость от диаметра d чистового круга для круглой стали средних и больших диаметров A = (1,05-1,1) d.

Катающий диаметр калибра выбирался равным 600 мм.

Успешная верификация упругопластической модели с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте пластической деформации слоев и алгоритмов расчетов, положенных в ос-нову программного комплекса *SIMULIA*/*Abaqus* [4, 5],

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках базовой части государственного задания № 2014/16 проект 1183 и грантов РФФИ 13-08-00066_а и 13-08-97025 р_поволжье_а



Рис. 1. Размеры ручьев в моделируемых валках (в последовательности)

позволяет использовать их для трехмерного (3D) моделирования процесса прокатки биметаллического образца по выбранным переходам. В трехмерной модели трех проходов прокатки (рис. 2) вращающиеся с заданной угловой скоростью валки принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми определяло обжатие композита. Коэффициент трения между вращающимися с угловой скоростью 6,28 рад/с валками и поверхностью стали 12Х18Н10Т в соответствии с [6] принимали f = 0,2. Перемещение прокатываемой заготовки производилось за счет сил трения и под действием используемого в прокатных станах натяжения. Размер стороны кубической ячейки сетки выбирался равным 1,5 мм, что обеспечивало достаточную точность при приемлемом времени расчета. Прочность связи между слоями соответствовала прочности наименее прочного элемента пары.



Рис. 2. Схема 3D-модели трех проходов прокатки

Комплекс SIMULIA/Abaqus использует вводимые пользователем зависимости между деформацией и пределами текучести материалов слоев композита. При горячей прокатке, когда процессы наклепа и рекристаллизации протекают параллельно с различными скоростями, для расчета зависимости предела текучести о-т величины деформации использовали кинетические кривые деформационного упрочнения стали 45 и 12Х18Н10Т [6]. При этом сопротивление деформации о рассчитывается в зависимости от различных значений температуры *t*, скорости *u* и степени деформации є по формуле

$$\sigma = \sigma_{\rm og} k_t k_{\rm e} k_{\rm u}, \, ,$$

где σ_{oa} — базисное значение при средних параметрах (t = 1000 °C, u = 10 с⁻¹, $\varepsilon = 0,1$), k_t , k_ε , k_u температурный, деформационный и скоростной коэффициенты, определяемые для сталей по графикам, приведенным в [6]. Величину средней скорости деформации определяли по формуле

$$u_{\rm cp} = \frac{v_1}{l} \cdot \frac{\Delta h}{h_0} \, ,$$

где v_1 – скорость выхода металла из валков; l – горизонтальная проекция дуги захвата; h_0 – высота сечения металла перед входом в валки.

Контуры заготовки и распределение суммарных деформаций по осям *X*, *Y* и *Z* в среднем сечении фрагмента катанки по результатам моделирования показаны на рис. 3, 4 и 5.



Рис. 3. Распределение деформаций РЕ_X, РЕ_Y и РЕ_Z в среднем сечении фрагмента катанки после первого прохода



Рис. 4. Распределение деформаций РЕх, РЕу и РЕг в среднем сечении фрагмента катанки после второго прохода



Рис. 5. Распределение деформаций РЕх, РЕу и РЕг в среднем сечении фрагмента катанки после третьего прохода

На втором проходе наблюдалось некоторое переполнение ручьев с выдавливанием части металла в зазоры между буртами калибров, приводящее к увеличению в этой зоне толщины покрытия из коррозионностойкой стали. Однако после третьего прохода овал – круг различия в толщинах покрытия по контуру катанки не превышали 8–10 %.

Вывод

Моделирование процесса прокатки биметаллической катанки сталь 45+12Х18Н10Т по схеме квадрат-овал-круг при переходе от круглой стали Ø66 к круглой стали Ø50 показало, что использование рекомендуемых в технической литературе методов расчета профилирования ручьев валков прокатного стана позволяет достичь достаточно стабильной толщины коррозионностойкого покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Исследование структурно-механической неоднородности биметаллической проволоки /

Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, С. А. Булаева, М. Н. Журавлев, В. И. Фролов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 10(48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – С. 138–142. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 2).

2. Бахтинов, Ю. Б. Разработка калибровки валков клети для горячей прокатки круглых прутков малых сечений / Ю. Б. Бахтинов, О. Ю. Ильин, Ю. Н. Макеев // Производство проката. – № 7. – 2005. – С. 21–33.

3. Литовченко, Н. В. Калибровка валков сортовых станов / Н. В. Литовченко, Б. Б. Диомидов, В. А. Курдюмов. – М. : Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1963. – 639 с.

4. Гуревич, Л. М. Моделирование процессов деформрования слоистых титаноалюминиевых композитов в процессе изгиба / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 11–15.

5. Гуревич, Л. М. Исследование неравномерности деформации при прокатке биметалла титан-алюминий / Л. М. Гуревич, В. М. Волчков, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев, А. И. Богданов // Производство проката. – 2013. – № 8. – С. 24–28.

6. *Третьяков, А. В.* Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: Справочник / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М. : Металлургия, 1973. – 224 с.

УДК 669.716:621.785

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов, А. А. Чешева, В. П. Кулевич ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЫ, СФОРМИРОВАННОЙ В ПРИСУТСТВИИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ НА МЕЖСЛОЙНОЙ ГРАНИЦЕ МЕДНО-ТИТАНОВОГО КОМПОЗИТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследованы структура и фазовый состав диффузионной зоны, сформированной в присутствии жидкой фазы на межслойной границе медно-титанового композита, полученного сваркой взрывом. *Ключевые слова*: фазовый состав, интерметаллиды, контактное плавление.

Structure and phase composition of diffusion zone, formed in the presence of a liquid phase at the boundary of an interlayer of copper-titanium composite produced by explosion welding was investigated.

Keywords: phase composition, intermetallics, contact melting.

В работах [1–4] показано, что нагрев слоистых металлических композитов систем (Ni-Al, Ti-Al, Ti-Cu и др.) выше температуры эвтектического превращения приводит к одновременному протеканию двух процессов – плавления и реактивной диффузии. В результате на границе раздела слоев формируется диффузионная зона, структура и фазовый состав которой контролируется температурно-временными условиями термообработки (TO).

Целью настоящей работы являлось исследование фазового состава диффузионной зоны, полученной при нагревах слоистых композитов системы Ti-Cu выше температуры эвтектического превращения.

Материалы и методы исследования

Проведенные авторами статьи исследования показали, что контактное плавление в системе Ti-Cu начинается при температуре выше 900 °C (рис. 1). Поэтому исследование структуры и свойств межслойной границы сваренного взрывом биметалла медь М1 (4 мм)+титан ВТ1-0 (4 мм) проводили после его ТО 900 – 980 °С с различными временами выдержки.

Размер диффузионной зоны определяли с помощью микроскопа OLYMPUS BX 61 на грани шлифа, нормальной к поверхности раздела. В каждом случае проводили не менее 20 измерений, что позволило получить величину ошибки \pm 0,4мкм.

Измерения микротвердости проводили по стандартной методике на приборе ПМТ-3 под нагрузкой 50 грамм.

Рентгеновские съемки выполняли на дифрактометре ДРОН-3 в излучении медного анода. Расшифровку дифрактограмм проводили путем сравнения полученных значений межплоскостных расстояний с табличными данными картотеки ASTM для каждой из фаз.



Рис. 1. Микроструктура зоны соединения в биметалле М1+ВТ1-0 после ТО при температуре 850 (*a*) и 880 °С (*б*), 1ч и 900 °С (*в*), 5 мин (x500)

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены результаты экспериментальных данных, отражающих зависимость толщины диффузионной зоны от режимов нагрева. Их анализ показывает, что с увеличением времени выдержки прослойка растет до тех пор, пока весь титановый слой не трансформируется в диффузионную зону. Интенсивность взаимодействия определяется, в основном, температурой нагрева.

^{*} Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418).



Рис. 2. Влияние режимов ТО на размер диффузионной зоны, образующейся на границе титан-медь.

Структура диффузионной зоны в ее поперечном сечении неоднородна (рис. 3, 4). У границы с титаном значения твердости в среднем в полтора раза выше, чем у границы с медью

(рис. 5). При переходе от одной структурной составляющей к другой наблюдается достаточно большой разброс значений микротвердости (до 0,8 ГПа).



б (x100)

в (x50)

Рис. 3. Микроструктура диффузионной зоны в биметалле M1+BT1-0 после TO 900 °C в течение 15 (a), 30 (б) и 60 (в) мин



Рис. 4. Микроструктура диффузионной зоны в биметалле М1+ВТ1-0 после ТО в течение 15 мин при температуре 920 (а), 940 (б), 960 (в) и 980 °С (г) (х50)



Рис. 5. Распределение микротвердости в поперечном сечении диффузионной зоны (от меди к титану)

Сопоставление массовой доли прореагировавших компонентов (оценивали по изменению толщины соответствующего слоя) с диаграммой состояния Ti-Cu [5] позволило в первом приближении оценить фазовый состав диффузионной зоны. Результаты такой оценки представлены в таблице. Их анализ свидетельствует о том, что состав диффузионной зоны должен меняться в зависимости от температурно-временных режимов TO.

Температура, °С	Время,	Исходная толщина, мм	Прореагировави	ие компоненты	Cu / Ti,	danan ii aaaman
	мин		Си, мм	Ті, мм	об.%	Фазовыи состав
	15		0,87	0,086	91/9	$(Cu) + TiCu_4$
900	30	4+4	0,959	0,196	83/17	$TiCu_2 + TiCu_4$
	60		0,497	1,49	25/75	$\alpha Ti + Ti_2Cu$
920	15		1,453	0,484	75/25	$TiCu_2 + TiCu_4$
940	15		2,0	0,985	67/33	$Ti_2Cu_3 + TiCu_4$
960	15		1,598	1,802	47/53	$Ti_3Cu_4 + TiCu$
980	15		1,548	2,052	43/57	$Ti_3Cu_4 + Ti_2Cu_3 + TiCu$

Оценка фазового состава по количеству прореагировавших компонентов

Расшифровка дифрактограмм после рентгеновской съемки со стороны диффузионной зоны, механически отделенной от слоя титана, показала, что структура и фазовый состав диффузионной зоны зависят от температурно-временных режимов ТО. Так, после ТО (900 °C) в составе диффузионной зоны идентифицируются линии, соответствующие интерметаллидам TiCu, TiCu₃ и TiCu₄, а при 960 °C – Ti₃Cu₄, TiCu, TiCu₃ и TiCu₂ (рис. 6).



Рис. 6. Дифрактограммы, полученные после съемки с поверхности диффузионной зоны, после TO 900 (*a*) и 960 °C (*δ*) в течение 15 мин

Вывод

Диффузионное взаимодействие в присутствии жидкой фазы приводит к исчезновению сформировавшегося при сварке взрывом на границе раздела титанового и медного слоев волнового профиля и формированию на поверхности меди интерметаллидного покрытия, структура и фазовый состав которого определяются температурно-временными режимами термообработки и массовой долей прореагировавших компонентов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Kundu. S.* Diffusion bonding of commercially pure titanium to 304 stainless steel using copper interlayer / S. Kundu, M. Ghosh, A. Laik, K. Bhanumurthy, G. B. Kale, S. Chatterjee // Materials Science and Engineering - 2005 (A 407). - P. 154–160.

2. Bratanich. T. I. Kinetics of destructive hydrogenation of Ti2Cu and TiCu intermetallides / T. I. Bratanich, V. V. Skorokhod, and O. V. Kucheryavyi // Powder Metall. Met. Ceram – 2010, $N_{\rm D}$ 6. – P. 330–338.

3. *R. K. Shiue, S. K. Wu, C. H. Chan*, and *C. S. Huang*: Infrared braz-ing of Ti–6Al–4V and 17-4 PH stainless steel with a nickel barrier layer. Metall. Mater. Trans. A37,2207 (2006).

4. Шморгун, В. Г. Формирование структуры диффузионной зоны СИК системы Ni-Al в присутствии жидкой фазы / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, В. Н Арисова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(78) / Волг-ГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 5). – С. 11–14.

5. *Lee, M. K.* Strong bonding of titanium to copper through the elimination of the brittle interfacial intermetallic / M.K. Lee, J.G. Lee, J.K. Lee, J.J. Park, G.J. Lee, Y.R. Uhm, and C.K. Rhee // J. Mater. Res., Vol. 23, No. 8, Aug 2008. – P. 2254–2263.

УДК 621.7-97

Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков, М. Д. Трунов ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛА АД1-стальСТ3*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние энергии W_2 , а также термической обработки на структуру, твердость и химический состав границы соединения сваренного взрывом сталеалюминиевого композита. Установлено, что при отжиге композита при 500 °C в образующемся после сварки взрывом оплаве со стороны стали в результате диффузии атомов железа возникает слой интерметаллида Fe₂Al₅, способствующий росту твердости оплава. *Ключевые слова*: слоистые металлические композиты, сварка взрывом, интерметаллид, оплав, термическая обработка.

The article presents the study on the effect of the energy of plastic deformation W_2 as well as heat treatment on the microstructure, hardness and chemical composition of the bond of explosion welded steel/aluminum composite. The research revealed the formation of Fe₂Al₅ intermetallic layer in the areas of molten zones formed after explosion welding adjacent to steel boundary during the heat treatment at 500 °C which resulted in the growth of the microhardness value of the molten zones.

Keywords: laminated metal composites, explosion welding, intermetallics, heat treatment.

Введение

Сталеалюминиевые композиты находят применение благодаря сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости, а также возможности значительного удешевления конструкции. Из них изготавливают переходные элементы для соединения сварных конструкций корпуса и надстроек в судостроении [1], токоподводов в электролизерах при производстве алюминия; в химической промышленности алюминиевые резервуары футеруют нержавеющей сталью; в космических аппаратах используются в качестве термокомпенсационных систем [3].

Наиболее эффективными способами получения композитов алюминий-сталь являются прокатка и сварка взрывом [2, 3], однако ведутся активные исследования по жидкофазным методам получения [4]. При сварке взрывом алюминия и стали основной проблемой является выбор режимов, исключающих появление хрупких интерметаллидных включений и прослоек, которые обладают низкими механическими свойствами и значительно снижают работоспособность композиционного материала [5]. При этом сварка на режимах, исключаю-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках базовой части государственного задания № 2014/16 проект 1183 и грантов РФФИ 13-08-00066 а и 13-08-97025 р поволжье а

щих образование интерметаллидов, может привести к формированию дискретных включений оплавленного металла, которые не оказывают значительного влияния на свойства материала.

Снижению работоспособности биметалла алюминий-сталь может способствовать нагрев, создающий условия для образования и роста интерметаллидных прослоек [2, 3, 5, 6]. Такие условия возникают при соединении сваркой плавлением элементов конструкций с помощью сталеалюминиевых переходников или при длительном пропускании тока через сталеалюминиевые соединения токоподводов в электролизерах в алюминиевом производстве.

Целью данной работы было изучение структуры и свойств оплавов, возникающих на границе соединения при сварке взрывом алюминия и стали на различных режимах, а также их эволюции при последующей термической обработке.

Материалы и методы исследований

Для проведения исследований сваркой взрывом по угловой схеме был получен сталеалюминиевый (алюминий АД1 + сталь Ст3) композиционный материал. Примененная схема и режимы сварки позволили реализовать при соударении пластин различные кинетические энергии, затраченные на пластическую деформацию прилегающих к контактирующим поверхностям слоев металла (W_2) [7] в диапазоне от 1,8 до 2,2 МДж/м². Образцы подвергали термообработке в печи типа СНОЛ при 350 °С в течение 1, 3, 5 и 10 ч, а также при 500 °С в течение 1 ч.

Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 стандартным методом восстановленного отпечатка (ГОСТ 9450–76) при нагрузке 0,2 Н. Исследования химического состава прослоек и оплавов производили на электронном сканирующем микроскопе Versa-3D. Металлографические исследования вели на оптическом микроскопе Olympus BX-61.

Результаты и обсуждение

После сварки взрывом, в зависимости от энергии W_2 , выделено несколько типов структуры. В диапазоне $W_2 = 1,8-1,85$ МДж/м² формируется соединение, свободное от оплавов или с незначительным их количеством: толщина 2–3 мкм, относительная протяженность не более 5 % (рис. 1, *a*). Твердость алюминия и стали в зоне максимального упрочнения (ЗМУ), возникающей при CB, составила 0,6 и 2,7 ГПа соответственно (рис. 3, таблица).



Рис. 1. Структура СКМ алюминий-сталь после сварки взрывом: $a - W_2 = 1,8 \text{ МДж/м}^2; \ \delta - W_2 = 2,2 \text{ МДж/м}^2$

Повышение энергии W_2 до 1,9–2,2 МДж/м² приводит к интенсивному образованию оплавов на границе соединения (рис. 1, δ), толщина которых достигает 50–60 мкм, относительная протяженность – до 65 %, твердость оплавов 3,1–3,2 ГПа (рис. 4). Оплавы имеют однородную структуру, на некоторых участках наблюдается образование усадочных трещин, возникших из-за высокой скорости охлаждения при кристаллизации (рис. 1, δ).

Отжиг при 350 °С в течение 1, 3, 5, 10 ч приводит разупрочнению ЗМУ в стали, твердость которой последовательно понижается до 1,3– 1,4 ГПа. Заметного влияния на диффузионные процессы в зоне соединения не установлено, толщина и протяженность оплавов, образовавшихся при сварке взрывом, визуально не изменились (рис. 2). Термическая обработка приводит к постепенному росту твердости оплавов с 3,1–3,2 ГПа после сварки взрывом – до 5,1– 5,2 ГПа после отжига в течение 5 ч, дальнейшее увеличение времени термической обработки до 10 ч роста твердости оплава не вызывает. Такой характер изменения микротвердости связан с диффузионными процессами, протекающими в оплаве – образованием новых интерметаллидных фаз, обладающих высокой твердостью.



Рис. 2. Структура СКМ алюминий-сталь после отжига при 350 °С в течение 1 (a), 3 (б), 10 (в) ч и при 500 °С течение 1 ч (г)



Рис. 3. Распределение микротвердости в биметалле АД1-стальСт3 после СВ и отжига при 350 °С

Увеличение температуры нагрева до 500 °C заметно ускоряет диффузионные процессы, что приводит к росту непрерывной диффузионной прослойки твердостью до 5 ГПа вдоль границы соединения.

Оплавы, образующиеся при сварке взрывом в системе алюминий-сталь, как правило, представляют собой включения алюминия, имеющего низкую температуру плавления [6], но, как показали измерения, микротвердость оплавленных участков после сварки взрывом и термической обработки оказалась намного выше, чем у АД1, что связано с тем, что несмотря на скоротечность сварки взрывом расплавленный алюминий успевает растворить какой-то объем железа, что полностью соответствует современным представлениям о формировании оплавов в соединениях с металлами, температура плавления которых значительно превышает ликвидус алюминия [8].



Рис. 4. Зависимость твердости оплавов от времени выдержки при 350 °С

	НУ, ГПа							
зона измерения	После СВ	350 °С, 1 ч	350 °С, 3 ч	350 °С, 5 ч	350 °С, 10 ч	500 °С, 1 ч		
Оплав	3,1-3,2	4,3–4,4	5,0-5,1	5,1-5,2	5,1-5,2	5,0-5,1		
ЗМУ со стороны стали	2,6–2,7	2,3–2,4	2,0,2,1	1,7–1,8	1,3–1,4	1,6–1,7		
ЗМУ со стороны алюминия	0,6–0,5	0,3–0,4	0,3–0,4	0,3–0,4	0,3–0,4	0,3–0,4		

Микротвердость СКМ алюминий-сталь

Полученное СЭМ-изображение оплава после сварки взрывом (рис. 5, *a*) показывает, что его структура представляет собой мелкодисперсную (размер частиц смеси – 0,5–3,0 мкм) механическую смесь пересыщенного твердого раствора железа в алюминии с включениями интерметаллида FeAl₃. EDS-анализ образца после CB выявил атомное соотношение между алюминием и железом в оплаве равным 9 к 1 (рис. 5, *б*).

Характер изменения твердости оплава при термической обработке (рис. 4) подтверждает предположение, что при сварке взрывом в оплаве возникает перенасыщенный раствор железа в алюминии. Термическая обработка при 350 °С вызывает его старение, которое сопровождается дисперсионным твердением и ростом последовательным ростом твердости оплава при выдержке до 5 ч.

EDS-анализ интерметаллидной прослойки, полученной после нагрева композита до 500 °C в течение 1 ч, показал, что термическая обработка вызывает активную диффузию атомов железа в оплав, образовавшийся при сварке взрывом, в результате чего образуется дополнительная диффузионная прослойка со стороны стали (рис. 6, *a*). Распределение химических элементов (рис. 6, *б*) позволяет ее идентифицировать как интерметалид Fe₂Al₅. В то же время в зоне, прилегающей к алюминию, соотношение компонентов осталось таким же, как и при сварке взрывом, т. е. представляет собой смесь твердого раствора железа в алюминии и интерметаллида FeAl₃.



Рис. 5. СЭМ-изображение (a) и распределение химических элементов (δ) в оплаве после сварки взрывом



Рис. 6. СЭМ-изображение (*a*) и распределение химических элементов (б) в оплаве после диффузионного отжига при 500 °С, в течение 1 ч

Выводы

1. Определено, что структура оплавов, образующихся при сварке взрывом биметалла алюминий-сталь, представляет собой эвтектику из пересыщенного твердого раствора на основе алюминия и включений интерметаллидной фазы размерами 0,5–3 мкм и обладающей твердостью до 2,6–2,7 ГПа.

2. Показано что выдержка, биметалла алюминий-сталь при температуре 350 °С, длительностью до 10 ч не вызывает значительных изменений структуры и свойств основных слоев композита при любых значениях W_2 . Термическая обработка при 350 °С приводит к повышению твердости оплавов на границе соединения, что связано с дисперсионным твердением и образованием в них твердых интерметаллидных фаз.

3. Установлено, что термическая обработка при 500 °С приводит к диффузии железа в оплав с формированием со стороны стали интерметаллидной прослойки Fe₂Al₅твердостью 5,0–5,1 ГПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ушков, С. С. Создание сварных сталеалюминиевых корпусных конструкций / С. С. Ушков, А. В. Баранов, В. И. Павлова, Е. П. Осокин // Вопросы материаловедения. – 2006. – № 1(45). – С. 79–91.

2. *Трыков, Ю. П.* Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М. : Металлургиздат, 2004. – 230 с.

3. Рябов, В. Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений : монография / В. Р. Рябов. – М. : Металлургия, 1975. – 288 с.

4. Ковтунов, А. И. Исследование процессов смачивания стали алюминием при производстве слоистых композитов / А. И. Ковтунов, С. В. Мямин, Т. В. Чермашенцева // Сварочное производство. – 2011. – № 3. – С. 8–11.

5. *Mousavi, A.* Effects of Operational Parameters and Heat treatments on the Aluminum-Steel Explosively Welded Composite Plates / A. Mousavi, A. A. Dashti, A. Halvaee // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 264–265. – P. 223–228.

6. *Tricarico, L.* Effects of heat treatments on mechanical properties of Fe/Al explosion-welded structural transition joints / L. Tricarico, R. Spina, D. Sorgente, M. Brandizzi // Materials & Design. – 2009. – Vol. 30, no. 7. – Р. 2693–2700. 7. *Лысак, В. И.* Сварка взрывом : монография / В. И. Лы-

 Лысак, В. И. Сварка взрывом : монография / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М. : Машиностроение-1, 2005. – 544 с.

8. Лысак, В. И. Деформационно-энергетические аспекты процесса сварки взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев, Е. А. Чугунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 3). – С. 4–15.

УДК 669.716:621.785

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Р. В. Семенов, С. А. Абраменко ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ТРЕХСЛОЙНОГО КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Сu-AI ПРИ СТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМООБРАБОТКЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе исследована возможность интенсификации процесса получения Cu-Al слоистого интерметаллидного композита за счет применения двухступенчатой термообработки. Исследована структура и распределение микротвердости полученных образцов.

Ключевые слова: слоистый интерметаллидный композит, медь, алюминий, термообработка, структура, микротвердость.

Work studies intensification of diffusion processes in Copper-Aluminum intermetallic composites, achieved by using high temperature heat treatment. It includes study of microstructure and micro hardness.

Keywords: layered intermetallic Composite, copper, aluminum, heat treatment, microstructure, microhardness.

Слоистые интерметаллидные композиционные материалы (СИК) на основе системы Cu-Al – одно из перспективных направлений современного материаловедения. Эти композиты обладают высокой жаропрочностью и износостойкостью, имеют низкую тепло- и электропроводность [1].

Медно-алюминиевые СИК изготавливают с помощью комплексной технологии, включа-

ющей сварку взрывом, прокатку и термообработку (ТО). Определяющим фактором при формировании структуры СИК является термообработка (диффузионный отжиг), в ходе которой происходит формирование интерметаллидных прослоек [2]. Для получения прослоек необходимой толщины отжиг проводят в течение 10– 60 ч при температуре ниже температуры эвтектического превращения [3].

Целью данной работы является исследование возможности интенсификации диффузионных процессов при получении трехслойных

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (13-08-00066_а и 13-08-97025 р_поволжье_а) и Министерства образования и науки РФ

медно-алюминиевых СИК за счет применения двухступенчатой ТО выше температуры эвтектического превращения.

Материалы и методы исследования

Для исследования использовали сваренные взрывом образцы состава АД1+М1+АД1 после холодной прокатки. Образцы подвергали двухступенчатой ТО: отжиг при 570 °С в течение 3 ч + повторный отжиг при 700 и 800 °С продолжительностью от 5 до 180 мин. В связи с присутствием легкоплавкой эвтектики (температура образования последней 547 °С) использовалась защитная обмазка, состоящая из водного щелочного раствора силиката натрия Na₂O (SiO₂)_n и порошка Al₂O₃ в соотношении 1/4. Исследования микроструктуры проводили с использованием программно-аппаратного комплекса оптического микроскопа *Olympus BX61*. Замеры микротвердости выполняли на приборе ПМТ-3 методом восстановленного отпечатка при нагрузке 0,5 Н.

Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ показал, что отжиг при 570 °С в течение 3 ч (рис. 1, a, δ) приводит к образованию между слоями меди диффузионной зоны с ярко выраженной дендритной структурой в ее центральной части. Утонение меди при ТО незначительно. Микротвердость прослоек со стороны меди около 10 ГПа, центрального слоя 4–8 ГПа (рис. 2).

Отжиг при 700 °C (рис. 3) приводит к отслоению медных слоев (рис. 3, δ) и образованию трещин по всему сечению алюминиевого слоя.



Рис. 1. Микроструктура образца после ТО при 570 °C, 3 ч: l – медный слой; 2 – диффузионная зона; a – \times 50; δ – \times 500



Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном сечении образцов после ТО – 570 °C, 3 ч (1) и последующей ТО при 700 °C в течениеи: 5 мин (2); 15 мин (3); 1 ч (4) и 3 ч (5)

а





Рис. 3. Микроструктура Cu-Al образцов после отжига при 700 °C, 5 мин: *а* – алюминиевый слой (×100); *б* – граница соединения (×500)

Повторный отжиг при 700 °С продолжительностью от 5 до 180 мин (рис. 4) приводит к значительной интенсификации диффузионных процессов, росту интерметаллидных прослоек со стороны меди, уменьшению и выравниванию общего уровня микротвердости до 4,5 ГПа (рис. 2). После пятиминутного отжига дендритная структура в алюминиевом слое (рис. 1, *a*) замещается равноосными зернами (рис. 4, *a*). С увеличением времени выдержки происходит их укрупнение (рис. 4, *б*, *в*). При выдержке 60 мин на границе с медью к двум сформированным после первого отжига прослойкам добавляется еще одна (рис. 4, в). При этом толщина медного слоя снижается, вплоть до полного исчезновения (рис. 4, г). При малых временах выдержки (5–15 мин) на распределении микротвердости в поперечном сечении образцов наблюдаются точки со значительным отклонением от среднего значения в пределах одной прослойки (рис. 2), что свидетельствует о высокой степени неоднородности структуры. С ростом времени выдержки отклонение от среднего уменьшается, что можно объяснить гомогенизацией структуры.



Рис. 4. Микроструктура Cu-Al образцов после ТО 570 °C, 3 ч + 700 °C в течение: 5 мин (*a*); 15 мин (*b*); 1 ч (*b*); 3 ч (*c*), где *l* – медный слой; 2 – диффузионная зона. ×50



Рис. 5. Микроструктура Cu-Al образцов после TO 570 °C (3ч) + 800 °C в течение: a - 5 мин; $\delta - 10$ мин; $\epsilon - 15$ мин; c - 20 мин. ×100

Повторный отжиг при 800 °C в течение 5 мин (рис. 5) приводит к полному растворению медных слоев и образованию литой структуры твердостью 5–6 ГПа.

Вывод

Повторный отжиг трехслойного медно-алюминиевого композита при 700 °С после первичного по режиму 570 °С (180 мин) значительно интенсифицирует диффузионные процессы и приводит к замене преимущественно литой структуры многослойной с четко выраженными границами раздела.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Влияние высокотемпературной термообработки на структуру и свойства медно-алюминиевого слоистого интерметаллидного композита / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко, С. П. Писарев // Конструкции из композиционных материалов. – 2007. – № 2. – С. 37–42. 2. Yu. P. Trykov, O. V. Slautin, V. N. Arisova, V. G. Shmor-

2. Yu. P. Trykov, O. V. Slautin, V. N. Arisova, V. G. Shmorgun and I. A. Ponomareva. Effect of Technological Factors on the Diffusion Kinetics in the Copper – Aluminum Composite // Russian Journal of Non – Ferrous Metals. – 2008. – Vol. 49, No. 1, pp. 42–48.

3. *Трыков, Ю. П.* Кинетика роста диффузионных прослоек в биметалле медь-алюминий, полученном по комплексной технологии / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин // Перспективные материалы. – 2003. – № 3. – С. 83–88. УДК 621.77.014: 519.876.5

А. И. Плохих^{*}, С. В. Путырский^{**}

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

*Москва, МГТУ им. Н. Э. Баумана **ФГУП ВИАМ

e-mail: plokhikh@bmstu.ru

Приведены результаты моделирования процесса прокатки многослойного материала У8+08Х18Н10 с использованием среды *ANSYS Workbench* и модуля *Explicit Dynamics*.

Ключевые слова: сталь, многослойный композит, прокатка, моделирование, метод конечных элементов, деформация.

Results of simulation by rolling multilayerd composite steel80+12Cr18Ni10Ti using the ANSYS Workbench and Explicit Dynamics package SIMULIA/Abaqus are shown.

Keywords: steel, rolling, simulation, finite element method, deformation.

Актуальной научно-технической задачей машиностроения остается снижение габаритновесовых 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 техники является использование новых нетрадиционных материалов, характерной особенностью которых является наличие градиентной структуры. К их числу можно отнести новый класс конструкционных металлических материалов, получаемый 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. Главным преимуществом при этом является реализация в деталях машин высоких значений эксплуатационных характеристик, достижение которых при использовании монометаллических материалов оказывается невозможным.

Наряду с известным результатами по получению материалов с субмикро- и наноструктурой на основе слаборастворимых друг в друге гетерогенных составляющих исходных композиций [1-5] вызывает также интерес возможность использования подобных технологических схем для получения гомогенных материалов, созданных на основе одного металла. Одним из хорошо известных способов является накопительная прокатка (ARB-метод) [6], который, по мнению авторов, можно отнести к одной из схем измельчения зеренной структуры с помощью ИПД. Отличительным признаком этих материалов является микроструктура деформации со «сверхтонкими зернами» размером ~ 200 нм, которые разделены между собой большими угловыми границами. Реализация этой схемы на низкоуглеродистых сталях, прокатанных при температурах 500 и 600 °C, приводит к получению субмикрокристаллической структуры с размером зерен 0,5-1,5 мкм и менее, что является результатом протекания динамической полигонизации и рекристаллизации [7, 8].

Другим подходом в решении этой задачи является реализация схемы многоцикловой пакетной прокатки композитных заготовок, созданных на основе сталей с различным кристаллическим строением (рис. 1).



Рис. 1. Схема технологического процесса

Одно из важных преимуществ метода заключается в том, что номенклатуру используемых сплавов существенным образом можно расширить при использовании в качестве основного вида обработки горячую прокатку. В этом случае деформирование можно проводить в таком интервале температур, в котором исходные составляющие композитной заготовки имеют разные типы кристаллических решеток. Другим отличием данного метод от методов основанных на ИПД, является температура, при которой проводится деформация, которая значительно превышает температуру рекристаллизации сплавов, составляющих композицию многослойного материала.

Применение разработанного технологического маршрута позволяет получать заготовки полосового сортамента шириной 100 мм, толщиной от 2 до 10 мм, с суммарным количеством слоев от 100 до 2500. Микроструктура материала имеет ламинарное строение, которое можно характеризовать как попеременно чередующиеся между собой слои как в продольном, так и поперечном сечении заготовки, имеющие близкий химический состав и разделенные между собой большими угловыми границами, с толщинами слоев от 100 до 0,8 мкм. Дополнительное использование холодной пластической деформации позволяет получать в ламинарных материалах некоторых составов слои толщиной 100–200 нм [9, 10].

Вместе с тем синтез подобных материалов является задачей достаточно сложной. Требуется учет многих факторов, оказывающих влияние как на процесс формирования ламинарной структуры на стадии горячей прокатки, так и на ее стабильность, включая межслойную диффузию легирующих элементов [11]. Одним из главных условий, позволяющих наследовать исходное ламинарное строение первичной заготовки от одного технологического цикла к другому, является предотвращение структурной перекристаллизации на межслойных границах. В отличие от традиционных многослойных материалов (би-, триметаллов и др.), в которых образование общих зерен на границах раздела приветствуется, в материалах с ламинарной структурой этот процесс является недопустимым. Нарушение регулярного расположения слоев вследствие исчезновения высокоугловой разориентировки между ними делает невозможным постепенное утонение слоев деформацией прокатки.

Одной из характерных особенностей процесса получения многослойных металлических материалов является наблюдаемый эффект значительного увеличения сопротивления дефор-

мации при прокатке, по сравнению с аналогичными значениями, полученными на монозаготовках с полиэдрическим строением структуры. Было установлено, что при одинаковых деформационных, температурных и скоростных параметрах процесса, силы прокатки многослойного образца, состоящего из 100 чередующихся слоев стали 08кп и У8, на 50 % превышают силы прокатки образца состоящего из такого же количества слоев стали У8, и более чем на 100 % равного по размерам монолитного образца из той же стали [12]. Похожий эффект был обнаружен и в работе [8] при реализации ARBметода на стали 09Г2С. Было, в частности, установлено, что на первой стадии обработки по мере увеличения количества слоев (от 2 до 4) резко возрастает давление прокатки. При дальнейшем увеличении числа слоев (от 4 до 8) давление прокатки постепенно повышается, а после 4-го прохода (16 слоев) незначительно снижается. Это является тем более любопытным, что температура прокатки в обоих случаях отличалась существенно. Если прокатка по технологии ARB проводилась при 600 °C, и это проявление было объяснено как протекание сложных процессов эволюции в дислокационной субструктуре стали при различных режимах многопроходной пакетной прокатки, то композитные заготовки прокатывались в аустенитном состоянии при температуре 1100 °С в условиях активной динамической рекристаллизации.

Необходимо отметить, что это явление может оказывать негативное влияние на процесс получения таких многослойных материалов на последующих технологических циклах, когда суммарное количество слоев в заготовке превышает несколько тысяч. В этом случае может наблюдаться такой технологический брак, как раскрытие заготовки вследствие недостаточной проработки сечения по высоте (рис. 2).



Рис. 2. Раскрытие многослойной заготовки

Причиной увеличения сопротивления деформации при прокатке композитных заготовок, видимо, является формирование особого вида структуры, известной как «бамбуковая», которая формируется на заключительных стадиях первого технологического цикла и наследуется на втором цикле изготовления (рис. 3).



Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения многослойного образца композиции 08Х18Н10+У8: *а* – первый технологический цикл, толщина заготовки 2 мм; *б* – второй технологический цикл, толщина заготовки 10 мм

При этом, если на первом цикле изготовления в толщине отдельного слоя может находиться несколько зерен, то на заключительной стадии второго технологического цикла это чаще всего одно зерно, имеющее одну кристаллографическую ориентировку (рис. 4)*.



Рис. 4. Восстановленная карта ориентировок кристаллитов в слоях образца многослойной композиции 08X18H10+У8. Расцветка слоев соответствует раскраске инверсного треугольника

При этом слои отделены друг от друга большими угловыми границами с разориентировкой не менее 15°, и в пределах каждого слоя кристаллографическая ориентировка практически не изменяется и не превышает 5°.

Исследование механических свойств многослойных материалов различного состава (представлены в таблице) показало, что если ламинарное строение сохраняется на заключительной стадии второго технологического цикла, то наблюдается устойчивое сохранение пониженных значений модуля упругости в направлении прокатки, по сравнению со значениями исходных составляющих многослойной композиции. Обращает на себя внимание также резкое снижение характеристик пластичности многослойного материала при проведении испытаний на растяжении образцов в том же направлении.

^{*} Исследования проведены канд. хим. наук С. Н. Петровым.

Материал	Е, ГПа	σ _{0,2} , МПа	$\sigma_{B}, M\Pi a$	δ, %	ψ, %	HB
Многослойный образец У8+08Х18Н10, горячая прокатка при 1000 °С, 1-й цикл	150	560	960	7	44	110
Многослойный образец У8+08Х18Н10, горячая прокатка при 1000 °C, 2-й цикл	180	880	1470	4	18	450
У8-закалка от 780 °C, отпуск при 400 °C	209	1230	1420	10	37	370-470
08Х18Н10 закалка от 1020-1100 °С	196	205	510	40	70	170

Механические свойства сталей и многослойного материала композиции У8+08Х18Н10

На основании сказанного можно предположить, что по мере утонения ламинарных слоев в многослойном материале происходит повышение жесткости материала заготовки в нормальном направлении по отношению к направлению прокатки. Причиной этому является, в первую очередь, локализация пластического течения в отдельных слоях вдоль направления прокатки ввиду сохранения большой угловой разориентировки между ними, а также формирование ориентированной структуры в пределах каждого зерна, находящегося в слое. Дополнительным фактором является также увеличение общего количества межслойных границ с повышением номера технологического цикла. В общем виде изменения можно проиллюстрировать рис. 5.

Для анализа предложенной модели было решено использовать метод конечно элементного моделирования с использованием программных пакетов ANSYS и LS-Dyna, учитывая, что последняя из программ была разработана для решения задач, предусматривающих значительные пластические деформации [13,14]. Метод конечного элемента включает различные подходы, в которых для определения напряжения, деформации и перемещения материал условно разбивают на отдельные элементы, соединенные в узловых точках [15]. Применение такого подхода даст возможность комплексно оценить влияние структурных и технологических факторов на поведение многослойного материала при пластической деформации.

В качестве первого физического условия моделирования была принята гипотеза о неразрывной связи между отдельными слоями. Это подтверждают результаты исследований, проведенных с помощью оптической и электронной микроскопии, а также данные микродифракционного анализа, которые показывают, что межслойные границы являются сплошными и имеют большую угловую разориентировку.



Рис. 5. Схема изменения строения слоев:
a – первый технологический цикл;
δ – второй технологический цикл

Другим физическим условием моделирования является предположение о протекании динамической рекристаллизации при высокотемпературном деформировании, при котором материал не испытывает деформационного упрочнения. Это позволяет выбрать для моделирования упругопластическую модель поведения материала, однако подобное допущение справедливо только на первом технологическом цикле, пока сохраняется поликристаллическое строение слоев.

Для создания расчетной модели и построения конечноэлементной сетки в работе использовались средства среды ANSYS Workbench и модуль Explicit Dynamics (LS-Dyna export), который позволяет создать командный файл, содержащий информацию о модели для запуска расчета. При этом каждый слой создавался независимо и лишь затем объединялся в единую многослойную заготовку. Это обеспечило возможность создания межслойной связи и назначение индивидуальных прочностных и пластических характеристик каждому слою.

Первичные расчеты, проведенные для сравнения напряженно-деформированного состоя-

ния, возникающего при прокатке монолитной и многослойной заготовок, показали, что напряжения в сечении заготовок распределены неодинаково (рис. 6). Можно видеть, что слои в многослойной заготовке с заданным более низким пределом текучести стремятся быть выдавленными из очага деформации. Если бы это происходило, то напряжения в более твердом материале не достигали бы предела текучести. Однако выдавливания мягкого материала не происходит, поскольку этому препятствует материал, находящийся вне очага, обеспечивая подпор. В результате этого в многослойном материале вне зоны деформации формируются сжимающие напряжения.



Рис. 6. Распределение напряжений в очаге деформации заготовок: *а* – монолитная заготовка; *б* – многослойная заготовка

Нужно отметить, что на данном этапе модель поведения материалов выбиралась максимально упрощенной, однако программа имеет возможность учета, в том числе и деформационного упрочнения. Это можно делать посредством задания материалу отдельного слоя функциональной зависимости значений предела текучести от величины пластической деформации. Причем эта зависимость может быть различной по осям координат заготовки, что можно интерпретировать как анизотропию свойств материала, в том числе в пределах отдельного слоя. Дополнительной особенностью используемой программы является возможность проведения связанного термомеханического расчета, который учитывает дополнительный разогрев при прокатке, теплопередачу между валками и окружающей средой, что также поможет оценить величину и распределение напряжений в поперечном сечении многослойной заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Копань, В. С. Об электросопротивлении и механических свойствах многослойных композиций на основе меди и алюминия / В. С. Копань, А. В. Лысенко // ФММ. – 1970. – 29. – № 5. – 1075 с.

2. *Майборода, В. П.* Свойства тонкослойного проката сталь-медь / В. П. Майборода, В. С. Копань // Изв. АН СССР. Металлы. – 1973. – № 3. – С. 132–136.

3. B. Huang, K. N. Ishihara, P. H. Shingu / Materials Science Letters, 20, 1669 (2001).

4. K. Yasuna, M. Terauchi, A. Otsuki, K. N. Ishihara and P. H. Shingu, Mat. Sci. Engg. A, 285, 412 (2000).

5. *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. – № 1. – 2004. – С. 48–53.

6. 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.

7. Коджаспиров, Г. Е. Получение ультрамелкозернистого листа из ультранизкоуглеродистой стали пакетной прокаткой / Г. Е. Коджаспиров, С. В. Добаткин, А. И. Рудской, А. А. Наумов // МиТОМ. – 2007. – № 12. – С. 13–16.

 Рудской, А. И. Перспективные технологии изготовления листового проката с ультрамелкозернистой структурой / А. И. Рудской, Г. Е. Коджаспиров, С. В. Добаткин // Металлы. – 2012. – № 1. – С. 88–92.

9. 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.

10. *Табатчикова, Т. И.* Структура и свойства многослойного материала на основе сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки / Т. И. Табатчикова, А. И. Плохих, И. Л. Яковлев, С. Ю. Клюева // ФММ. – 2013. – Т. 114. – № 7. – С. 633–646.

11. Плохих, А. И. Исследование влияния диффузионной подвижности легирующих элементов на стабильность структуры многослойных металлических материалов / А. И. Плохих, Д. В. Власова, О. М. Ховова, В. М. Полянский // Наука и образование: электронное научно-техническое издание. – 2011. – № 11. – Страница размещения: http://technomag.edu.ru/doc/262116.html

12. Колесников, А. Г. Прокатка стального многослойного материала / А. Г. Колесников, А. И. Плохих, А. С. Шинкарев, М. О. Миронова // Заготовительные производства в машиностроении. – 2013. – № 8. – С. 39–43.

13. LS-Dyna keyword user's manual. LSTC, 2007.

14. LS-Dyna theoretical manual. LSTC, 2006.

15. *Унксов, Е. П.* Теория пластических деформаций металлов / Е. П. Унксов, У. Джонсон, В. Л. Колмогоров. – М. : Машиностроение, 1983. – 598 с.

УДК 621. 787.5

В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, Г. В. Понкратова О ВЛИЯНИИ АЛИТИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ Ст3

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: omd@vstu.ru

Методами энергодисперсионного анализа в алитированной по принятому температурному режиму углеродистой стали Ст3 выявлена очередность интерметаллических фаз в направлении от основы к поверхности. Определены механические свойства алитированной стали и характер разрушения поверхностного слоя в интервале температур 600–1000 °C.

Ключевые слова: алитирование, диффузионный слой, механические свойства, микротвердость, покрытие, граница раздела, энергодисперсионный анализ, интерметалличесая фаза, трещины.

Methods of energy dispersive analysis in alteromonas adopted temperature carbon steel St3 identified the sequence of intermetallic phases in the direction from the basics to the surface. Defined mechanical properties alteromonas steel and character of destruction of the surface layer in the temperature range 600–1000 °C.

Keywords: litrovaya, diffusion layer, mechanical properties, hardness, surface and the boundary, energy dispersive analysis, intermetallides phase, the cracks.

Диффузионное насыщение поверхностных слоев стали различными металлами является эффективным средством защиты от воздействия рабочей среды. Работоспособность изделий во многом определяется физико-механическими свойствами защитных покрытий. Глубина диффузионного слоя колеблется в пределах 0,02-0,8 мм, что позволяет рассматривать такие материалы как композиционные. При создании композиции основа – покрытие необходимо оценить влияние наносимого покрытия на свойства с целью прогнозирования поведения конструктивных элементов при эксплуатации. Одним из важнейших качеств защитных покрытий является пластичность, характеризующая их сопротивляемость развитию трещин в процессе деформации.

Имеющиеся данные [1, 2] говорят о противоречивом влиянии диффузионных покрытий

на механические свойства защищаемой основы. Нанесение диффузионного покрытия сопровождается трансформированием структуры и возникновением в покрытии и переходной зоне внутренних напряжений, значительное влияние на уровень которых могут оказывать свойства диффундирующих атомов насыщающих элементов. Напряженное состояние покрытия и его физико-механические свойства, определяющие условия возникновения и развития различного рода дефектов в процессе эксплуатации, зависят от состава и температурного режима нанесения покрытия.

Известно [3] снижение окалиностойкости алитированных низкоуглеродистых сталей с повышением температуры эксплуатации из-за уменьшения концентрации алюминия в поверхностном слое в связи с диффузией в основной металл, в отличие от алитированных высоколегированных сталей, где эффект алитирования проявляется наиболее заметно при высоких температурах. При этом поверхностный слой должен обладать удовлетворительной вязкостью и пластичностью и не разрушаться при небольших деформациях.

Целью работы являлось исследование изменения фазового состава по толщине алитированного слоя в стали Ст3, определяющего в значительной мере механические и эксплуатационные свойства изделий.

Материалы и методы исследования

Алитирование образцов из стали Ст3 с квадратной рабочей частью размерами 3×3 мм осуществляли в порошкообразной смеси, содержащей 49,5 % масс. Al + 49,5 % масс. Al₂O₃ + 1 % масс. NH₄Cl. Температурный режим алитирования: отжиг при 400 °C в течение 1,5 ч; насыщение при 900 °C в течение 5 ч; диффузионный отжиг при 950 °C в течение 2 ч.

Термическую обработку образцов без покрытия осуществляли по температурному режиму алитирования, но без использования активных засыпок. Характеристики прочности и пластичности исходной и алитированной стали Ст3 при температурах 600, 800 и 1000 °C определяли на установке ИМАШ-9-66, дополнительно снабженной устройствами для измерения и регистрации деформаций и усилий в условиях одноосного растяжения. Погрешность измерения деформации и усилий составляла ± 1 и ± 2 % соответственно.

Нагрев образцов в установке ИМАШ-9-66 осуществляли радиационным способом, обес-

печивающим по сравнению с прямым пропусканием электрического тока большую однородность температурного поля у образцов со слоями различной электропроводности, а также устранение локализации температуры по мере развития шейки при разрушении.

Микроструктуру образцов исследовали на материаловедческом агрегатном микроскопе *Olympus BX-66* при увеличениях от ×50 до ×500 с фиксированием изображения цифровой камерой DP-12. Обработка цифровых фотографий для определения толщин слоев и соотношения площадей структурных составляющих проводилась на ПЭВМ с использованием пакета программ AnalySis GmbH. Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузках 0,5 и 1,0 Н. Распределение химических элементов по толщине зоны упрочнения определяли в режиме EDS (энергодисперсионного анализа) на двухлучевом сканирующем электронном микроскопе Versa 3D DualBeam LowVac компании FEI (США).

Результаты и их обсуждение

Температура испытания оказывала влияние на механические характеристики образцов из стали Ст3 (см. таблицу). Из таблицы следует, что прочность алитированных образцов при температуре 600 °С на 22,2 % выше прочности исходных образцов из стали Ст3. С повышением температуры испытания относительный вклад диффузионного слоя в прочность уменьшается и при температуре 1000 °С временное сопротивление разрыву образцов с диффузионным покрытием становится ниже, чем исходных.

Марка	Состояние	Временное сопротивление разрыву, об, МПа			Относительное удлинение δ, %			Относительное сужение ψ, %		
стали	ооразца	600 °C	800 °C	1000 °C	600 °C	800 °C	1000 °C	600 °C	800 °C	1000 °C
C-2	Без покрытия	135,0	44,8	30,0	65,0	52,0	41,0	88,3	80,0	71,5
Cr5	С покрытием	165,0	46,3	27,0	25,0	52,0	77,0	14,5	17,4	85,9

Механические свойства исходной и алитированной стали Ст3 при растяжении

Примечание. Химический состав: 0,15–0,17 % C; 0,105–0,113 % Si; 0,56–0,58 % Mn; 0,2 % Cr; 0,21–0,25 % Ni; 0,3–0,7 % Al; 0,015–0,05 % Cu.

Нанесение диффузионного покрытия сопровождается возникновением внутренних напряжений в покрытии и переходной зоне основы в связи с различием модулей упругости, коэффициентов температурного расширения элементов композиции и различием в объемах исходного металла и формирующейся в нем диффузионной зоны. По данным [1], при алитировании в поверхностном слое появляются остаточные напряжения сжатия величиной 800–1500 МПа, что и может повысить прочность образцов с покрытием.

Исследование пластичности материалов с покрытием и без него показало, что деформационная способность исходных образцов из стали Ст3 при температуре 600 °С выше, чем алитированных. С увеличением температуры испытания до 1000 °С наблюдается повышение пластичности образцов с диффузионным покрытием, в отличие от исходных образцов. Снижение пластичности образцов из стали Ст3 без покрытия, возможно, связано с ослаблением механической связи между зернами в результате внутреннего окисления границ при предварительной термической обработке в окислительной атмосфере (по данным [4], механические характеристики при статическом растяжении образцов из близкой по химическому составу углеродистой стали при температуре 1000 °С составляют $\sigma_b = 43$ МПа, $\delta = 79$ % и $\psi = 98$ %).



Из графика изменения микротвердости по глубине диффузионного слоя алитированной стали СтЗ (рис. 1) следует, что максимальная твердость достигается на поверхности образца, по мере удаления от поверхности твердость падает. При этом непосредственно у границы раздела нет резкого скачка микротвердости, что говорит о несущественности различия прочностных свойств покрытия и основы вблизи границы раздела в отличие, например, от биметалла сталь 45+12X18H10T в состоянии после отжига, где индекс сравнения значений микротвердости составляет $i_c = 3,6$ [5]. Следует отметить некоторую зигзагообразность границы раздела, возникающую при формировании алитированного слоя. Колебания микротвердости основного слоя (стали Ст3) связаны с наличием в ее структуре зерен феррита и перлита.

Распределение химических элементов (Fe, Al, Si) по глубине алитированного слоя представлено на рис. 2. Анализ полученных результатов, диаграммы состояния сплавов Al-Fe [6] и данных других авторов по структурному составу алитированного слоя [2] позволил предположить следующее чередование интерметаллических фаз. К границе раздела примыкает α-твердый раствор Fe_a(Al), в котором при комнатной температуре растворяется до 12 % ат. Al, а при температуре насыщения 900-950 °С до 27-29 % ат. Al. На расстоянии примерно одной трети по глубине слоя от поверхности образцов располагается твердый раствор на базе интерметаллида Fe₃Al со средним содержанием алюминия 25 % ат., к которому слева и справа примыкают так называемые зоны расслаивания твердого раствора К₁ и К₂ переменной концентрации. Алюминид Fe₃Al и зоны K₁ и K₂ образовались в результате трансформации при охлаждении высокотемпературного твердого раствора α₂ (FeAl). В поверхностных слоях алитированной стали, где содержание алюминия достигает 50 %, располагается интерметаллид FeAl, в котором вблизи границы с зоной K₂ расположена цепочка диффузионных пор, формирование которых можно объяснить эффектом Френкеля – образованием пористости вблизи границ контакта двух твердых веществ в результате возникновения в одном из них избыточных вакансий, вызванных неравенством коэффициентов взаимной диффузии [7].



Рис. 2. Диаграммы распределения элементов системы Al-Fe по глубине образцов из алитированноой стали Cт3, разрушенных при температурах 600 °C (*a*) и 1000 °C (*б*)

Обычно диффузионные поры обнаруживаются вблизи поверхности раздела со стороны легкоплавкого элемента, так как преимущественный поток вакансий направлен в сторону более подвижного элемента, обладающего меньшей теплотой испарения. В нашем случае диффузионные поры расположены в интерметаллиде, температура плавления которого существенно выше, чем у железа. Это объяснимо значительными различиями в прочностных характеристиках: по мнению Я. Е. Гегузина [7], условия зарождения диффузионных полостей могут изменяться, если компоненты диффузионной пары в условиях эксперимента обладают существенно различными механическими свойствами, что оправдывает возникновение полостей в компоненте, из которого направлен вакансионный поток, если он обладает повышенной хрупкостью.

Согласно рис. 1 и данным [8], микротвердость интерметаллических фаз Fe₃Al и FeAl в состоянии после отжига составляет примерно 3,4-4,0 и 4,8-5,4 ГПа соответственно, что значительно выше микротвердости исходных компонентов (алюминия и железа) и оказывает дополнительное влияние на механические свойства стали при изменении температуры. С повы-шением температуры микротвердость интерметаллических фаз заметно снижается [8]: уже при 600 °С микротвердость FeAl составляет 0,4 ГПа, т. е. снижается более чем в 10 раз по сравнению с комнатной температурой. Однако алитированный слой остается хрупким, что объясняется большой толщиной слоя алюминидов и уве-личением объема железа при насыщении алюминием.

На рис. 3 показан характер разрушения алитированного слоя стали Ст3 при принятых температурах испытания. Данные таблицы и рис. 3, *а* говорят о том, что разрушение при 600 °C носит хрупкий характер. Трещины зарождаются на поверхности образца и первоначально развиваются по пути, соответствующему хрупкому разрушению от действия растягивающих напряжений. Достигая на определенной глубине алитированного слоя с удовлетворительной вязкостью, трещины тормозятся, и дальнейшее их развитие определяется сдвиговыми процессами от действия максимальных касательных напряжений по площадкам, преимущественно наклоненным под углом 45° к оси образца (рис. 4). Наблюдаемое упрочнение при температуре 600 °С может быть связано с повышением числа действующих систем скольжения у границы раздела, что всегда приводит к повышению интенсивности упрочнения [9].

Разрушение алитированной стали Ст3 при температуре 1000 °С носит вязкий характер (рис. 3, δ). С повышением температуры упрочнение быстро снимается, множественный характер скольжения у границы раздела приводит к увеличению пластичности алитированного образца. Диффузионный слой в этом случае не только не препятствует, а даже устраняет преграды выходу дислокаций из основного слоя на поверхность (уменьшает поверхностное натяжение, устраняет дефекты, способные отталкивать дислокации).

При насыщении алюминием происходит оттеснение углерода с поверхности вглубь стали, в результате чего под алитированным слоем в структуре стали резко увеличена объемная доля перлита. Анализ структуры разрушенного при 1000 °C образца алитированной стали Ст3 показал, что доля квазиэвтектоида вблизи границы раздела (рис. 3, δ) составляет 60 % (~0,48 % C), а в средней части образца – 42 % (~0,25 % C). Для сравнения, доля квазиэвтектоида вблизи границы раздела разрушенного при 600 °C образца стали (рис. 3, *a*) составляет 21 % (~0,17 % C), что соответствует среднему содержанию углерода в стали Ст3.



Рис. 3. Характер разрушения алитированного слоя стали Ст3 при температурах 600 °С (а) и 1000 °С (б)



Рис. 4. Торможение трещины в алитированном слое стали Ст3 в процессе деформации при температуре 600 °С, ×400

Для уточнения представлений о влиянии строения алитированного слоя на механические свойства сталей необходимо привлечение данных об условиях взаимодействия микрообъемов поверхностного слоя и переходной зоны алитированной стали в процессе деформации при принятых режимах испытаний.

Выводы

1. Методами энергодисперсионного анализа в алитированной по принятому температурному режиму углеродистой стали Ст3 выявлена следующая очередность фаз в направлении от основного слоя к поверхности: α -твердый раствор Fe_{α}(Al) \rightarrow Fe₃Al \rightarrow FeAl. В стали вблизи границы раздела наблюдается увеличение объемной доли перлита, образовавшегося в результате оттеснения в процессе алитирования углерода с поверхности вглубь металла. 2. Формирующиеся в хрупком поверхностном слое из фазы FeAl микротрещины тормозятся при переходе в слои с преобладанием более вязкого при температурах испытания интерметаллида Fe₃Al.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Похмурский, В. И. Некоторые аспекты прочности и пластичности сталей, подвергнутых диффузионному насыщению / В. И. Похмурский // Защитные покрытия на металлах: сб. ст. – Киев : Наукова думка, 1972. – Вып. 6. – С. 151–156.

2. Заблоцкий, В. К. Особенности влияния алитирования на структуру и свойства стали 10 / В. К. Заблоцкий, А. И Шимко // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2005. – № 6. – С. 33–36.

З. Минкевич, А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / А. Н. Минкевич. – М. : Машиностроение, 1965. – 491 с.

4. Пресняков, А. А. Пластичность технических сплавов : справочные материалы / А. А. Пресняков, В. А. Самойлов, В. В. Червякова. – Алма-Ата : Изд-во АН КазССР, 1964. – 220 с.

5. Даненко, В. Ф. О неоднородности деформации в переходной зоне биметалла углеродистая сталь-сталь 12Х18Н10Т / В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Г. В. Понкратова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 64–68.

Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1996. – 992 с.

7. Гегузин, Я. Е. Диффузионная пористость в металлах и сплавах / Я. Е. Гегузин // Успехи Физических Наук. – 1957. – Т. 61, вып. 2. – С. 217–239.

8. *Рябов, В. Р.* Алитирование стали / В. Р. Рябов. – М. : Металлургия, 1973. – 240 с.

9. Розенберг, В. М. Ползучесть металлов / В. М. Розенберг. – М.: Металлургия, 1967. – 276 с.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, А. О. Таубе, М. В. Клюшников, А. А. Чешева СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЕ НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА ПРИ ЖИДКОФАЗНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследован фазовый состав диффузионной зоны, полученной при нагревах слоистых композитов системы Al-Ni выше температуры эвтектического превращения. Выявлены механизм и кинетика взаимодействия никеля с расплавом алюминия.

Ключевые слова: диффузионная зона, алюминиды никеля, контактное плавление, жидкофазное взаимодействие.

The phase composition of the diffusion zone, obtained on heating layered composites of Al-Ni temperature above the eutectic transformation, was researched. The mechanism and kinetics of the interaction of nickel with molten aluminum was revealed.

Keywords: diffusion zone, nickel aluminides, contact melting, liquid-phase interaction.

^{*} Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418).

Известно [1–3], что добиться значительного увеличения интенсивности диффузионных процессов на межслойных границах слоистых композитов можно за счет проведения термообработки при температуре выше температуры эвтектического превращения, т. е. при так называемом контактном плавлении [1, 2], а также в присутствии жидкой фазы [3].

Целью настоящей работы являлось исследование фазового состава диффузионной зоны, полученной при нагревах слоистых композитов системы Al-Ni выше температуры эвтектического превращения.

Материалы и методы исследования

Исследование механизма и кинетики взаимодействия никеля с расплавом алюминия проводили, используя сваренный взрывом биметалл никель НП2+алюминий АД1 (4 + 4 мм). Металлографические исследования выполняли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «*Olympus BX61*» с фиксацией микроструктур цифровой камерой DP-12 при увеличении ×200. Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 0,2-1 Н. Для исключения растекания и окисления алюминиевого слоя термообработку образцов проводили в обмазке (жидкое стекло + тальк). Фазовый состав диффузионной зоны определяли электронно-оптическими исследованиями на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D.

Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ межслойной границы биметалла после его термообработки (TO) в условиях контактного плавления (640 °C) и в присутствии жидкой фазы (660 °C) показал, что ТО приводит к образованию на межслойной границе сплошной диффузионной зоны, состоящей из двух прослоек, разделенных четкой границей. Микротвердость прослойки со стороны никеля составляет 9,7 ГПа, со стороны алюминия – 7,5 ГПа (рис. 1). На кривых распределения элементов в сплошной диффузионной зоне (рис. 2, б) «площадки» с содержанием Al ~39,8 мас. % и ~56,3 мас. %, как следует из диаграммы состояния Al-Ni, соответствуют химическому составу интерметаллидов Ni₂Al₃ и NiAl₃. К сплошной прослойке со стороны алюминия примыкает зона расплава с включениями интерметаллида NiAl₃ (рис. 3, табл. 1).



Рис. 1. Микроструктуры диффузионной зоны после ТО при 640 (а, в) и 660 °С (б, г) и в течение 1 (а, б) и 10 ч (в, г)



Рис. 2. СЭМ-изображение диффузионной зоны после ТО 660 °С, 10 ч (а) и распределение Ni и Al в ее поперечном сечении (б)

Формирование ее структуры можно объяснить ростом и разрушением интерметаллида NiAl₃ при ТО под действием напряжений, возникающих вследствие различий в объемах прореагировавшего никеля и интерметаллида.

Слой NiAl₃, входящий в состав сплошной диффузионной зоны, находится в условиях сложного напряженного состояния с напряжениями, увеличивающимися по мере ускорения его роста. В связи с низкой пластичностью NiAl₃ после достижения критической толщины, и, следовательно, критических напряжений, слой может подвергнуться трещинообразованию и разрушению. Отделившиеся от слоя фрагменты оголяют новую поверхность, по которой химическая реакция возобновляется.



Рис. 3. Определение элементного состава объектов по точкам после ТО при 660 °С в течение 10 ч

Зона		цержание Al		Фала			
анализа (рис. 3)	мас. %	ат. %	Возможная ошибка, %	мас. %	ат. %	Возможная ошибка, %	Фаза
1	58,11	75,12	5,11	41,89	24,88	2,86	NiAl ₃
2	58,97	75,77	5,06	41,03	24,23	2,86	NiAl ₃
3	100	100	0,69	-	-	_	Al

Результаты микроанализа химического состава

Выделенная на реакционной поверхности теплота экзотермической реакции формирования NiAl₃ увеличивает температуры продуктов реакции и контактирующего с ними расплава алюминия, что приводит при 640 °C к росту столбчатых кристаллов (рис. 1, a, δ), возникновению градиента температур и конвективных потоков расплава. Циркулирующие потоки расплава в восходящем направлении транспортируют от зоны реакции отделившиеся фрагменты NiAl₃, последние растворяются в жидком алюминии и при последующем охлаждении формируются в виде отельных включений в алюминиевой матрице по обычному механизму кристаллизации (рис. 1, e, c).

Повышение температуры и времени ТО приводит к интенсификации процесса роста и разрушения интерметаллида NiAl₃ и увеличению объемного содержания интерметаллидных включений в закристаллизовавшемся расплаве алюминия (рис. 4).


емную долю фрагментов NiAl₃ в алюминиевой матрице

Выводы

1. В результате взаимодействия никеля с расплавом алюминия при термообработке сваренного взрывом биметалла никель НП2+Алюминий АД1 структура закристаллизовавшегося расплава является матричной с дисперсными интерметаллидными включениями NiAl₃ в твердом растворе на основе алюминия. Со стороны

УДК 621.791

никеля к нему прилегает сплошная диффузионная зона, состоящая из двух прослоек алюминидов NiAl₃ и Ni₂Al₃.

2. Увеличение температуры и времени жидкофазного взаимодействия приводит к росту суммарной толщины сплошной диффузионной зоны и объемного содержания NiAl₃ в закристаллизовавшемся расплаве алюминия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Влияние высокотемпературной термообработки на структуру и свойства медно-алюминиевого слоистого интерметаллидного композита / В. Г. Шморгун [и др.] // Конструкции из композиционных материалов. – 2007. – № 2. – С. 37–42.

2. *Крашенинников, С. В.* Исследование кинетики процесса контактного эвтектического плавления в сваренных взрывом титано-медно-стальных композитах / С. В. Крашенинников [и др.] // Перспективные материалы. – 2005. – № 3. – С. 75–80.

3. *Гуревич, Л. М.* Структурообразование в титаноалюминиевых композитах в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич [и др.] // Журнал функциональных материалов. – 2008. – Т. 2. – № 4. – С. 153–157.

В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, А. О. Таубе, М. В. Клюшников ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В БИМЕТАЛЛЕ АЛЮМИНИЙ-НИКЕЛЬ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследована кинетика роста диффузионной зоны в сваренных взрывом соединениях алюминия АД1 с никелем НП2 и сплавом X20H80. Показано, что легирование никеля хромом приводит к интенсификации диффузионных процессов.

Ключевые слова: алюминий, никель, диффузионная зона, интерметаллиды.

The kinetics of growth of the diffusion zone in the explosion welded joints of aluminum AD1 with nickel alloy NP2 and H20N80. Shown, that alloying of nickel chromium leads to an intensification of the processes of diffusion. *Keywords*: aluminum, nickel, diffusion zone, intermetallic compounds.

Технология получения слоистых интерметаллидных композитов предусматривает сварку взрывом многослойных пакетов и их последующую прокатку на толщину, обеспечивающую после завершающей термообработки (TO) заданное объемное соотношение основных и образующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев [1]. По данным ранее выполненных исследований, добиться значительного увеличения интенсивности диффузионных процессов на межслойных границах слоистых композитов системы Al-Ni можно за счет проведения термообработки при температурах выше температуры эвтектического превращения, т. е. при так называемом контактном плавлении, а также в присутствии жидкой фазы [2].

Целью настоящей работы являлось исследование влияния хрома в составе никелевого сплава на скорость формирования диффузионной зоны (ДЗ) в слоистом композите системы Al-Ni.

Материалы и методы исследования

Сравнительное исследование температурновременных условий роста ДЗ в сваренных взрывом соединениях алюминия АД-1 с нике-

^{*} Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект 14-19-00418).

лем НП-2 и никелевым сплавом Х20Н80 включало: а) сварку взрывом биметаллических пластин суммарной толщиной 6 мм на режиме, обеспечивающем при разрывных испытаниях нормально границам соединений стабильное разрушение композиционных образцов при напряжениях 80-90 МПа; б) вырезку из полученных пластин образцов для нагревов размерами 10x10x6 мм; в) нагревы нескольких серий образцов в камерной печи с изменением в пределах каждой серии времени выдержки от 0,5 до 5 ч, а от серии к серии – температуры от 580 до 630 °C; г) приготовление из термообработанных образцов шлифов; д) определение на оптическом микроскопе «Olympus BX61» при 200-кратном увеличении толщины ДЗ.

Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 50 г.

Энергию активации роста ДЗ (E_p) рассчитывали по зависимости [3]:

$$E_{\rm p} = \frac{R \left[\ln(K_2) - \ln(K_1) \right]}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}},$$
 (1)





в

где K – параметр, характеризующий скорость роста ДЗ и пропорциональный коэффициенту диффузии, мкм²/с,

$$K = \frac{h_2^2 - h_1^2}{\tau_2 - \tau_1};$$
 (2)

 T_1 , T_2 – температуры нагрева, К; R – универсальная газовая постоянная, Дж/(моль·К); h_1 и h_2 – толщины ДЗ после выдержки в течение времени τ_1 и τ_2 при постоянной температуре нагрева.

Результаты и их обсуждение

Исследования показали, что рост ДЗ начинается с образования локальных участков, которые с повышением температуры и времени нагревов увеличиваются в размерах и срастаются в одну сплошную прослойку. Присутствующие на границе соединения после сварки взрывом алюминия АД1 с никелем НП2 и сплавом Х20Н80 участки оплавленного металла после нагревов в диапазоне температур 580–630 °С поглощаются ДЗ, которая растет по толщине с увеличением температуры и времени выдержки при ТО (рис. 1).





Рис. 1. Микроструктуры ДЗ в композитах НП2 + АД1(*a*, *s*) и Х20Н80 + АД1 (*б*, *г*) после ТО: *a*, *б* - 600 °C, 5 ч; *s*, *г* - 630 °C, 5 ч



Рис. 2. Микротвердость «темной» (1, 2) и «светлой» (3, 4) прослойки в составе ДЗ соединения АД1+НП2 (1, 3) и АД1+Х20Н80

а

Диффузионная зона в исследованных композитах состоит из двух прослоек: «темной» – со стороны никеля и «светлой» – со стороны алюминия. Однако микротвердость «темной» прослойки в композите X20H80+AД1 значительно выше, чем в НП2+AД1 (рис. 2), что свидетельствует о различиях в их фазовом составе.

Количественные результаты опытов представлены на рис. 3, *а* и б из которых видно, что для исследованных композиций скорость роста ДЗ следует параболическому закону

$$h^2 = K \cdot (\tau). \tag{3}$$





Металлографические исследования показали, что химический состав никеля оказывает значительное влияние на величину энергии активации роста ДЗ. Вычисленные по опытным данным значения E_p для композита АД1+Х20Н80 составили 166 КДж/моль, а для АД1+НП2 – 183 КДж/моль.

По нашему мнению, снижение E_p , а соответственно, и увеличение скорости роста ДЗ обусловлено повышенной энергией отдельных атомов, образующих систему Ni-Cr (твердый раствор) по сравнению с практически чистым никелем.

Преобразование известного уравнения Аррениуса [4] путем подстановки в него вычисленных по экспериментальным данным значений энергии активации роста ДЗ позволило выразить скорость роста ДЗ в сваренных взрывом соединениях никеля НП2 и сплава X20H80 с алюминием АД1 в следующем виде:

AД1+HП2
$$K = 9,74 \cdot 10^9 \cdot \exp\left(-\frac{1,83 \cdot 10^5}{RT}\right),$$
 (4)

АД1+X20H80
$$K = 4,1 \cdot 10^9 \cdot \exp\left(-\frac{1,66 \cdot 10^5}{RT}\right).$$
 (5)

Вывод

Легирование никеля хромом приводит к интенсификации диффузионных процессов в слоистом композите системы Al-Ni, изменению фазового состава и соотношения толщин прослоек, входящих в состав диффузионной зоны.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Научные основы проектирования и изготовления нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // Конструкции из композиционных материалов. – 2006. – № 4. – С. 133.

2. Шморгун, В. Г. Формирование структуры диффузионной зоны СИК системы Ni-Al в присутствии жидкой фазы / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, В. Н. Арисова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(78) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). – С. 11–13.

3. *Трыков, Ю. П.* Диффузионные процессы в биметалле титан-сталь / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Е. Ю. Епишин // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 4. – С. 85–89.

4. *Лариков, Л. Н.* Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – Машиностроение. – 1975. – 192 с.

Часть II 📃

ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762

С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, А. В. Шевцов ОСОБЕННОСТИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ПРЕССОВОК ИЗ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ И НИКЕЛЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv @ vstu.ru

Исследовано влияние давления высокоскоростного прессования и термической обработки на электрическое сопротивление композиционных материалов из смесей порошков карбида хрома, карбида титана, борида вольфрама и никеля. Установлено, что за счет изменения режимов прессования и последующей термической обработки можно существенно изменять температурные зависимости электрического сопротивления исследуемых материалов.

Ключевые слова: высокоскоростное прессование, композиционные материалы, никель, карбид хрома, карбид титана, борид вольфрама, термическая обработка, электрическое сопротивление.

The effect of high- pressure compaction and heat treatment on the electrical resistance of the composite materials from mixtures of powders of titanium carbide, chromium carbide , tungsten boride , and nickel. Found that by changing the mode pressing and subsequent heat treatment can significantly alter the temperature dependence of the electrical resistance of the materials studied.

Keywords: high-speed molding, composite materials, nickel, chromium carbide, titanium carbide, tungsten boride, thermal treatment, electrical resistance.

Композиционные материалы (КМ), состоящие из высокотвердых порошков карбидов боридов и других тугоплавких соединений и мягкой никелевой составляющей, широко используются в промышленности в качестве износостойких, жаростойких и электротехнических материалов. При их получении часто используют способы высокоскоростного прессования, например как в [1-4], однако в данное время пока еще очень мало сведений о влиянии режимов высокоскоростного прессования и последующей термической обработки (ТО) на электрические свойства таких материалов. В связи с изложенным в данной работе приведены результаты исследований влияния режимов высокоскоростного прессования и последующей (TO) на электрическое сопротивление (ЭС) КМ следующего состава: карбид хрома + никель (КМ № 1), карбид титана + никель (КМ № 2), борид вольфрама + никель (КМ № 3).

В исследованиях использовались порошки в состоянии поставки, без каких либо добавок. При получении всех КМ применяли порошок никеля (Ni) марки ПНЭ – 30–50 мкм с микротвердостью 1,30–1,50 ГПа. При получении КМ № 1 в качестве второй составляющей использовали порошок карбида хрома (Cr₃C₂) в количестве 20 % вес. со средним размером частиц 7–15 мкм, их микротвердость 10,4–20,2 ГПа.

При получении КМ № 2 использовали порошок карбида титана (TiC) в количестве 25 % вес. со средним размером частиц 8–12 мкм, с микротвердостью 15–30 ГПа; При получении КМ № 3 использовали порошок борида вольфрама (W₂B₅) в количестве 25 % вес. со средним размером частиц 5–10 мкм, имеющих микротвердость 25–26 ГПа.

Высокоскоростное прессование КМ также, как в работах [1–4], осуществляли на пороховой баллистической установке с внутренним диаметром ствола 50 мм. Для этого использовали свинцовые цилиндрические ударники массой 0,3 кг. Их скорость (V_{yg}) в проводимых опытах была в 500 и 550 м/с и контролировалась электроконтактным методом. Для прессования использовали схему по патенту [5]. Давление прессования рассчитывалось по методике [6]. При получении КМ № 1, 2 и 3 расчетное давление прессования при $V_{yg} = 500$ м/с было 1,8, 6,1 и 5,5 ГПа соответственно, а при $V_{yg} =$ = 550 м/с - 2,1, 8,1 и 7 ГПа соответственно. Диаметр прессовок был равен 30 мм.

ТО прессовок проводили в герметичных стальных ампулах в электрической печи при температуре 500, 600 и 700 °C в течение 1 ч, с последующим охлаждением с печью.

Температурные зависимости ЭС прессовок получали по методике, описанной в работе [4]. Предельная температура нагрева образцов составляла 250 °С. Измерение электрического сопротивления проводили по методу 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_o и в нагретом состоянии R_t , а затем определяли величину $\Delta R = R_t - R_o$, после чего строили зависимости $\Delta R/R_o$ от температуры (рис. 1–4). На всех представленных в статье рисунках кривые *1*, *2* соответствуют КМ № 1, 3, 4, КМ № 2, 5, 6 – КМ № 3. Кривые *1*, *3*, 5 относятся к КМ, полученным при $V_{ya} = 500$ м/с; *2*, *4*, 6 – 550 м/с.



Рис. 1. Температурные зависимости ЭС прессовок до ТО

Анализ полученных температурных зависимостей ЭС у КМ, не подвергнутых ТО (рис. 1), показал, что у КМ № 1 происходит непрерывный рост ЭС с повышением температуры (кривые 1, 2), у КМ № 2 – незначительное снижение (кривые 3, 4), а у КМ № 3 – значительное снижение (кривые 5, 6), при этом у КМ № 1 и № 2 увеличение скорости V_{ya} с 500 до 550 м/с практически не повлияло на ход экспериментальных кривых, а у КМ № 3 наибольшее снижение ЭС оказалось при $V_{ya} = 500$ м/с в интервале температур 150–250 °С.

После ТО, проведенной при 500 °С, произошло существенное изменение хода температурных зависимостей ЭС (рис. 2). У КМ № 1, полученного при $V_{yg} = 500$ м/с, выявлен заметный рост ЭС во всем исследованном интервале температур (кривая *1*). У той же композиции, полученной при $V_{yg} = 550$ м/с до температуры 110 °C обнаружено небольшое снижение ЭС, а при более высоких температурах – незначительный рост. У КМ № 2 (кривые *3*, *4*) наблюдается непрерывный рост ЭС вплоть до предельной температуры испытания 250 °C, причем ход кривых, полученных при разных режимах прессования, практически одинаковый.

У КМ № 3, полученного при $V_{yg} = 500$ м/с до 150 °С происходит незначительный рост ЭС (кривая 5), а при более высоких температурах ЭС практически не изменяется. У этого КМ, полученного при $V_{yg} = 550$ м/с, во всем интервале температур происходит интенсивный рост ЭС (кривая 6).



Рис. 2. Температурные зависимости ЭС прессовок после ТО при 500 °С

После ТО при 600 °С произошло кардинальное изменение хода температурных зависимостей ЭС (рис. 3). У КМ № 1 наблюдается непрерывное снижение ЭС как при $V_{ya} = 500$ м/с, так и при 550 м/с (кривые 1, 2). У КМ № 2, полученного при $V_{ya} = 500$ м/с, обнаружено увеличение ЭС с ростом температуры (кривая 3), а у этой же

композиции, полученной при $V_{yg} = 550$ м/с до температуры 150 °С, ЭС практически не изменяется, а при более высоких температурах происходит его снижение (кривая 4). У КМ № 3 наблюдается рост ЭС с повышением температуры (кривые 5, 6), причем более интенсивный у КМ, полученного при $V_{yg} = 550$ м/с (кривая 6).



Рис. 3. Температурные зависимости ЭС прессовок после ТО при 600 °С

После ТО при 700 °С также произошло изменение хода температурных зависимостей ЭС (рис. 4). У КМ № 1, как и после ТО при 600 °С, наблюдается непрерывное снижение ЭС как при $V_{ya} = 500$ м/с (кривая *I*), так и при 550 м/с (кривая 2), причем более интенсивное у КМ, полученного при $V_{ya} = 500$ м/с.

У КМ № 2, полученного при $V_{yg} = 500$ м/с, обнаружено увеличение ЭС с ростом температуры (кривая 3), а у этой же композиции, по-

лученной при V_{yg} = 550 м/с до 130 °C, ЭС растет, а при более высоких температурах происходит его интенсивное снижение (кривая 4). У КМ № 3 наблюдается рост ЭС с повышени-

ем температуры (кривые 5, 6), но менее интенсивный, чем у этого КМ после ТО при 600 °C, причем ход кривых 5 и 6 практически одинаковый.



Рис. 4. Температурные зависимости ЭС прессовок после ТО при 700 °С

Приведенные результаты исследований показывают, что термическая обработка всех исследованных КМ, полученных высокоскоростным прессованием, позволяет в весьма широких пределах изменять ход температурных зависимостей ЭС. Причиной указанных изменений ЭС, как показано в работах [1–4], могут быть релаксационные процессы, происходящие в составляющих исследуемых КМ, приводящие к существенным изменениям таких характеристик их тонкой структуры, как размеров областей когерентного рассеяния, уровня внутренних напряжений, а это оказывает влияние на изменение ЭС при повышении температуры КМ.

Выводы

 Установлено, что за счет изменения режимов прессования и последующей термической обработки можно весьма существенно трансформировать ход температурных зависимостей электрического сопротивления и получать при этом композиционные материалы, у которых электрическое сопротивление повышается с ростом температуры, со стабильным электрическим сопротивлением, не зависящим от температуры, а также со снижающимся электрическим сопротивлением с увеличением температуры, как у полупроводниковых материалов.

Выявленные возможности получения КМ с заданными температурными зависимостями

ЭС могут быть использованы при создании экономичных электрических устройств, электрических контактов и т. п.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. 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. – Вып. 6. – С. 73–76.

2. Писарев, С. П. Электрическое сопротивление и тонкая структура порошковых прессовок из ТіС 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. – Вып. 5. – С. 40–43.

3. Писарев, С. П. Влияние режимов прессования и термической обработки на электрическое сопротивление прессовок из порошков карбида хрома и никеля / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, А. В. Шевцов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 15 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – Вып. 8. – С. 43–46.

4. Писарев, С. П. Структура и свойства порошковых композиций из борида вольфрама и никеля после высокоскоростного прессования и термической обработки / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, А. В. Шевцов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 6 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – Вып. 7. – С. 44–46.

5. Пат. РФ № 2318632, МПК В22F 3/08, В23К 20/08. Способ получения изделий из порошков / Писарев С. П., Рогозин В. Д., Трыков Ю. П., Гуревич Л. М.; заявитель и патентообладатель ВолгГТУ. Опубл. 10.03. 08, Бюл. № 7.

6. *Рогозин, В. Д.* Взрывная обработка порошковых материалов : моногр. / В. Д. Рогозин ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.

УДК 678.743.41:621.9.044

Н. А. Адаменко¹, Л. Н. Игнатьева², Г. В. Агафонова¹, А. Э Герасимук¹, Г. А. Зверев² ИССЛЕДОВАНИЕ МОЛЕКУЛЯРНОЙ СТРУКТУРЫ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА ПОСЛЕ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ*

¹Волгоградский государственный технический университет ²Институт химии ДВО РАН

e-mail: mvpol@vstu.ru

Представлены результаты исследования молекулярной структуры политетрафторэтилена (ПТФЭ), подвергнутого взрывной обработке (ВО) при нагружении плоской ударной волной. Установлено, что ВО плоской ударной волной давлением 0,8–2,8 ГПа в целом не изменяет молекулярное строение ПТФЭ. Увеличение давления ВО привело к повышению дефектности структуры, укорачиванию основной цепи или разветвлению цепи с образованием боковых –СГ₃-групп.

Ключевые слова: взрывная обработка, политетрафторэтилен, молекулярная структура.

The research results of molecular structure of polytetrafluoroethylene (PTFE)) subjected with explosive treatment (ET) at loading of a flat shock wave were shown. Established that ET flat shock wave pressure 0,8–2,8 GPa in general does not change the molecular structure of PTFE. Pressure increasing of ET lead to increase of structural defects, shortening of the main chain or branching of chain to form lateral –CF₃-groups.

Keywords: explosive treatment, polytetrafluoroethylene, molecular structure.

Введение

Политетрафторэтилен (ПТФЭ, фторопласт-4, Ф-4) обладает уникальным сочетанием свойств (химическая стойкость, высокая термостойкость, низкий коэффициент трения, эластичность). Однако низкие значения прочности и износостойкости, высокая хладодекучесть сдерживают его более широкое применение. На современном этапе преодолеть технические недостатки ПТФЭ удается созданием его модифицированных форм [1].

Перспективной для фторполимеров и композитов на их основе является технология взрывной обработки (ВО), которая позволяет создавать ударные волны, распространяющиеся с высокой скоростью от поверхности нагружения в глубину образца [2], обеспечивая в обрабатываемом материале давления от 0,1 до 100 ГПа и температуры до тысячи градусов. В полимерных материалах, подвергнутых ВО, происходят различного рода структурные изменения, что приводит к появлению новых свойств. Так, исследования [3–6] показали возможность изменения структуры, тепло-, термостойкости, прочностных свойств полимеров.

В настоящей работе представлены результаты изучения влияния ВО на молекулярную структуру ПТФЭ. Исследования выполнены методами спектроскопии комбинационного рассеяния (КР), инфракрасной и рентгеноэлектронной спектроскопии (ИКС и РЭС).

Экспериментальная часть

Взрывная обработка порошка ПТФЭ (промышленной марки Ф-4А, ТУ 6-05-1999) осуществлялась плоской ударной волной, что приводит к многоволновому ударному нагружению обрабатываемого материала. В порошке вначале возникает первичная ударная волна, которая затем многократно отражается между пластиной-основанием и пластиной-ударником. В результате суммирования многих волн давление в обрабатываемом материале резко повышается [6]. Такой способ нагружения позволяет достичь более высокого давления при одновременном увеличении времени его воздействия, в отличие от более часто применяемых схем [3-6]. Учитывая протекающие одновременно тепловые процессы при ВО порошков-полимеров, можно ожидать более существенные изменения как в надмолекулярном строении, так и в химической структуре макромолекул, вызванные интенсивным воздействием, приводящим к возможности протекания механохимических реакций.

В настоящей работе представлены результаты исследования порошков ПТФЭ после ВО различной интенсивности. Взрывная обработка порошка ПТФЭ проводилась давлением в ударном фронте 0,8 и 2,8 ГПа и длительностью воздействия 80–100 мкс. Рассматривалось изменение молекулярного строения полимера с использованием методов ИК-, КР-спектроскопии и РЭС.

Элементный анализ изучался на микрозондовой энергодисперсионной приставке Thermo Scientific. ИК-спектры поглощения образцов регистрировались при комнатной температуре

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 13-03-00344, №13-03-97044.

на спектрометре IFS EQUUINOX 55S в области 4000-350 см⁻¹ с ошибкой регистрации частот не более 0,5 см⁻¹. Образцы перетирались до мелкодисперсного состояния и запрессовывались в таблетки с материалом КВг. Спектры комбинационного рассеяния снимались на конфокальном Raman микроскопе WiTec alpha500. Длина волны лазера – 531,8 нм, время накопления сигнала – 0,5 с, с усреднением по 10 спектрам, погрешность измерения – 4 см⁻¹. Рентгеноэлектронные спектры получены на сверхвакуумной установке фирмы Specs (Германия) с использованием 150 мм электростатического полусферического анализатора. Для ионизации применялось MgK_q-излучение. Калибровка спектров проводилась по ls-линиям углеводородов, энергия которых полагалась равной 285,0 эВ.

Результаты и их обсуждение

Исследование образцов методом ИКС показало, что ИК-спектры ПТФЭ (рис. 1) после ВО различной интенсивности очень схожи между собой, из чего следует, что в целом ВО ПТФЭ не привела к нарушению молекулярного строе-

ния. ИК-спектр типичен для промышленного политетрафторэтилена марки фторопласт-4 [8]. Материалы составлены из фторуглеродных (-CF₂-)_{*n*} цепей. Наиболее интенсивные полосы 1211, 1154 см⁻¹ характеризуют валентные колебания внутрицепочных – СF2-групп. Однако ВО образца ПТФЭ давлением 2,8 ГПа привело к заметному расщеплению полосы в области 1210-1250 см⁻¹, что можно связать с возрастанием интенсивности полосы при 1235 см⁻¹, которая в ИК-спектре исходного ПТФЭ и ПТФЭ после взрывной обработки давлением 0,8 ГПа едва обозначается как перегиб. Полоса при 1235 см⁻¹ характеризует колебания концевых -СF₃-групп, что свидетельствует в пользу предположения об укорачивании цепи полимера при более интенсивном воздействии.

В низкочастотной области ИК-спектров ПТФЭ, характеризующей надмолекулярную структуре полимера, наблюдаются широкие бесструктурные полосы в области 700–800 см⁻¹. Спектры в этой области совпадают, указывая на сохранение типа аморфности материала при ВО.



Рис. 1. ИК-спектры ПТФЭ после взрывной обработки давлением 0,8 ГПа (1) и 2,8 ГПа (2)

Спектры КР (рис. 2) исследуемых образцов идентичны между собой и КР спектром исходного ПТФЭ [7]. Это еще раз подтверждает сохранение спирально-цепочечного строения образцов. Никаких новых полос, например, вблизи 1350 и 756 см⁻¹, которые характеризовали бы колебания концевых – CF₃-групп [8], в спектрах КР не наблюдалось. Это, однако, не опровергает предположения, сделанного выше на основании анализа ИК-спектров. Дело в том, что в спектре КР эти колебания (в соответствии с правилами отбора) малоинтенсивны и проявляются только в случае очень короткоцепочечных молекул.



Рис. 2. Спектры комбинационного рассеяния ПТФЭ после взрывной обработки давлением 0,8 ГПа (1) и 2,8 ГПа (2)

Исследования РЭС подтверждают наличие всех характерных для ПТФЭ связей (отражены в таблице). Согласно [9], линия 293 эВ обусловлена углеродом двух разновидностей $-CF_2$ и $-CF_3$, линия 690 эВ – фтором перечисленных групп, а 285 эВ – алифатическим углеродом – С-С-, $-CH_n$ -. Отличие в соотношении F/C после воздействия разными давлениями свидетельствует о различном количестве звеньев (-CF₂) цепочек, из которых состоит ПТФЭ. Это может произойти в результате укорачивания цепи или разветвлением цепи за счет боковых – CF₃-групп, что увеличивает процентное соотношение фтора и, соответственно, увеличивает значение F/C.

Изменение алифатического углерода может быть связано с частичным разрушением и дроблением цепей ПТФЭ при ВО (см. таблицу). Наибольшее количество алифатического углерода 15,3 % и наибольшее значение соотношения F/C= 2,64 наблюдаются у полимера после ВО P = 2,8 ГПа, что закономерно и соответствует результатам ИКС.

T				
1 9 11 11 10	ηση τραιιός ποι/τ	nominau	CHOLTN	оскопии
	UUUUUUUUUUUUUUUUU			

Давление ВО, ГПа	F	0	C		F/C
0,8	690,3 59,3	532,0 4,1	293,0 23,9	285,0 12,7	2,48
2,8	689,8 59,5	532,3 2,7	292,7 22,5	285,0 15,3	2,64

П р и м е ч а н и е : верхняя строка – $E_{\rm cb},$
эВ; нижняя – содержание, ат. %.

Выводы

Методами ИКС, КР и РЭС установлено, что ВО плоской ударной волной давлением 0,8– 2,8 ГПа сохраняет молекулярное строение ПТФЭ.

Увеличение давления ВО привело к повышению дефектности структуры в результате укорачивания основной цепи или разветвления цепи за счет боковых –СF₃-групп, что подтверждается увеличением соотношения F/C и снижением степени кристалличности полимера.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бузник, В. М. Библиометрический анализ научных публтикаций по фторполимерам / В. М. Бузник, И. В. Зибарева // Высокомолекулярные соединения. А. – 2011. – Т. 53, № 11. – С. 1977–1987.

2. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров // ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.

3. Влияние взрывной обработки на строение и свойства политетрафторэтилена / Л. Н. Игнатьева, Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. Э. Герасимук, В. Г. Курявый, Г. А. Зверев, Е. Б. Меркулов, А. Ю. Устинов, В. М. Бузник // Вестник ДВО РАН (Вестник Дальневосточного отделения РАН). – 2013. – № 5. – С. 44–52.

4. Адаменко, Н. А. Особенности формирования структуры в никель-фторопластовых нанокомпозитах при взрывной обработке / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев // Российские нанотехнологии. – 2012. – Т. 7, № 5–6 (май–июнь). – С. 70–74. 5. Получение полимерных нанокомпозитов взрывной обработкой / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. В. Фетисов, Г. В. Агафонова // Российские нанотехнологии. – 2009. – № 1–2. – С. 137–144.

6. Исследование структурной неоднородности композиций фторопласта-4 с аропластом после взрывного прессования в цилиндрической ампуле / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, И. В. Сергеев // Пластические массы. – 2011. – № 1. – С. 49–52.

7. Игнатьева, Л. Н. ИК-спектроскопические исследования политетрафторэтилена и его модифицированных форм / Л. Н. Игнатьева, В. М. Бузник // Российский химический журнал, 2008. – Т. LII, № 3. – С. 139–146.

8. Lidia N. Ignatieva, Olga M. Gorbenko, Valeriy G. Kuryavyi, Svyatoslav V. Sukhoverkhov, Arseny B. Slobodyuk, Vyacheslav M. Bouznik, Characteristics of the Structure and Properties of the Low-Temperature Fraction of Nanodispersed Polytetrafluoroethylene // Macromolecules. – 2011. – Вып. 1. – С. 5–11.

9. Влияние взрывной обработки на строение и свойства ультрадисперсного политетрафторэтилена / Л. Н. Игнатьева, Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, В. Г. Курявый, Г. А. Зверев, Е. Б. Меркулов, А. Б. Слободюк, В. М. Бузник // Перспективные материалы. – 2013. – № 3. – С. 63–70.

УДК 678.743:539.2

В. М. Квитка, А. В. Фетисов, В. Н. Арисова ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ И СТЕПЕНИ НАПОЛНЕНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ПОЛИМЕР-КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты исследований структуры композиционных материалов системы СВМПЭ-βсиалон. Рассмотрено влияние количества наполнителя, предварительной активации и термообработки на свойства изучаемого материала.

Ключевые слова: активация, композиционный материал, сиалон, структура.

Research results of composite structure of UHMWPE- β -sialon system are described. The influence of filler level, previous activation and heat treatment over explored material properties is analyzed.

Keywords: activation, composite material, sialon, structure.

Создание полимерных композиционных материалов триботехнического назначения связано с оптимальным подбором матрицы и наполнителя. Данные материалы должны сочетать в себе высокие эксплуатационные характеристики, низкую стоимость и простоту производства. Композиции, состоящие из сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) и β-сиалона, представляют собой материалы, обладающие высокой износостойкостью, стабильным коэффициентом трения, стойкостью к абразивному износу.

К сиалонам (акроним Si-Al-O-N) относят группу четырех- и пятиэлементных соединений – твердых растворов и политипоидных образований на основе оксинитрида кремния, нитрида кремния и нитрида алюминия. В последнее время сиалоновая керамика находит широкое применение при производстве износостойких, абразивных, конструкционных изделий, поскольку обладает уникальными механическими свойствами, термической устойчивостью наряду с устойчивостью к действию агрессивных химических сред [3]. Востребованность СВМПЭ обусловлена более высокими, чем стандартные марки полиэтилена низкого давления, физикомеханическими и химическими свойствами, износостойкостью, стойкостью к растрескиванию и ударным нагрузкам, морозостойкостью, низким коэффициентом трения, а также способностью сохранять свойства в широком интервале температур [2].

Известны композиции высокомолекулярного полиэтилена с β-сиалоном [1], в которых введение керамического наполнителя в количестве до 1,5–5 мас. % приводит к образованию материала, обладающего хорошими триботехническими характеристиками. Уникальное сочетание свойств композиции обусловлено такими свойствами сиалона, как высокая твердость, тугоплавкость, высокая удельная поверхность наполнителя, устойчивость его к окислению при нагревании на воздухе.

Материалы и методики исследования

Для проведения исследований в качестве исходных материалов для изготовления прессовок использовали смеси из порошка СВМПЭ и β-сиалона с процентным содержанием последнего 2 и 5 %, а также активированные ударно-волновой обработкой (УВО) порошки с аналогичным наполнением. Активированные порошки получали размолом предварительно полученных УВО прес-совок. Образцы для исследований получали статическим прессованием и последующим спеканием при температуре 190 °С в течение 1,5 ч.

Изучение микроструктуры проводилось на оптическом микроскопе *Olympys BX-61*. Изучение структуры и свойств прессовок осуществляли методами рентгеноструктурного анализа (PCA) на дифрактометре ДРОН-3. Для качественного фазового анализа съемку выполняли в интервале углов 20 от 15 до 35 град при скорости движения счетчика 2 град/мин с отметкой углов через 1 градус. Для определения размера кристаллитов и относительной деформации решетки прописывался профиль СВМПЭ при скорости движения счетчика 1/8 град/мин с отметкой углов через 0,1 градуса с последующим определением экспериментальной ширины и физического уширения. Степень кристалличности определялась по методике Аггарвала–Тилля [4].

Результаты и их обсуждение

На рисунке приведена микроструктура композиционного материала состава СВМПЭ + 2 % β-сиалона. Микроструктурный анализ показал неоднородность структуры образцов, которые не подвергались термической обработке, при этом состояние материала (исходное или активированное) значения не имело. Последующее после статического прессования спекание привело к монолитизации полимер-керамического композита. Из микрофотографий следует, что в образце из исходного порошка β-сиалон распределяется в основном по границам частиц СВМПЭ, не проникая вовнутрь. В активированном же образце частицы β-сиалона в основном наблюдаются в срединных частях полимерного зерна. Перемещение керамической частицы внутрь полимерного зерна, возможно, приведет к повышению механических свойств вследствие уменьшения риска разрушения по поверхности зерен.

Предварительная активация УВО порошка СВМПЭ и β-сиалона показала заметное влияние на изменение рентгеновской степени кристалличности полимера (табл. 1), которая непосредственно оказывает влияние на изменение физико-механических свойств полимеров.



Микроструктура композиции СВМПЭ + 2 % β-сиалона. Образцы изготовлены из: *а*, *б* – предварительно активированного порошка; *в*, *г* – исходного порошка. Образцы *а*, *в* получены прессованием, без термообработки; *б*, *г* – термообработаны после прессования

Для образцов, изготовленных из предварительного активированного ударно-волновой обработкой порошка, наблюдалось повышение степени кристалличности на 5-7 % по отношению к образцам, полученным из исходного порошка. Проведенная термическая обработка исследуемых материалов привела к увеличению степени кристалличности в 1,3-1,5 раза по сравнению с образцами, полученными непосредственно прессованием. Данную зависимость можно объяснить процессами активации спекания, формирования переплетений и пространственной сетки у предварительного активированного порошка, возможен рост молекулярной длины полимерных цепочек в результате ударно-волновой обработки [5].

Таблица 1

Влияние предварительной активации порошка и процентного содержания наполнителя на рентгеновскую степень кристалличности композиции СВМПЭ – β-сиалон

Содержание β-сиалона, %	Термо- обработка	Активация порошка	Рентгеновская степень кристал- личности <u>ү</u> , %
2		+	52
2	_	_	47
2	+	+	73
2		_	70
5		+	53
	-	_	51
5	+	+	68
	Ŧ	_	65

Концентрация добавленного в полимер β -сиалона также оказывает влияние на долю кристаллической фазы в СВМПЭ. Так, для образцов без термообработки происходит увеличение степени кристалличности как в исходном, так и активированном состояниях.

Ударно-волновая обработка порошка приводит к незначительному уменьшению размера кристаллитов (табл. 2). К их измельчению приводит интенсивная деформация и высокая температура в результате УВО. При этом спекание образцов приводит к уменьшению микронапряжений в образцах, что связано с интенсификацией диффузионных процессов.

Таблица 2

Влияние спекания и ударно-волновой обработки на размер кристаллитов и микронапряжений

Содержа- ние β-сиа- лона, %	Термо- обработка	Актива- ция по- рошка	L, Å	<i>С</i> _{ам} , Å	<3>	σ _{II} ΜΠa
2	_	-	120	4,1	0,0200	22,0
2		+	115	3,96	0,0159	17,5
2	+	Ι	187	3,98	0,0100	11,0
2		+	174	4,1	0,0106	11,7
5		Ι	132	4,11	0,0186	20,4
5	_	+	118	3,98	0,0157	17,2
5	+	-	236	4,13	0,0079	8,71
		+	219	3,93	0,0084	9,25

Выводы

Предварительная активация ударно-волновой обработкой композиционных материалов системы СВМПЭ – β-сиалон оказывает заметное влияние на их структуру, а следовательно, и свойства.

Термическая обработка предварительно спрессованных полимер-керамических образцов приводит к монолитизации материала и увеличению степени кристалличности до 1,5 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. РФ № 2126805, С08Ј5/16, С08L27/06. Антифрикционная композиция / О. А. Андрианова, А. В. Виноградов, В. М. Листков, Е. А. Постол ; заявитель и патентообладатель ИНМ СО РАН. Опубл. 27.02.1999.

2. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен высокой плотности / И. Н. Андреева, Е. В. Веселовская, Е. И. Наливайко [и др.]. – Л. : Химия, 1982. – 80 с.

3. Пат. РФ № 2378227, С04В35/599, С04В35/65. Способ получения порошка сиалона / Л. Н. Чухломина, О. Г. Витушкина, Ю. М. Максимов ; заявитель и патентообладатель ТНЦ СО РАН. Опубл. 10.01.2010.

4. *Мартынов, М. А.* Рентгенография полимеров / М. А. Мартынов, К. А. Вылегжанина. – Л. : Химия, 1972. – 96 с.

5. Адаменко, Н. А. Структура и свойства фторопласта и сверхвысокомолекулярного полиэтилена, полученных взрывным прессованием / Н. А. Адаменко, В. Н. Арисова, А. В. Фетисов // Пластические массы. – 2000. – № 10. – С. 12–15.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев, П. А. Бессонов ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ БРОНЗОПОЛИИМИДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе исследовано влияние способа получения и концентрации наполнителя (до 40 % бронзы) на электросопротивление полиимидных композиционных материалов. Установлено, что взрывное прессование и последующее спекание в замкнутом объеме приводит к снижению электросопротивления исследованных композитов по сравнению со статическим прессованием. Это связано с интенсификацией физико-химического взаимодействия в системе полимер-металл.

Ключевые слова: полиимид, порошковая бронза, взрывное прессование, композиционные материалы, электросопротивление.

The paper investigated the influence of the method of obtaining and filler concentrations (up to 40 % bronze) on the electrical resistance of polyimide composites. It is established that the explosive pressing and subsequent sintering in a closed volume which leads to reduction of the electrical the studied composites in comparison with the static pressing. This is due to the intensification of the physicochemical interaction in the polymer-metal.

Keywords: polyimide, powder bronze, composite materials, explosive pressing, electroresistance.

Полиимиды (ПИ) – термостойкие, термопластичные полимеры, обладающие высокими механическими, антифрикционными свойствами и коррозионной стойкостью, поэтому перспективно их применение в триботехнических и уплотнительных узлах машиностроительного оборудования [1-4]. Для повышения несущей способности в ПИ вводят различные дисперсные наполнители, в частности, порошки оловянистых бронз [1, 5, 6]. Перспективным способом получения наполненных полиимидных композиционных материалов (КМ) является взрывное прессование (ВП), которое способствует повышенному адгезионному взаимодействию компонентов КМ за счет их механохимической активации, что в итоге обеспечивает более высокие физико-механические свойства получаемых материалов [7, 8]. Тонким инструментом, с помощью которого можно оценить интенсивность структурных изменений в КМ после ВП, является измерение их электросопротивления [8-11]. Поэтому целью работы являлось изучение влияния ВП на электросопротивление полиимидных КМ, наполненных порошковой бронзой.

В работе исследовали электросопротивление и структуру КМ на основе полиимида ПМ-69 (ГОСТ 25288–82), наполненных от 10 до 40 % об. порошковой бронзой ПБрО5Ц5С5 с размером частиц d = 14-150 мкм. Объемные пропорции в КМ обеспечивали смешиванием навесок за-

данной массы (с точностью до 0,01 г.), взвешенных на лабораторных электронных весах *OHAUS-123*. КМ получали статическим прессованием (СП) в пресс-формах давлением 0,3 ГПа и ВП в цилиндрических ампулах давлением в ударном фронте 0,4–0,6 ГПа. Спекание при температуре 390 °С композиционных материалов после СП проводили как в свободном, так и в замкнутом объеме, КМ после ВП спекали только в условиях замкнутого объема [7].

Плотность образцов измеряли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах Shinko HTR-220CE согласно ГОСТ 15139-69. Измерение электросопротивления КМ осуществляли по методу амперметра-вольтметра [9] с использованием универсального цифрового мультиметра KEITHLEY 2000 с диапазоном измерения до 0,1 мкВ и источника питания постоянного тока Б5-71/1MM, который обеспечивал подачу на образец стабилизированного постоянного тока от 0,3 до 0,9 А. При измерении электросопротивления образцы из КМ в форме куба с размером ребра 10 мм зажимали между медными электродами с заданным усилием, которое обеспечивало надежный контакт. Расчет удельного объемного электросопротивления (р) проводили по стандартной формуле [8]. Приведенные значения электросопротивления являются результатом аппроксимации экспериментальных данных, полученных при испытании не менее трех одинаковых образцов из КМ. Микроструктурное строение композитов изучалось на оптическом микроскопе Olympus 61BX.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 13-03-00344, 13-03-97044, 14-03-31315 и Минобрнауки РФ в рамках базовой части государственного задания № 2014/16 проект № 1183.

Установлено, что электросопротивление КМ, полученных СП (рис. 1, кривая *I*), при изменении концентрации бронзы с 10 до 40 % снижается с 10^{11} до 10^8 Ом·м. Высокое электросопротивление КМ обусловлено существенной долей электроизолирующего ПИ и слабым адгезионным взаимодействием между полимером и металлом, в результате электрическая проводимость осуществляется только за счет колебаний кристаллической решетки полимера и макромолекул, то есть за счет переброса длинноволновых фононов между макромолекулами [9-11]. Снижение электросопротивления при увеличении содержания металлического наполнителя связано со смесевыми закономерностями. Спекание в свободном объеме статически спрессованных образцов (рис. 1, кривая 2) приводит к повышению электросопротивления до $\rho = 10^{12}$ -10¹⁴ Ом м, что близко к значениям электросопротивления ПИ ($\rho = 10^{13} - 10^{14}$ Ом м) [4]. Повышение электросопротивления связано со снижением плотности (рис. 2, кривая 2) из-за повышения пористости и с ухудшением адгезионного межкомпонентного взаимодействия в КМ.



Рис. 1. Зависимость электросопротивления полиимидных КМ от концентрации бронзы после СП до спекания (1), после спекания в свободном состоянии (2) и после спекания в замкнутом состоянии (3)

Спекание в замкнутом объеме приводит к снижению электросопротивления до 10^{2} – 10^{-1} Ом м при содержани бронзы 10–40 % (рис. 1, кривая 3), то есть при концентрации бронзы более 30 % полиимидные КМ становятся электропроводящими, что свидетельствует о лучшей монолитизации КМ вследствие повышения адгезионного взаимодействия между полимером и металлом (рис. 2, кривая 3). Более высокое адгезионное взаимодействие в КМ, полученных спеканием в замкнутом объеме, связано с увеличением давления при спекании вследствие ограничения теплового расширения компонентов, которое способствует усилению контакта между ними, а следовательно, и реализа-

ции более высокого адгезионного взаимодействия и повышению плотности КМ [4]. Так как спекание в замкнутом объеме способствует интенсификации процессов взаимодействия между компонентами КМ, что приводит к снижению электросопротивления, то в дальнейшем исследовали КМ, полученные СП или ВП со спеканием в замкнутом объеме.



Рис. 2. Зависимость плотности полиимидных КМ от концентрации бронзы после СП до спекания (1), после спекания в свободном (2) и замкнутом объеме (3) и после ВП со спеканием в замкнутом объеме (4)

Результаты исследований показали, что после ВП полиимидные КМ имеют в 10^5-10^6 раз более низкое электросопротивление ($10^{-3}-10^{-7}$ Ом·м), чем после СП (10^2-10^{-1} Ом·м) (рис. 3). При этом с увеличением содержания бронзы с 10 до 40 % (рис. 4) более интенсивно снижается электросопротивление в КМ после ВП. Существенно более низкое электросопротивление КМ после ВП можно объяснить более высоким адгезионным взаимодействием между полимерной матрицей и металлом, а также возможными структурными преобразованиями в ПИ при взрывном воздействии [6, 7]: например его частичной карбонизацией.



Рис. 3. Зависимость электросопротивления полиимидных KM от концентрации бронзы после спекания в замкнутом состоянии, полученных ВП (1) и СП (2)



Рис. 4. Микроструктуры КМ полиимид+10 % (а) и 30 % (б) бронзы после ВП (х200:1,5): темное – полимер, светлое – металл

В результате отдельные макромолекулы замыкаются через металлическую фазу и электропередача 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 электросопротивление значительно выше [9, 10]. Причем, в КМ после ВП с увеличением концентрации бронзы в полимере возрастает вероятность перехода электронов по туннельному эффекту, имеющего лавинообразный характер [9, 11]. При концентрациях бронзы более 30 % возникают отдельные контакты между частицами (рис. 4, δ), через которые и начинает протекать электрический ток, в результате электросопротивление снижается за счет включения механизмов электрической проводимости для металлов, то есть электропередача осуществляется за счет движения электронов меди и других металлов, входящих в сплав [10].

Также можно предположить, что с ростом адгезионного взаимодействия между полимером и металлом в КМ после ВП вокруг частиц бронзы формируется полимерный слой с определенной ориентацией макромолекул [7], которые начинают играть роль электропроводящих зондов, по которым проходит электрический поток через определенный объем полимера с меньшим рассеиванием электрической энергии, что уменьшает электросопротивление КМ. Причем с увеличением содержания металической фазы увеличивается объемная доля этих слоев, вплоть до их перекрытия [7], что еще больше снижает электросопротивление КМ.

Выводы

Установлено, что электросопротивление бронзополиимидных КМ после взрывного прессования не зависимо от концентрации металла значительно ниже (10⁻³ до 10⁻⁷ Ом·м), чем после

статического прессования $(10^2$ до 10^{-1} Ом·м), что подтверждает более высокое адгезионное взаимодействие между полимером и металлом. При этом наиболее выгодным является применение спекания в замкнутом состоянии, которое повышает силовое воздействие на КМ вследствие компенсации теплового расширения и способствует монолитизации материала, что приводит к снижению его электросопротивления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Михайлин, Ю. А.* Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Профессия, 2006. – 624 с.

2. Бюллер, К. У. Тепло- и термостойкие полимеры / К. У. Бюллер ; пер. с нем. Н. В. Афанасьева; под ред. Я. С. Выгодского. – М. : Химия, 1984. – 1056 с.

3. *Машков, Ю. К.* Трение и модифицирование материалов трибосистем : учеб. пособие / Ю. К. Машков [и др.]; РАН, Ин-т сенсорн. микроэлектроники. – М. : Наука, 2000. – 279 с.

4. Крыжановский, В. К. Производство изделий из полимерных материалов ; под общ. ред. В. К. Крыжановского. – СПб. : Профессия, 2008. – 460 с.

5. Jia, J. H. A comparative investigation of the friction and wear behavior of polyimide composites under dry sliding and water-lubricated condition / J. H. Jia [et all] // Materials Science and Engineering A. – 2003. – Vol. 356. – P. 48–53.

6. *Paik, K. W.* Adhesion enhancement of thin copper film on polyimide / K. W. Paik, A. L. Ruoff // Journal of Adhesion Science and Technology. – 1990. – Vol. 4. – № 6. – P. 465–474.

7. Адаменко, Н. А. Термомеханические свойства политетрафторэтилен-полиимидных композиционных материалов, полученных ударно-волновой обработкой / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев, П. А. Бессонов // Перспективные материалы. – Волгоград, 2014. – № 1. – С. 71–76.

8. Адаменко, Н. А. Исследование влияния взрывной обработки на электросопротивление меднофторопластовых композиционных материалов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, С. П. Писарев, И. В. Сергеев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 96–99.

9. *Блайт*, Э. Р. Электрические свойства полимеров ; пер. с англ. / Э. Р. Блайт, Д. Блур. – М. : Физматлит, 2008. – 376 с.

10. *Перепечко, И. И.* Введение в физику полимеров / И. И. Перепечко. – М. : Химия, 1978. – 312 с.

11. Гуль, В. Е. Электропроводящие полимерные композиции / В. Е. Гуль, Л. З. Шенфиль. – М. : Химия, 1984. – 240 с. УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, С. М. Рыжова, А. В. Казуров, В. Н. Арисова ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОЛИАРИЛАТА И ЕГО КОМПОЗИЦИЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Представлены результаты исследования влияния взрывного прессования на структурные изменения полиарилата ДВ и его металлонаполненных (50–90 % об.) композитов. Установлено, что взрывная обработка полиарилата ДВ оказывает влияние на процесс кристаллизации и ее интенсификации при последующем спекании по сравнению со статическим прессованием. По рентгеноструктурным исследованиям произведена оценка изменений в тонкой структуре металлов при взрывной обработке металлонаполненных композиций полиарилата ДВ.

Ключевые слова: полиарилат, медь, никель, полимерные композиционные материалы, взрывное прессование, рентгеноструктурный анализ, кристаллизация, степень кристалличности, среднее межслоевое расстояние, физическое уширение линий рентгенограммы, кристаллическая решетка, пластическая деформация, блоки мозаики.

The effect of explosive pressing structural changes polyarylate DV and metal-filled (50-90 % vol.) composites. It was established that the blast processing polyarylate DV affects the crystallization process and the subsequent sintering intensification as compared to static pressing. By X-ray diffraction studies evaluated changes in the fine structure of metals in the explosive compositions of metal- processing polyarylate DV.

Keywords: polyarylate, copper, nickel, polymer composite materials, explosive compaction, X-ray analysis, crystallization, the degree of crystallinity, the mean interlayer distance, the physical broadening of the X-ray crystal lattice, plastic deformation, mosaic blocks.

Полиарилаты представляют собой сложные гетероцепные полиэфиры двухатомных фенолов, являющиеся еще сравнительно новым, но чрезвычайно перспективным классом полимеров. Высокоэнергетическим процессом обработки полимеров и полимерных металлонаполненных композиционных материалов (ПКМ) является взрывное прессование (ВП) [1, 2]. В результате такой обработки в полиарилатах [3] происходят глубокие структурные и фазовые превращения, которые существенно влияют на свойства получаемых материалов.

В данной работе в качестве исследуемого материала применялся сложный гетероцепной полиэфир двухатомных фенолов и дикарбоновых кислот – полиарилат ДВ [4, 5] и ПКМ на его основе с наполнением от 50 до 90 % об. порошками Ni и Cu (размер частиц до 30 мкм). Эффективность взрывной обработки в значительной степени определяется конструкцией применяемой схемы, поэтому ВП полиарилата ДВ осуществлялось нагружением скользящей ударной волной (УВ) и в цилиндрической ампуле. Параметры взрывного нагружения определяются типом и высотой заряда взрывчатого вещества (ВВ), в качестве которых использовались смесевые ВВ с различными скоростями детонации и в соответствии с расчетом [6] давлением УВ от 0,67 до 3,8 ГПа для образцов полиарилата и 0,67 ГПа для его металлонаполненных ПКМ. Для сравнения исследовались образцы полиарилата ДВ, полученные взрывным и статическим прессованием (СП). С целью достижения необходимого уровня физико-механических свойств обработанные взрывом образцы полиарилата ДВ и его металлонаполненные композиции были подвергнуты спеканию в свободном состоянии при температуре 260 °С [3].

Исследование влияния взрывного воздействия на структурные изменения полиарилата ДВ и его композиций с порошками Ni и Cu проводилось методом рентгеноструктурного анализа (РСА). Исследование изменений кристаллической структуры полиарилата ДВ включало определение степени кристалличности (χ) и среднего межслоевого расстояния (Сам), характерного для аморфных областей полимера по методике [7]. Для сравнительных исследований влияния типа и количества наполнителя на структурные изменения металлонаполненного полиарилата ДВ метод РСА был основан на измерении физического уширения интерференционных линий (β), сводящегося к определению двух параметров модели Уоррена [8]: размера областей когерентного рассеивания рентгеновских лучей (ОКРЛ) – блоков мозаики (Д) для металлов и величины микродеформации (МКД, $\Delta a/a$), характеризующей величину макронапряжений.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 13-03-00344, 13-03-97044, 14-03-31315.

Результаты РСА статически спрессованного полиарилата ДВ после спекания показали, что он обладает низкой упорядоченностью структуры: степень кристалличности 9–10 %, а Сам составляет 4,983 нм (табл. 1). Процесс кристаллизации полимера при спекании после взрывной обработки зависит от давления ВП и идет более интенсивно, чем после СП. Исследования показали, что при ВП давлением 0,67 ГПа создаются наиболее благоприятные (оптимальные) условия для процесса кристаллизации полиарилата ДВ: степень кристалличности составляет 21-22 % (табл. 1). При давлениях ВП 2,2-3,8 ГПа высокая остаточная температура способствует повышению скорости кристаллизации, но малая длительность процесса (32-40 мкс по сравнению с меньшим давлением 70 мкс) снижает время отжига, происходящего при повышенных остаточных температурах. Также возможно разрушение уже образовавшихся кристаллитов, измельчение надмолекулярных образований, что увеличивает долю аморфной фазы. Кроме этого, увеличение давления повышает деформацию кристаллической решетки, дефектность структуры и вероятность деструкции [9], что подтверждается снижением плотности полиарилата ДВ до 1,08 Мг/м³ [3]. Все это оказывает большое влияние на кристаллическую структуру полиарилата ДВ и при повышении давления до 2,2-3,8 ГПа степень его кристалличности составляет 14-18 %, Сам увеличивается до 4,861-5,215 нм, что подтверждает большую

степень дефектности кристаллической структуры по сравнению с ВП меньшим давлением (0,67 ГПа).

Таблица 1

Структурные параметры полиарилата ДВ после СП и ВП

Ofnoforma	Параметры				
Обработка	Р, ГПа	χ, %	$C_{\rm aм}$, нм		
СП	0,7	9–10	4,983		
	0,67	21-22	4,672		
ВП скользящей УВ	2,2	17–18	4,861		
	3,8	14–16	5,215		

Анализ дифрактограмм полиарилата ДВ после СП и ВП (рис. 1) показал, что при взрывной обработке скользящей УВ давлением 0,67 ГПа и последующем спекании кристаллический пик при 20=26° становится более интенсивным по сравнению со СП. Повышение давления ВП до 3.8 ГПа приводит к сдвигу кристаллического пика при 20=14° в сторону больших значений углов отражения. Общим для полиарилата ДВ, подвергнутого взрывной обработке, является появление новых кристаллических пиков, интенсивность которых увеличивается по сравнению со статически спрессованным материалом. Кроме того, после ВП появляются отражения от кристаллической фазы при больших углах, не характерные для полиарилата ДВ, что говорит о его структурных изменениях.



Рис. 1. Дифрактограммы полиарилата ДВ после СП (1) и ВП скользящей УВ (2-0,67 ГПа; 3-3,8 ГПа)

Для определения микродеформаций и размеров ОКРЛ для композиций полиарилата ДВ с порошками Ni и Cu была произведена съемка линий 111 и 222. Полученные дифрактограммы ПКМ на основе полиарилата ДВ с Ni (50, 70 и 90 % об.) и Cu (50, 60 и 70 % об.) представлены на рис. 2 и 3 соответственно. При данном наполнении вследствие того, что отражающая способность рентгеновских лучей никеля значительно выше, чем у полимера, отражение от полиарилата ДВ отсутствует. Соотношение интенсивностей линий Ni и Cu соответствуют табличным значениям [8], что свидетельствует об отсутствии текстур. Исследуемые порошки металлов не претерпевают изменений по фазовому составу в зависимости от их объемного содержания в ПКМ.

Определив β, можно установить, какой причиной оно вызвано: наличием микронапряжений, малостью ОКР или развитием обоих факторов тонкой структуры. Расчет величин физических уширений для линий Ni показал (табл. 2), что с увеличением количества металлического наполнителя от 50 до 90 % об. наблюдается уменьшение величины физического уширения (с 0,00198 до 0,00141) для линии 111 и рост значений (от 0,00475 до 0,00773) для линии 222. Известно [8], что в области малых углов наиболее сильное влияние на в оказывает малость блоков мозаики, а в области больших углов – микронапряжения, что соответствует полученным данным: отношение физических уширений (β₂/β₁) линий 222 к линиям 111 для

каждого композита (табл. 2) показывает, что в ПКМ с содержанием 50 % об. Ni β связано с искажениями кристаллической решетки и малостью блоков мозаики, что может быть объяснено протеканием интенсивных пластических деформаций. Наполнение от 70 % об. Ni (рис. 2, в, г) способствует увеличению контактных площадок между более мелкими частицами наполнителя, их сварке и образованию прочного несущего металлического каркаса [2], препятствующего деформации полимера. Тогда при введении значительного количества металлического наполнителя (90 % об.) на В влияет только искажение кристаллической решетки, возникающее из-за наличия микронапряжений (табл. 2).





Рис. 2. Дифрактограммы композиций полиарилата ДВ с Ni: *a* – 50 % об.; *б* – 70 % об.; *в* – 90 % об.

Таблица 2

Рентгеноструктурный анализ композиций полиарилата ДВ с Ni

ПКМ (% об.)	HKL	β, рад	β_2/β_1	$\Delta a/a$, рад	$σ_{II}, MΠa$	Д, Å
50.0/ HD + 50.0/ Ni	111	0,00198	2 200	0.00100	210	787
30 % ДВ +30 % INI	222	0,00475	2,599	0,00100	210	
20.0/ HD +70.0/ NG	111	0,00155	2,916	0,00102	214	-
50 % ДВ +70 % NI	222	0,00452				
10.9/ ПD+00.9/ N;	111	0,00141	5 492	0.00166	349	
10 % ДВ+90 % NI	222	0,00773	3,482	0,00100		_

Как видно из табл. 2, величины относительных деформаций и, соответственно, микронапряжений соизмеримы при содержании 50 и 70 % об. Ni в ПКМ (0,00100 и 0,00102 рад). Увеличение содержания металлического наполнителя в композициях до 90 % об. приводит к значительному росту величины физического уширения до 5,482 и микронапряжений до 349 МПа (табл. 2), достигающих значений, близких к пределу прочности Ni (400 МПа), что может привести к образованию трещин, объясняющихся искажениями кристаллической решетки при высоком содержании металла.

В ПКМ с содержанием 50 % об. Си наблюдается максимальное значение физического уширения в области малых углов (0,00306 рад), что свидетельствует об измельчении блоков мозаики при пластическом деформировании материала. При наполнении ПКМ 60–70 % об. Си, величина β для линий 111 значительно уменьшается, блоки остаются крупными, а для линий 222 наблюдается рост значений, что указывает на влияние искажений кристаллической решетки на β (табл. 3). Это объясняется повышением содержания металлического наполнителя в композициях на основе полиарилата ДВ, приводящим к образованию контактов между частицами металла, препятствующих пластическим деформациям. Максимальное значение относительных деформаций (0,00149 рад) наблюдается для ПКМ с 70 % об. Си (табл. 3), где уровень микронапряжений значительно превосходит другие исследуемые композиции и достигает 164 МПа, но тем не менее его величина существенно ниже значений пределов прочности Си (220 МПа), что говорит о малой вероятности возникновения и развития трещин.





Рис. 3. Дифрактограммы композиций полиарилата ДВ с Сu: *a* - 50 % об.; *b* - 60 % об.; *b* - 70 % об.

Таблица 3

Рентгеноструктурный анализ композиций полиарилата ДВ с Си

ПКМ (% об.)	HKL	β, рад	β_2/β_1	∆а/а, рад	σ _{II} , MΠa	Д, Å	
50.9/ HD + 50.9/ Cm	111	0,00306	1,418	0.00005	105	509	
50 % ДВ + 50 % Cu	222	0,00434		0,00093			
40.9/ TP + 60.9/ Cu	111	0,00211	2,928	0,00102	112	_	
40 % ДВ + 00 % Cu	222	0,00448					
$20.9/$ HP $\pm 70.9/$ Cu	111	0,00153	2 005	2 005	0.00140	164	
50 % дв + 70 % Cu	222	0,00653	3,095	0,00149	104	_	

Проведенные рентгеноструктурные исследования показали, что размер блоков мозаики металлов в композициях с Ni значительно превосходит аналогичные величины в ПКМ с Си. Данное явление объясняется свойствами непосредственно самого металла: Си способна претерпевть большие пластические деформации в сравнении с Ni при их одинаковом нагружении. Таким образом, данная методика позволяет выбрать металлический наполнитель и определить его оптимальное количество, исходя из целесообразности создания металлонаполненных ПКМ на основе термостойкого полиарилата ДВ.

Выводы

1. ВП аморфного полиарилата ДВ способствует его кристаллизации и ее интенсификации при последующем спекании по сравнению со СП с достижением в зависимости от давления взрывной обработки степени кристалличности полимера до 14–22 %. Наиболее благоприятные условия для процесса кристаллизации создаются при ВП полиарилата ДВ давлением 0,67 ГПа.

2. Введение металлического наполнителя в ПКМ на основе полиарилата ДВ приводит к росту величины физического уширения рентгеновских линий, которое зависит от уровня микронапряжений (при содержании 70–90 % об. Ni и 60–70 % об. Cu), малостью областей когерентного рассеивания или развитием обоих факторов тонкой структуры (50 % об. Ni и Cu).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. 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.

2. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций : монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров ; ВолгГТУ. – Волгоград : Волгогр. науч. изд-во, 2007. – 240 с.

3. 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.

4. *Макаров, В. Г.* Промышленные термопласты / В. Г. Макаров, В. Б. Коптенармусов. – М. : Химия, ЛОКОСС, 2003. – 208 с.

5. Аскадский, А. А. Физико-химия полиарилатов / А. А. Аскадский. – М. : Химия, 1967. – 234 с.

6. Структура и свойства обработанных взрывом дисперсных термопластов / Н. А. Адаменко [и др.] // Материаловедение. – 2001. – № 1. – С. 36–40.

7. Мартынов, М. А. Рентгенография полимеров / М. А. Мартынов, К. А. Вылегжанина. – М. : Химия, 1972. – 98 с.

8. Горелик, С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – Изд. 4-е. – М. : МИСиС, 2002. – 360 с.

9. Структурные изменения полиоксибензоила при взрывной обработке / Н. А. Адаменко [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 4. – С. 52–56.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 620.174.25

В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, А. И. Горунов, А. В. Коробов ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ И СТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПРИ ТРЕХТОЧЕЧНОМ ИЗГИБЕ ТИТАНОВОГО ПСЕВДО-α-СПЛАВА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

В работе изучено влияние концентраторов на сопротивление трехточечному изгибу и разрушение призматических образцов титановых (литого и деформируемого) псевдо-α-сплавов типа 5В.

Ключевые слова: концентратор напряжений, трехточечный изгиб, призматические образцы, титановый псевдо-α-сплав.

In this paper the influence of stress raiser on the resistance of the three-point bending and fracture of the prismatic specimens of titanium pseudo- α -alloys type 5V are studied.

Keywords: stress raiser, three-point bending, prismatic specimens, titanium pseudo-a-alloy.

Для широкого внедрения титановых сплавов требуются глубокие знания вопросов работоспособности и конструктивной прочности в различных условиях нагружения. Опыт их применения еще невелик, а влияние различных факторов изучено недостаточно [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 позволяет проследить кинетику пластического деформирования и разрушения, так как в этих условиях наибольшие деформации, зарождение и рост трещины развиваются на поверхности образца или в приповерхностных слоях. При изгибе пластичных материалов представляется возможность контролировать и стадии роста трещины [4].

В работе проведено экспериментальное исследование взаимосвязи изменения сопротивления деформированию, разрушению и структуры при трехточечном изгибе призматических образцов из литейного и деформированного титановых псевдо-α-сплавов.

Образцы из титановых псевдо- α -сплавов с призматическим сечением 15×15 мм (рис. 1) подвергали трехточечному изгибу. Основными параметрами, определяющими геометрию концентратора при изгибе, являлись глубина концентратора, составляющая 5 мм, и радиус в вершине (устье) надреза R, минимальное значение которого равнялось 0,02 мм.



Рис. 1. Призматический образец для испытания на трехточечный изгиб

Нагружение осуществлялось на испытательной установке УМЭ-10ТМ с записью диаграмм нагрузка F – прогиб f (рис. 2). Скорость нагружения гладких образцов составляла 5 мм/мин,

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках проектов № 14-08-00837 *a*, № 14-08-31712 *мол а*, № 14-01-97028 *р поволжье а*, а также в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России № 2014/16

а с концентратором – 0,5 мм/мин, что примерно выравнивало скорости деформаций [5].

Механические свойства деформи	руемого 5В
и литейного 5ВЛ титановых с	плавов

Сплав	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\delta_{0,2}$	Ψ_k	HRC
5B	788	905	12,5	33,8	31,8
5ВЛ	791	852	6,4	14,7	28,2

Структура литейного сплава крупнозернистая. Размер превращенных β-зерен с α-оторочками составлял несколько миллиметров. 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. Структура деформируемого сплава бимодальная со средним размером зерна ≈ 20 мкм.

На рис. 2, *а* и 2, *б* приведены диаграммы трехточечного изгиба и разрушения призматических образцов с различными параметрами концентраторов в деформируемом и литейном структурных состояниях сплава. Эксперименты показали, что по сравнению с испытанием на разрыв цилиндрических образцов с примерно одинаковыми значениями теоретического концентратора напряжений [6] при изгибе наблюдается существенно меньшая величина изменения максимальной нагрузки, а следовательно, и максимальных напряжений, так как размеры испытуемых образцов и схемы нагружения были одинаковы (см. таблицу).



Рис. 2. Машинные диаграммы деформирования при трехточечном изгибе призматических образцов из сплава 5ВЛ (*a*) и 5В (б) с различными радиусами *R* в устье надреза

Величина предельной деформации косвенно оценивается прогибом образца до момента срыва трещины или снижения нагрузки перед стадией стабильного роста генеральной трещины. Их значения оказываются весьма чувствительными как к величине радиуса при вершине концентратора, так и к структурному состоянию. На рис. 3 приведены графики относительного изменения деформации $f_{\max, k} / f_{\infty} (f_{\max, k} u f_{\infty} - \text{макси$ мальный прогиб образца с концентратором и гладкого образца при максимальной нагрузке соответственно) в зависимости от исходного значения теоретического коэффициента концентрации напряжений α_σ для обоих структурных состояний. Графики позволяют количественно оценить влияние радиуса дна надреза в концентраторе и структуры сплавов на предельную пластичность. Видно, что на относительное изменение предельной пластичности структура оказывает малое влияние, но сама пластичность интенсивно падает в интервале $1 \le \alpha_{\sigma} \le 2$.



Рис. 3. Относительное изменение деформаций при изгибе в зависимости от величины исходного теоретического коэффициента концентрации напряжений для сплавов 5В и 5ВЛ

Однако, с учетом исходной пластичности сплавов, абсолютные значения предельных прогибов существенно снижаются. Из рис. 2 видно, что максимальный прогиб, соответствующий старту трещины для гладкого образца деформируемого сплава, составил 11,8 мм, а литейного – 3,2 мм, то есть в 3,7 раза меньше. В исследуемом интервале значений α_{σ} предельный изгиб для деформируемого сплава снижается почти в 10 раз, а для литейного – всего в 3 раза.

За снижение пластичности могут быть ответственны как стеснение деформаций в зоне концентратора, так и особенности структуры. Раскрытие концентратора сопровождается удлинением волокон, при этом происходит их сужение, в результате чего толщина сечения на уровне фронта вершины концентратора или трещины уменьшается (утяжка толщины сечения). Величина уменьшения утяжки может косвенно характеризовать степень стеснения деформаций. При отсутствии деформации в зоне концентратора формируется плоское деформированное состояние, в противном случае - плоское напряженное состояние. Изменение утяжки для испытанных образцов приведено на рис. 4.



Рис. 4. Изменение утяжки призматических образцов в зависимости от радиуса концентратора

Видно, что с увеличением остроты концентратора наблюдается близкое линейному возрастание поперечной деформации, что снижает величину стеснения деформаций. Значения уровня поперечной деформации для литейного сплава ниже. Такое поведение ожидаемо, так как этот сплав обладает меньшей исходной пластичностью.

a

Другой особенностью влияния структуры на разрушение при изгибе образцов явился различный характер сопротивления росту трещины на заключительной стадии разрушения (рис. 2). Для деформируемого сплава независимо от остроты надреза наблюдался срыв нагрузки, сопровождающийся мгновенным разрушением образца. Такая ситуация может быть объяснена сравнительно низким сопротивлением росту трещины деформируемого сплава. Для разделения образца на части оказывается достаточно запаса потенциальной энергии упругой деформации, накопленной при нагружении образца (заштрихованная область на рис. 1, *a*).

Иная картина заключительной стадии разрушения наблюдается при изгибе образцов из литейного сплава. Срыва трещины не происходит, отмечается стабильный рост трещины с постоянным снижением нагрузки - полная диаграмма разрушения [7]. На стадии стабильного роста трещины запаса потенциальной энергии упругой деформации недостаточно для лавинообразного роста трещины, для ее роста необходима дополнительная энергия, величина которой соответствует заштрихованной области диаграммы деформирования (рис. 1, б). Более высокое сопротивление росту трещины на стадии статического нагружения согласуется с результатами испытаний на усталость образцов из титановых сплавов с пластинчатой крупнозернистой структурой, для которых характерно более высокое сопротивление росту усталостной трещины по сравнению с мелкозернистой структурой [8]. Наблюдаемые закономерности связаны с затрудненностью роста трещины в запутанной разнородной структуре, характеризующейся крайне неоднородным формированием структурных деформаций [9].

Такие результаты подтверждаются и макрофотографиями излома, представленными на рис. 5.



Рис. 5. Макрофотографии излома деформируемого (*a*) и литого (*б*) титановых сплавов (направление роста трещины – от надреза снизу вверх)

Как видно, поверхность разрушения мелкозернистого деформируемого сплава ровная, с развитыми «боковыми скосами», причем их развитие усиливается после старта трещины. Поверхность излома в литейном сплаве имеет зубчатый пилообразный характер, отражающий картину зарождения и развития трещины в крупнозернистой неоднородной структуре. Прерывистые и разориентированные элементы структуры дополнительно вызывают вторичные трещины. Фактически претерпевающими около трещин пластическую деформацию слоями охватываются бо́льшие объемы металла по сравнению с мелкозернистой структурой, что затрудняет рост трещин и требует дополнительных затрат энергии.

Выводы

1. Сравнительное изучение сопротивления деформированию и разрушению при изгибе призматических образцов с концентраторами деформируемого и литейного титановых сплавов типа 5В показало, что концентраторы слабо влияют на предельную нагрузку и в разы снижают пластичность. Бо́льшая чувствительность к концентрации выявлена для деформируемого сплава (снижение прогиба в 10 раз). В идентичных условиях испытания прогиб для литейного сплава снижался в 3,3 раза.

2. Изучено влияние структуры и концентраторов на изменение геометрии поперечного сечения образцов при разрушении. Величина утяжки по толщине сечения на уровне вершины надреза линейно возрастает со снижением остроты концентратора. Более интенсивная утяжка наблюдается для мелкозернистой структуры, в процессе роста трещины при этом формируются губы среза, отражающие смешанный механизм разрушения. Для литейного сплава из-за грубозернистого строения излома формирование боковых срезов не прослеживается вследствие влияния на механизм роста трещины более высокой структурной неоднородности.

3. Выявлен различный характер роста трещины для мелкозернистой и крупнозернистой структур. Деформируемый сплав при достижении максимальной нагрузки разрушается срывом за счет накопленной потенциальной энергии упругой деформации. Литейный сплав выявляет стабильный рост трещины вплоть до разделения образца на части с затратой дополнительной энергии, не зависящей от остроты концентратора.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горынин, И. В. Титан в машиностроении / И. В. Горынин, Б. Б. Чечулин. – М. : Машиностроение, 1990. – 400 с.

2. 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, 2003. – С. 105–109.

3. Водольянов, 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. Диагностика материалов. – 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. Диагностика материалов. – 2007. – Т. 73. – № 7. – С. 53–58.

6. Багмутов, В. П. Предельная пластичность, накопление повреждений и анализ разрушения титанового сплава в деформируемом и литейном состояниях / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, А. И. Горунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 100–105.

7. 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.

8. *Чечулин, Б. Б.* Циклическая и коррозионная прочность титановых сплавов / Б. Б. Чечулин, Ю. Д. Хесин. – М. : Металлургия, 1987. – 208 с.

9. Экспериментальное исследование локальных и макроскопических деформаций в концентраторах при растяжении и изгибе / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, А. И. Горунов, М. В. Кириличев, П. В. Куимов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 6(109) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 7). – С. 71–75.

В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, А. В. Коробов, М. Д. Романенко ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

Предлагается процедура оценки повреждения конструкционных материалов при циклической ползучести в области малоцикловой усталости. Расчет повреждения проводится с применением вероятностного подхода. Разработан метод для учета обнаруженных взаимодействий локальных повреждений. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений дало удовлетворительный результат.

Ключевые слова: циклические повреждения, деформационные повреждения, энтропия Шеннона, условная энтропия.

A procedure of damage evaluation of structural materials under cyclic creep in the low-cycle fatigue is offered. Calculation of damage is carried out using probabilistic approach. A method for the accounting of determined interactions of local damages is developed. A comparison of calculated and experimental values showed satisfactory result. *Keywords*: cyclic damages, strain damages, Shannon entropy, conditional entropy.

Введение

Исследованию малоцикловой усталости металлов и сплавов, имеющих поликристаллическое строение, в настоящее время посвящено большое число публикаций. Этот интерес к малоцикловой усталости объясняется постоянным увеличением энергоемкости современных машин и конструкций. Материалы элементов конструкций при этом могут выходить за пределы закона Гука и в связи с таким выходом попадать в область повторно-статических (циклических) деформаций. В результате при циклических нагрузках даже без повышения температуры часто возникает «циклическая ползучесть», то есть одностороннее накопление деформации, которое приводит к постепенному исчерпанию резерва пластичности - деформационному повреждению.

Исчерпанию резерва исходной пластичности при циклической ползучести сопутствует накопление усталостного (циклического) повреждения. Взаимное влияние двух указанных процессов повреждения материала, в частности, на мезоструктурном уровне, изучено недостаточно. Изучению этого взаимного влияния и учету его при оценке повреждаемости конструкционных материалов в процессе малоцикловой усталости и посвящено настоящее исследование.

Эта оценка строится *a posteriori*, то есть на основе анализа экспериментально обнаруженных взаимодействий между локальными повреждениями на мезоуровне. Масштаб измере-

ния локальных повреждений при этом принимался, в среднем, на один десятичный порядок меньше размера представительного объема поликристалла, методика определения которого предложена в работе [1].

Выбор такого уровня обусловлен следующими соображениями. Во-первых, на соответствующем масштабе рассмотрения изучаемого процесса интегрально проявляют себя все механизмы повреждения предыдущих (атомарного, нано-, микро-) уровней. Отсюда следует ключевая роль мезоуровня в формировании механического поведения поликристаллических металлических материалов под нагрузкой в глобальном масштабе (то есть на макроуровне). Во-вторых, на мезоуровне количественно еще отображается статистический характер локальных повреждений предыдущих уровней. Статистический характер, как известно, исчезает на макроуровне, то есть с выходом на представительный объем материала и выше.

Перечисленные обстоятельства делают правомерным применение вероятностного подхода в расчетах при малоцикловой усталости. Этот подход, очевидно, должен базироваться на вероятностной оценке локальных повреждений на мезоструктурном уровне, которые статистически включают в себя всю информацию о повреждениях на более мелких масштабных уровнях. Все дальнейшие рассуждения в данной работе проводятся на основании сформулированного подхода.

Результаты экспериментов на макроуровне. Постановка задачи

Для оценки циклического повреждения поликристаллических конструкционных материалов

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках проектов № 14-08-00837 *a*, № 14-08-31712 *мол а*, № 14-01-97028 *р поволжье а*, а также в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России № 2014/16.

на макроуровне авторами [2] была предложена вероятностная аналитическая модель в виде:

$$\omega(\zeta) = q \int_{0}^{\zeta} S(\zeta) d\zeta \cdot$$
(1)

Здесь ω и ζ – циклическое и деформационное повреждения материала в глобальном масштабе (макроповреждения) при малоцикловой усталости, введенные в модель как безразмерные параметры; $S(\zeta)$ – функция от аргумента ζ безусловной энтропии [3] состояния, которая в выра-жении (1) интерпретируется как «информационная». В нашем случае – как неопределенность глобального состояния, искаженного двумя типами локальных повреждений, задаваемых в мо-дели через свои вероятности. Эта неопределенность количественно описывается при помощи формулы Шеннона для информационной энтропии [4], в которую входят названные вероятности.

Под двумя типами локальных повреждений будем понимать либо возникающие в процессе циклической ползучести локальные трещины, либо получаемые материалом в этом процессе локальные деформации – также как это было предложено в работе [2]. Коэффициент q – эмпирическая постоянная материала, определяемая [5] из начальных условий. Поскольку S – это безусловная энтропия в каждый момент ζ , формула (1) не учитывает влияния возможных взаимодействий между локальными источниками информации (локальными повреждениями).

Такой вывод следует непосредственно из теории информации [3].

Несмотря на принципиальную работоспособность вероятностной (условно назовем ее «информационно-вероятностной») модели, наблюдаются некоторые систематические отклонения расчетных величин от экспериментальных, отмеченные уже в работе [2]. Закономерности этого отклонения повторяются для поликристаллических материалов с различным строением кристаллической решетки в зерне. Рассмотрим эти отклонения более подробно на примере двух конструкционных материалов.

На рис. 1 приведено сравнение экспериментальных (светлые точки) и расчетных (кривая *I*) значений ω . Данные взяты для двух конструкционных материалов: с ГПУ (а) и ОЦК (б) решеткой образующего элемента (Ті и Fe). Из этого сравнительного анализа вытекает следующий вывод. Поскольку наблюдаемые картины для исследованных материалов качественно идентичны, можно считать, что несовпадение результатов формируется не на микро-, а на мезоуровне, где влияние типа решетки в зерне на механизм деформации циклической ползучести глобального объема поликристалла, по нашему мнению, должно нивелироваться. Отсюда следует, что за несовпадение результатов ответственны процессы повреждения структуры именно на мезоуровне, во всяком случае, для материалов двух указанных классов.



Рис. 1. Сравнение расчетных значений ω с данными опыта для титанового α-сплава (*a*) и стали 45 (*б*): *l* – оценка по уравнению (1); *2* – расхождение _Ω* между расчетными и экспериментальными значениями

Будем анализировать обнаруженное несовпадение (кривая 2) только по циклическому макроповреждению ω , как это показано на рис. 1. Величину ω_* , определяемую кривой 2, назовем расхождением между расчетом повреждения по формуле (1) и значениями, полученными для в опыте. Примем в первом приближении что обнаруженное *расхождение связано только с взаимным влиянием двух процессов повреждения* (от усталости и от ползучести) в ходе циклической ползучести. Наличие такого взаимного влияния, возникающего от взаимодействия повреждений, естественно, нужно подтвердить экспериментально (см. ниже).

Сформулируем задачу исследования в следующей редакции: уточнить выражение (1), введя в расчет поправку _{Ф*}. В принятой постановке эту поправку логично рассматривать как функцию от взаимодействий локальных повреждений на мезоструктурном уровне, гипотетически принимая, что такие взаимодействия существуют. Для решения поставленной задачи воспользуемся представлениями, сформулированными в теории информации. В теории информации для учета взаимного влияния локальных источников информации (в нашем случае – взаимодействия локальных повреждений) используется понятие «условной энтропии». Эта энтропия, как известно [3], количественно описывает обмен информацией между локальными источниками информации.

Проверка гипотезы о взаимодействии повреждений на мезоуровне

Как показали исследования, взаимодействия между локальными повреждениями элементов мезоструктуры можно обнаружить по некоторым прямым или косвенным признакам. Одним из них является периодический характер чередования коррелированных зон мезодеформаций. На рис. 2 показаны картины таких корреляций для двух конструкционных материалов. Эти картины, построенные с применением вейвлет-анализа [6], показывают появление периодических структур с периодом, зависимым от масштаба, что очевидно из приведенных на рисунке спектрограмм. Аналогичные результаты получены и для других материалов.



Координата мезообъема вдоль оси нагружения Рис. 2. Спектрограммы мезодеформаций для углеродистой стали (*a*) и титанового сплава (*б*)

Обнаруженные вейвлет-анализом периодические структуры, возникающие на мезоуровне, подтверждаются и применением корреляционного анализа к обработке экспериментальных данных. Так, на рис. 3 в качестве примера приведены автокорреляционные функции приращений мезодеформаций (деформационных локальных повреждений), полученные для разных этапов циклической ползучести стали 20. Эти периодические функции (с периодом T) показывают осциллирующее затухание коэффициента корреляции r_k с увеличением расстояния между повреждениями. Последнее обстоятельство позволяет выявлять радиус R коррелированных взаимодействий между ними и косвенно подтверждает образование периодических деформационных структур. Образующиеся структуры, по результатам некоторых исследований [7, 8], могут иметь волновой характер.

Кроме сказанного, из приведенного рисунка видно, что радиус коррелированных взаимодействий деформационных повреждений в процессе циклической ползучести уменьшается $(R_T < R_D)$. Это обстоятельство приводит к выводу об увеличении в этом процессе циклических локальных повреждений (трещин усталости на мезо-, микро- и других масштабных уровнях), блокирующих деформационные локальные повреждения. Наличие трещин подтверждено во многих публикациях акустическими, металлографическими и другими методами исследования материалов в процессе малоцикловой усталости. Более подробное изучение изменения радиусов корреляции деформационных локальных повреждений в процессе усталости представлено в работе [9]. Таким образом, перечисленные факты прямо указывают на взаимодействие локальных повреждений, которое изменяется в процессе циклической ползучести.



Рис. 3. Автокорреляционные функции приращений локальных повреждений для неустановившейся (*a*) и установившейся (*б*) циклической ползучести

Приведенные здесь, а также другие экспериментальные результаты [7–12] можно интерпретировать как кооперативный характер протекающих деформационных процессов повреждения [10], или, исходя из нашей постановки задачи, как «обмен информацией» между локальными повреждениями, возникающими на мезоструктурном уровне конструкционного материала. Изучение и моделирование [7, 8, 11, 12] таких взаимодействий представляет самостоятельный интерес и здесь рассматриваться не будет.

Оценка циклического повреждения с учетом взаимодействий

Введем «функцию взаимодействий» H элементов мезоструктуры. Введенную функцию в общем случае нужно рассматривать как сложную функцию от двух аргументов (от двух видов повреждения на макроуровне): $H = H(\omega, \zeta)$. Таким образом, полный дифференциал этой функции запишется в виде

$$dH = \frac{\partial H}{\partial \omega} d\omega + \frac{\partial H}{\partial \zeta} d\zeta \cdot$$
 (2)

В работе [2] *а priori* принималась зависимость циклического повреждения от деформационного. Поэтому в формулу (1) входит только один из аргументов (ζ). Чтобы разрабатываемое здесь решение соответствовало такой гипотезе, зафиксируем ω : $\omega = const \Rightarrow d\omega = 0$. Тогда для рассматриваемого частного случая имеем

$$\mathrm{d}H = \frac{\partial H}{\partial \zeta} \mathrm{d}\zeta \,. \tag{3}$$

Используя предлагаемый информационновероятностный подход и учитывая поправку _{Ю*}, получаем

$$\omega(\zeta) = q \int_{0}^{\zeta} S \, \mathrm{d}\zeta + \omega_* =$$

$$= q \int_{0}^{\zeta} S \, \mathrm{d}\zeta + q \int_{0}^{\zeta} \frac{\partial H}{\partial \zeta} \, \mathrm{d}\zeta = q \int_{0}^{\zeta} \left(S + \frac{\partial H}{\partial \zeta} \right) \mathrm{d}\zeta, \quad (4)$$

$$\Gamma \exists e \ \omega_* = q \int_{0}^{\zeta} \mathrm{d}H = q \int_{0}^{\zeta} \frac{\partial H}{\partial \zeta} \, \mathrm{d}\zeta \cdot$$

Обсуждение результатов

В выражении (4) частная производная $\partial H/\partial \zeta$ имеет смысл «условной энтропии», что следует из теории информации. Как известно [3], условная энтропия численно отражает обмен информацией между локальными источниками информации. Таким образом, в разрабатываемом информационно-вероятностном подходе функция $\partial H/\partial \zeta = F(\zeta)$ количественно описывает обмен информацией между повреждениями на мезоструктурном уровне, которые сами являются локальными носителями (источниками) информации о возникающем взаимодействии. То есть в предлагаемой интерпретации $\partial H/\partial \zeta$ ставится в соответствие с взаимодействием двух процессов повреждения материала.



Рис. 4. Сопоставление экспериментальных и теоретических (согласно уравнения (4)) значений ω для титанового α-сплава (*a*) и стали 45 (*б*)

На рис. 4 приведены результаты проверки выражения (4) для принципиально разных конструкционных материалов. Эта проверка показала удовлетворительное соответствие указанного выражения опытным данным, что позволяет прогнозировать возможность обобщения разработанного подхода для оценки малоциклового повреждения материалов при циклической ползучести.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багмутов, В. П. Методика определения представительного объема в поликристаллических конструкционных материалах / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, А. В. Коробов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 15 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 8). – С. 71–74.

2. *Bagmutov, V. P.* Description of Cyclic Creep on Basis of Entropian Approach / V. P. Bagmutov, A. S. Stolyarchuk // Mechanika. Kaunas. Tehnologija. – 2000. – Nr. 1 (21). – P. 25–28.

3. *Советов, Б. Я.* Теория информации / Б. Я. Советов. – М. : Академия, 2010. – 432 с.

4. Shannon, C. A Mathematical Theory of Communication / C. Shannon // Bell System Tech. J. $-1948. - N \ge 27. - P. 379-423, 623-656.$

5. Багмутов, В. П. Модель накопления деформационного повреждения при циклической ползучести металлических материалов / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук // Современные проблемы механики и прикладной математики : сб. тр. междунар. шк.-семин. Ч. 1, Воронеж, 12–17 сент. 2005 г. / Воронежск. гос. ун-т и др. – Воронеж, 2005. – С. 41–43.

6. Добеши, И. Десять лекций по вейвлетам / И. Добеши. – Ижевск : НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001. – 464 с.

7. Багмутов, В. П. Моделирование деформационной структуры при пульсирующем растяжении металлов / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, Д. А. Грига // Концептуальное проектирование в образовании, технике и технологии : межвуз. сб. научн. тр. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2000. – С. 27–34.

8. *Зуев, Л. Б.* О новом типе волн пластической деформации в твердых телах / Л. Б. Зуев [и др.] // Известия вузов. Физика. – 2001. – № 2. – С. 46–53.

9. Багмутов, В. П. Влияние поверхностного слоя на статистический характер необратимых мезодеформаций и повреждение металлов при циклических нагружениях / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, В. Н. Арисова // Вопросы материаловедения. Научно-технический журнал. – 2002. – № 1(29). – С. 364–372.

10. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / В. А. Лихачев [и др.]. – Киев : Наук. думка, 1989. – 320 с.

11. Басмутов, В. П. Моделирование деформационных взаимодействий в структуре поликристалла с использованием многомерного статистического анализа / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, Л. Ю. Романов // Математическое моделирование и краевые задачи. Ч. 1. Секц. «Математические модели механики, прочность и надежность конструкций» : тр. 11 межвуз. конф., 29–31 мая 2001 г. / Самарск. гос. техн. ун-т и др. – Самара, 2001. – С. 17–20.

12. Багмутов, В. П. Описание повреждения металлов с учетом межструктурных взаимодействий / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук // Фракталы и прикладная синергетика. ФиПС-2005 : тр. Четвертого междунар. междисциплинар. симпоз., Москва, 14–17 ноября 2005 г. / РАН, Ин-т металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова. – М., 2005. – С. 247–248. УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. А. Голик МОДЕЛИРОВАНИЕ КОНТАКТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ТИТАНОСТАЛЬНОГО КОМПОЗИТА С МЯГКОЙ ПРОСЛОЙКОЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведена верификация моделирования деформирования и разрушения титаностального композита титан-ниобий-медь-сталь при варьировании относительной толщины мягких прослоек с помощью пакета *SIMULIA/Abaqus*. Определена относительная толщина прослойки, соответствующая переносу разрушения на ниобий и сталь.

Ключевые слова: титан, сталь, медь, ниобий, мягкая прослойка, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов.

The verification simulation of deformation and fracture of titanium-niobium-copper-steel with varying the relative thickness of the soft interlayers by the package *SIMULIA* / *Abaqus* was used. The relative thickness of the layer corresponding to the transfer of the destruction on niobium and steel was determined.

Keywords: titanium, steel, copper, niobium, soft interlayer, deformation, fracture, simulation, finite element method.

Идущие с 1963 года в ВолгГТУ исследования позволили разработать научные основы и принципиально новые технологические процессы получения титаностальных композитов многоцелевого назначения, включающих сварку взрывом (СВ) в сочетании с последующей обработкой давлением и термообработкой, нашедших применение в ответственных конструкциях новой техники, в приборостроении, энергетическом, криогенном, химическом машиностроении и других высокотехнологичных отраслях промышленности. Для ответственных композиционных соединений, подвергающихся в процессе изготовления или эксплуатации высокотемпературным воздействиям, применяли комбинированные прослойки из двух или более слоев металлов: введение медно-ниобиевой прослойки (диффузионного барьера) в титаностальную композицию ОТ4-1 (BT1, BT6C)-Nb-Си-12Х18Н10Т обеспечивало сохранение механических свойств без охрупчивания вследствие образования интерметаллидной прослойки при нагревах до 1000 °C в течение нескольких часов по сравнению с допустимыми 500-600 °С для непосредственного соединения ОТ4-1-12Х18Н10Т [1, 2]. Закономерности изменения механических свойств композиций с мягкими прослойками во многом зависят от относительной толщины мягкой прослойки $\chi = \delta/d$, где δ – толщина мягкой прослойки, d – поперечный размер испытываемого образца [3]. О. А. Бакши с сотрудниками предложены формулы для оценки прочности сварных соединений из сталей, полученных контактной сваркой или сваркой плавлением [4], которые легли в основу классификации композиционных соединений с различными вариантами механической неоднородности и полуэмпирических методов расчета их прочности [2, 3].

Целью настоящей работы была проверка возможности моделирования методом конечных элементов поведения четырехслойного титаностального композиционного материала с мягкой прослойкой в условиях растяжения.

Для верификации модели использовались ранее полученные результаты испытания образцов композита ОТ4-1-ниобий ВН2-медь М1-сталь 12Х18Н10Т, в которой толщины Nb, Ті и стали 12X18Н10Т оставались постоянными (соответственно 1, 12 и 20 мм), а толщина Си уменьшалась от 1,5 до 0,1 мм, а также композиций с толщинами слоев Nb – 0,05 мм, Cu – 0,1 и 0,2 мм с варьированием относительной толщины прослойки Cu в интервале $0.16 \le \delta \le 1.5$ [5]. Создание переходников со столь тонкими прослойками и качественным соединением слоев потребовало разработки новой технологии, по которой первоначально получали одновременной сваркой взрывом [6] четырехслойную композицию с промежуточными слоями Си и Nb между Ті и сталью. Толщины Си и Nb использовались не менее 1-1,5 мм, что предотвращало потерю устойчивости и разрушение при сварке. Затем полученный лист подвергался горячей прокатке для достижения требуемой толщины промежуточных слоев меди и ниобия (температура прокатки 910-940 °С с обжатием 80-85 %). Использование горячекатаной композиционной прослойки упрощало технологию сварки взры-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках базовой части государственного задания № 2014/16 проект 1183.

вом титаностального композита с тонкими прослойками, преобразуя схему сварки в трехслойную с соединением между собой однородных материалов: титана с титаном, стали со сталью.

Для этой композиции характерно наличие двух последовательно деформируемых мягких прослоек, в которых $\sigma_{\rm B}^{\rm EII} \leq \sigma_{\rm B}^{\rm T}$. Исходная твердость ОТ4-1, 12Х18Н10Т, МІ и ВН2 составляла соответственно 2,3; 2,3; 0,82 и 0,95 ГПа, после сварки взрывом в околошовной зоне она повышалась соответственно до 3,1; 4,15; 1,0 и 1,6 ГПа, а после отжига при 600 °С понизилась практически до исходной (за исключением Nb). В горячекатаной прослойке твердость ОТ4-1, 12X18H10T, Ml и BH2 до повторной сварки взрывом составляла соответственно 2,5; 2,75; 1,0 и 1,50 ГПа и после CB – 3,10; 3,8; 1,15 и 1,50 ГПа (рис. 1). Отжиг образцов с этой прослойкой при 600 и 800 °С понизил твердость стали до 3,0–2,7 ГПа, Nb – до 1,2–1,1 ГПа, Cu – до 0,9–0,85 ГПа при сохранении твердости Ті практически на прежнем уровне.



Рис. 1. Распределение микротвердости в горячекатаной четырехслойной прослойке (1) и сваренной с ней композиции: 2, 3, 4 – соответственно после сварки взрывом и 1,5-ч нагрева при 600 и 800 °С [5]

Результаты испытаний [5] показали, что при неизменной толщине Nb в 1 мм уменьшение относительной толщины χ_{Cu} вызывает постепенный рост прочности с 280 МПа при $\chi_{Cu} = 0,5$ до 450 МПа при $\chi_{Cu} = 0,067$ с разрушением по меди или границам раздела Nb-Cu и Nb-Ti. При χ_{Cu} = = 0,3 (δ_{Cu} = 1 мм) прочность соединения достигала 540 МПа и вследствие реализации максимального контактного упрочнения меди происходил перенос разрушения на Nb. Дальнейшее повышение прочности авторами [5] достигалось за счет утонения Nb до $\chi < 0,15$, обеспечившего при $\sigma_{\rm B}$ =725 МПа перенос разрушения на сталь. С учетом этих данных, сварка Ті со сталью через четырехслойную горячекатаную ленту с толщинами меди – 0,1 мм ($\chi_{Cu} = 0,03$) и Nb – 0,5–1,0 мм позволила реализовать полное контактное упрочнение обеих прослоек и создать композиционное соединение с прочностью на отрыв слоев в 720 МПа, стабильно разрушающееся при разрывных испытаниях по основному стальному слою. Анализ характера разрушения 1500 композиционных образцов с $\chi = 0.5$; 0,067 и 0,03 показал, что образцы с горячекатаной прослойкой ($\chi = 0.03$) в 97 % случаев разрушались по стали при среднем напряжении в 750 МПа в состояниях после сварки и нагрева при 600 °C в течение 1,5 ч (рис. 2).



Рис. 2. Влияние относительной толщины медной прослойки χ_{Cu} на изменение прочности композиции после сварки взрывом (2, 4, 6) и нагрева при 600 °C (1, 3, 5); 1, $2 - \chi_{Cu} = 0.5$; 3, $4 - \chi_{Cu} = 0.067$; 5, $6 - \chi_{Cu} = 0.03$ [5]

Возможность моделирования процессов растяжения цилиндрического образца Ø6 мм четырехслойного титаностального композита ОТ4-1 ниобий BH2-медь М1-сталь 12Х18Н10Т методом конечных элементов проверялась с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA), использующего явную схему интегрирования для сильнонелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы слоев деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися пределами текучести σ_{0.2} при росте локальной пластической деформации по известным зависимостям [6]. Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Размер стороны кубической ячейки конечно-элементной сетки выбирался равным 0,04 мм, что обеспечивало достаточную точность и приемлемое время проведения расчетов. Для сокращения времени моделирования использовалась осевая симметрия цилиндрического тела и рассчитывались деформации в радиальном сечении. Толщина прослойки Си варьировалась от 1,5

(₂_{Cu} = 0,25) до 0,08 мм (₂_{Cu}=0,013).

Проведенное моделирование показало изменение характера деформирования и разрушения основных слоев композиции при варьировании относительной толщины мягкой прослойки Си и постоянной $\chi_{Nb} = 0,166$ (рис. 3, 5). В области _{χCu} ≥ 0,026 разрушение при моделировании происходило по прослойке М1, но умень-шение ее относительной толщины сопровождалось ростом пластической деформации в ниобии BH2, а также превышением пределов текучести напряжений Мизеса в слоях титана и стали на границах с комбинированной мягкой прослойкой. При относительной толщине M1 $\chi_{Cu} \leq 0,026$ происходило равномерное деформирование медной и ниобиевой прослоек (рис. 3, ж и 5, в). Уменьшение относительной толщины ниобиевой прослойки при постоянном значении $\chi_{Cu} = 0,026$ (рис. 4, 5, *г*) не приводило к переносу разрушения на более прочные слои композита, но вызывало рост участков с высокими напряжениями Мизеса в слоях титана и стали на границах с комбинированной мягкой прослойкой и вовлечение их в пластическую деформацию (в первую очередь в титане ОТ4-1).



Рис. 3. Изменение напряжений Мизеса в ячейках слоев композита OT4-l–Nb– Cu–12X18H10T при χ_{Nb} = 0,166 и варьировании относительной толщины меди: *a* − χ_{Cu} = 0,266; *b* − χ_{Cu} = 0,166; *b* − χ_{Cu} = 0,066; *b* − χ_{Cu} = 0,033; *e* − χ_{Cu} = 0,026; *ж* − χ_{Cu} = 0,013



Рис. 4. Изменение напряжений Мизеса в ячейках слоев композита OT4-l–Nb– Cu–12X18H10T при $\chi_{Cu}=0,0266$ и варьировании относительной толщины ниобия: $a - \chi_{Nb} = 0,166; \delta - \chi_{Nb} = 0,1; \delta - \chi_{Nb} = 0,066; c - \chi_{Nb} = 0,033$



Рис. 5. Изменение деформации ячеек слоев композита OT4-l–Nb–Cu– 12X18H10T вдоль оси при варьировании относительных толщин ниобия и меди:

 $a - \chi_{Nb} = 0,166, \chi_{Cu} = 0,1 (1 - \sigma = 400 \text{ MIIa}, 2 - \sigma = 450 \text{ MIIa}, 3 - \sigma = 490 \text{ MIIa}, 4 - \sigma = 510 \text{ MIIa}); \\ \delta - \sigma = 500 \text{ MIIa}, 3 - \sigma = 580 \text{ MIIa}, 4 - \sigma = 630 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 660 \text{ MIIa}); \\ \sigma - \sigma = 500 \text{ MIIa}, 3 - \sigma = 580 \text{ MIIa}, 4 - \sigma = 630 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 660 \text{ MIIa}); \\ \sigma - \sigma = 710 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 710 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 710 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 3 - \sigma = 630 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 660 \text{ MIIa}, 2 - \sigma = 630 \text{ MIIa}, 3 - \sigma = 690 \text{ MIIa}, 4 - \sigma = 750 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 710 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}, 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}; 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}; 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}; 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa}); \\ c - \sigma = 700 \text{ MIIa}; 5 - \sigma = 770 \text{ MIIa};$



Рис. 6. Изменение предела прочности композита ОТ4-l–Nb–Cu–12X18Н10Т при варьировании относительной толщины меди и $\chi_{Nb} = 0,166$ (*a*); относительной толщины ниобия и $\chi_{Nb} = 0,026$ (*б*)

Уменьшение относительной толщины прослоек меди (рис. 6, a) и ниобия (рис. 6, δ) вызывало рост расчетных значений напряжений, приводящих к разрушению образцов.

Сравнение значений прочности композита

ОТ4-1-ниобий ВН2-медь М1-сталь 12Х18Н10Т с различными относительными толщинами мягкой прослойки экспериментальных (рис. 2) и полученных моделированием по методу конечных элементов (рис. 6) показывает их хорошую корреляцию.

Выводы

1. Проведена верификации результатов моделирования деформирования и разрушения композита ОТ4-1-ниобий ВН2-медь М1-сталь 12X18H10T с варьированием относительных толщин прослоек М1 в интервале 0,016 $\leq \chi \leq$ 0,25 и ВН2 в интервале 0,033 $\leq \chi \leq$ 0,16 с помощью пакета *SIMULIA/Abaqus*.

2. Определено изменение деформации ячеек слоев композита ОТ4-1–ВН2–М1–12Х18Н10Т по мере возрастания растягивающих напряжений и определены условия переноса деформирования на сталь 12Х18Н10Т.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Титан-сталь: от биметалла до интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10(48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 11–15.

2. *Трыков, Ю. П.* Титаностальные композиты и соединения : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 344 с.

3. *Трыков, Ю. П.* Деформация слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич : монография / ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.

4. Бакши, О. А. Прочность при статическом растяжении сварных соединений с мягкой прослойкой / О. А. Бакши // Сварочное производство. – 1962. – № 5. – С. 35–46.

5. *Трыков, Ю. П.* Исследование кинетики деформации и разрушения сваренных взрывом четырехслойных титаностальных композитов / Ю. П. Трыков, В. П. Белоусов, Л. М. Гуревич, В. Д. Рогозин, С. П. Писарев // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – № 8. – С. 31–37.

6. Белоусов, В. П. Механические свойства титаностальных соединений (с промежуточными слоями), сваренных взрывом / В. П. Белоусов, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. – 1971. –№ 9. – С. 19–21.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева, А. А. Голик МОДЕЛИРОВАНИЕ КОНТАКТНОГО УПРОЧНЕНИЯ В МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТАХ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано методом моделирования с помощью пакета *SIMULIA/Abaqus* деформирование и разрушение многослойного магниево-алюминиевого композита при варьировании относительной толщины мягких прослоек.

Ключевые слова: магний, алюминий, титан, мягкая прослойка, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов.

Simulation of deformation and fracture of multilayer magnesium-aluminum composite with varying the relative thickness of the soft interlayers using the package *SIMULIA / Abaqus was* studied.

Keywords: magnesium, aluminium, titanium, soft interlayer, deformation, fracture, simulation, finite element method.

Методы сварки плавлением непригодны для соединения магния с алюминием из-за образования между ними хрупких интерметаллидов, делающих конструкцию неработоспособной. Для создания прочноплотных цилиндрических магниево-алюминиевых переходников различных конструкций (трубопроводов, баллонов, термокомпенсаторов) сваркой взрывом [1] разработано два типа соединений: 1) трехслойная композиция АМг6-АД1-МА2-1 - для работы при температурах от -196 до +100 °C, не допускающая при дуговой сварке перегрева границы АД1-МА2-1; 2) четырехслойная композиция АМг6-АД1-ВТ1-0-МА2-1, не «чувствительная» к перегреву и рассчитанная на воздействие температур от -196 до +500 °С. В направлении, перпендикулярном плоскости соединения, прочность композиционного материала определяется прочностью наиболее слабого из составляющих материалов. С уменьшением толщины прослойки возрастает жесткость напряженного состояния и резче проявляется эффект контактного упрочнения. Для расчета прочности композитов с мягкими прослойками ранее разработан графоаналитический метод, обеспечивающий приемлемые для практики результаты [2]. После создания пакетов компьютерных программ, основанных на методе конечных элементов, типа *SIMULIA/Abaqus* или *DEFORM*, появилась возможность более точного моделирования поведения композиционных материалов с резко различающимися по прочностным характеристикам слоями.

Целью настоящей работы являлась верификация моделирования деформации при растяжении магниево-алюминиевых композитов различной конструкции с использованием основанного на методе конечных элементов пакета компьютерных программ *SIMULIA/Abaqus*.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках базовой части государственного задания № 2014/16 проект 1183 и гранта РФФИ № 13-08-97025.
Основные закономерности изменения механических свойств магниево-алюминиевых композиций с промежуточным слоем из АД1 в зависимости от относительной толщины последнего проводились на трехслойном композиционном материале МА2-1–АД1–АМг6 (таблица). Толщина алюминиевого подслоя изменялась в диапазоне 0,1–1,5 мм. Толщины магниевого и алюминиевого сплавов оставались неизменны и составляли соответственно 20 и 10 мм.

Свойства материалов композиции

Состояние	Времени на	юе сопро отрыв, М	Относительная толщина алю-	
материала	АМг6	АД1	MA2-1	миния ҳ, мм
После сварки взрывом	350	100	260	0,03–0,50
После нагре- ва до 100 °C в течение 1 ч	320	70-80	240	0,03–0,50

Оптимальные режимы сварки взрывом композиционного материала обеспечивали прочность соединения на уровне прочности АД1. Для снятия упрочнения материалов после СВ производили отжиг при 100 °С в течение 1 ч. Результаты испытаний на растяжение поперек соединения показали, что с уменьшением относительной толщины алюминиевого подслоя $\chi = h/d$ прочность трехслойного материала после сварки и ТО постепенно возрастала от 100-120 МПа при $\chi = 0,5$ до 200 МПа при $\chi = 0,03$. При толщине алюминиевой прослойки 0,1 мм $(\chi = 0.03)$ происходило повышение прочности до 200 МПа, то есть вдвое по сравнению с прочностью композита при толщине алюминия 1,5 мм (рис. 1). Разрушение образцов при $\chi = 0.03$ происходило по сплаву магния МА2-1, и прочность композита не определялась прочностью алюминиевой прослойки. При $\chi > 0,2$ продольная остаточная деформация преимущественно локализуется в алюминии, которым и определяется пластичность всего соединения. Уменьшение у до 0,07 приводит к стеснению пластической деформации в АД1, постепенному снижению общей пластичности и заметному вовлечению МА2-1 и АМг6 в пластическую деформацию в основном в приконтактной с АД1 области.

Полученные экспериментальные данные использовались для верификации расчетов контактного упрочнения магниево-алюминиевого композита графоаналитическим способом [2] и с использованием пакета программ *SIMULIA/Abaqus*, основанного на методе конечных элементов.



Рис. 1. Зависимость прочности композита после термообработки при 100 °C в течение 1 ч от χ алюминиевого слоя: *1* и *1*′ – экспериментальная и расчетная кривые

При расчете графоаналитическим способом в случае вязкого разрушения временное сопротивление сварного соединения определяется:

при $\chi > \chi_0$, когда эффект контактного упрочнения отсутствует, прочность соединения равна прочности металла мягкой прослойки σ_B^M . Значение χ_0 для стержней компактного сечения

$$\chi_0 \le \frac{4}{3\sqrt{3}(4-\pi)} \approx 0.9$$
, (1)

при $\chi \leq \chi_0$

1

$$\sigma_{\rm B} = \sigma_{\rm B}^{\rm M} K_{\chi}, \qquad (2)$$

где $\sigma_{\rm B}^{\rm M}$ – временное сопротивление металла мягкой прослойки, K_{χ} – коэффициент контактного упрочнения, определяемый для элементов компактного сечения как $K_{\chi} = \frac{\pi}{4} + \frac{1}{3\sqrt{3}\chi}$. Для ис-

следуемой трехслойной композиции с несимметричной механической неоднородностью коэффициент механической неоднородности *К*_в определяется

$$K_{\rm B} = \frac{\sigma_{\rm B}^{\rm T} + \sigma_{\rm B}^{\rm cT}}{2\sigma_{\rm B}^{\rm M}} = \frac{320 + 240}{2 \times 75} = 3,73, \qquad (3)$$

где $\sigma_{\rm B}^{\rm T}$ и $\sigma_{\rm B}^{\rm CT}$ – временное сопротивление твердого и самого твердого металла. Значение $K_{\rm B} = 3,73$ соответствует критическому значению справедливости расчетных формул определения механических свойств многослойных соединений с мягкими прослойками; начиная со значения $\chi \leq \chi_i$, создаются условия неполной реализации контактного упрочнения: при приближающихся к σ_B^T значениях средних напряжений происходит быстрое нарастание деформаций в твердом металле, что ослабляет сдерживание деформации прослойки. Значение относительной толщины прослойки χ_D , при которой фактическая прочность становится меньше расчетной, определяется по формуле:

$$\chi_i = \frac{0.12K_{\scriptscriptstyle \rm B} + 0.08}{0.53K_{\scriptscriptstyle \rm E} - 0.35} = 0.32.$$
 (4)

Для учета уменьшения действия деформационного упрочнения прослойки с уменьшением χ введено понятие коэффициента реализации контактного упрочнения K_p , с учетом которого формула для расчета прочности сварных соединений

$$\sigma_{\rm B} = \sigma_{\rm B}^{\rm M} \cdot K_{\chi} \cdot K_{\rm p}. \tag{5}$$

При наибольшем отклонении теоретической прочности от фактической минимальная величина коэффициента реализации контактного упрочнения $K_{\rm p}^{min}$

$$K_{\rm p}^{\rm min} = 1,246 - 0,246 K_{\rm B} = 0,328.$$
 (6)

Сопоставление теоретических кривых (рис. 1, кривые I, I') показывает, что при значении $\chi \leq 0,1$ реализуется полное контактное упрочнение мягкой алюминиевой прослойки в композиции в состояниях после сварки взрывом и нагревов при 100 °C.

Возможность моделирования процессов растяжения цилиндрического образца Ø6 мм трех-

магний-алюминиевого слойного композита АМг6-АД1-МА2-1 методом конечных элементов проверялась с использованием модуля Abaqus/ Explicit программного комплекса SIMULIA/ Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA). Расчет проводился по модели Мизеса. Материалы слоев деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися пределами текучести σ_{0.2} при росте локальной пластической деформации по известным зависимостям [3]. Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Размер стороны кубической ячейки конечноэлементной сетки выбирался равным 0,025 мм, что обеспечивало достаточную точность и приемлемое время проведения расчетов. Для сокращения времени моделирования использовалась осевая симметрия цилиндрического тела и рассчитывались деформации в радиальном сечении. Толщина прослойки АД1 варьировалась от 4 ($\chi_{A\Pi 1} = 0,66$ при диаметре образца Ø6 мм) до 0,15 мм (дада=0,025).

Проведенное моделирование показало изменение характера деформирования и разрушения основных слоев композиции при варьировании относительной толщины мягкой прослойки (рис. 2). В области $\chi_{AД1} > 0,066$ разрушение при моделировании происходило по прослойке АД1, но уменьшение относительной толщины $\chi_{AД1}$ сопровождалось ростом пластической деформации в магниевом сплаве МА2-1. При $\chi AД1 \leq 0,05$ происходило значительное распределенное пластическое деформирование МА2-1 (рис. 2, ∂).



Рис. 2. Изменение характера деформирования в композите АМг6–АД1–МА2-1 ячеек слоев МА2-1 и АД1 при варьировании относительной толщины мягкой прослойки $\chi_{AД1}$: $a - \chi_{AД1}=0,66; \ \delta - \chi_{AД1}=0,33; \ s - \chi_{AД1}=0,1; \ z - \chi_{AД1}=0,05; \ \delta - \chi_{AД1}=0,033$

Варьирование относительной толщины прослойки алюминия приводит к изменению расчетной зависимости $\sigma = f(\epsilon_{CKM})$ (рис. 3). Уменьшение толщины алюминия до $\chi_{AД1} =$ = 0,033 позволяет повысить прочность композита до прочности магния. При этом деформация вдоль оси образца в центральной части алюминиевой прослойки становится меньше, чем в магнии (рис. 4). Полученные значения прочностных характеристик хорошо коррелируют с экспериментальными значениями (рис. 1).





Pac

в



Рис. 3. Расчетная диаграмма растяжения для композита АМг6– АДІ-МА2-1 с различной относительной толщиной прослойки АДІ: *1* - *х*_{АДI}=0,133; *2* - *х*_{АДI}=0,01; *3* - *х*_{АДI}=0,067; *4* - *x*_{AДI}=0,05; *5* - *x*_{AДI}=0,033



Рис. 4. Расчетная диаграмма распределения деформации вдоль оси образца в слоях композита АМг6–АД1–МА2-1 с различной относительной толщиной прослойки АД1: $a - \chi_{A\Pi} = 0,133$; $\delta - \chi_{A\Pi} = 0,05$; $e - \chi_{A\Pi} = 0,033$; $I - \sigma = 144$ МПа, 2 – 158 МПа, 3 – 176 МПа, 4 – 180 МПа, 5 – 193 МПа, 6 – 209 МПа, 7 – 220 МПа, 8 – 245 МПа

Рис. 5. Расчетная диаграмма распределения деформации вдоль оси образца в слоях композита АМг6-АД1-ВТ1-0-МА2-1 с $\chi_{AД1}$ =0,033 и χ_{BT1-0} =0,167: $l - \sigma$ = 158 МПа, 2 – 180 МПа, 3 – 209 МПа, 4 – 245 МПа, 5 –

360 МПа

Введение прослойки ВТ1-0 не только позволяет расширить температурный диапазон работоспособности магниево-алюминиевых переходников, но и изменяет их поведение при нагружении (рис. 5). Прочность композита при $\chi_{AД1} = 0,033$ и толщине прослойки ВТ1-0 1 мм повысилась до 360 МПа, а деформация алюминия и титана практически отсутствовала.

Выводы

1. Проведена верификация результатов моделирования процессов деформирования магниево-алюминиевых композитов с использованием основанного на методе конечных элементов пакета компьютерных программ *SIMULIA*/ *Abaqus* на примере трехслойной композиции AMr6–AД1–MA2-1, показавшая хорошую корреляцию полученных и экспериментальных значений прочностных характеристик.

2. Показано, что уменьшение относительной толщины $\chi_{AД1} \leq 0,066$ сопровождается ростом

УДК 539.3

пластической деформации в магниевом сплаве MA2-1, переходя при $\chi_{AД1} \leq 0.05$ к распределенному пластическому деформированию MA2-1.

3. Введение прослойки ВТ1-0 позволяет расширить температурный диапазон работоспособности магниево-алюминиевых переходников и изменяет их поведение при нагружении: прочность композита может быть повышена до 360 МПа при практическом отсутствии деформации алюминия и титана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун // Металлургиздат, 2004. – 230 с.

2. *Трыков, Ю. П.* Композиционные переходники : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев ; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – 328 с.

3. *Третьяков, А. В.* Механические свойства сталей и сплавов при пластическом деформировании / А. В. Третьяков, Г. К. Трофимов, М. К. Гурьянова. – М. : Машиностроение, 1971. – 224 с.

А. А. Тырымов

ПРИМЕНЕНИЕ ГРАФОВОГО МЕТОДА ДЛЯ РАСЧЕТА КИН В ОРТОТРОПНОЙ ПЛАСТИНЕ С ЭКСЦЕНТРИЧНО РАСПОЛОЖЕННОЙ ПОПЕРЕЧНОЙ ТРЕЩИНОЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:tyrymov2010@yandex.ru

В статье представлен анализ коэффициента интенсивности напряжений при растяжении ортотропной пластины с эксцентрично расположенной поперечной трещиной.

Ключевые слова: математическое моделирование, теория упругости, ориентированный граф, трещина, сингулярность напряжений, коэффициент интенсивности напряжений.

This paper is concerned with the analysis of stress intensity factor of a orthotropic rectangular plate with nonsymmetric crack subject to tension.

Keywords: mathematical simulation, elasticity, directed graph, crack, stress singularity, stress intensity factor.

Проектирование современных конструкций с широким использованием в них структурно неоднородных материалов требует разработки эффективных методов расчета таких конструкций на прочность. Достижение этой цели невозможно без дальнейшего совершенствования известных и создания новых универсальных численных методов, моделирующих напряженно-деформированное состояние структурно и механически неоднородных тел. Одним из таких методов может служить графовый метод анализа полей деформаций и напряжений, в котором в качестве дискретных моделей, представляющих сплошное тело, используются ориентированные графы [1, 2]. Способ конструирования графовой модели, ее конфигурация, тип переменных, применение специальным образом сконструированных матриц для вывода определяющей системы уравнений подробно изложены в [1, 2].

В настоящей работе внимание сосредоточено на возможностях построенного на основе графовой модели сингулярного элемента, предназначенного для расчета напряженно-деформированного состояния в окрестности особых точек разреза для ортотропной среды. Использование этого элемента для расчета напряженно-деформированного состояния образца из изотропного материала с центральной или двумя краевыми трещинами представлено в [1, 3]. Распределение напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины обладает, как правило, особенностью типа $r^{-\alpha}$, где r – расстояние от исследуемой точки до кончика трещины. Асимптотика $r^{-0.5}$ присуща чисто упругим решениям, а случай $0.5 < \alpha < 1$ возникает при решении нелинейных или упругопластических задач, а также в тех задачах, где трещина выходит на границу раздела двух сред с различными упругими свойствами.

В работе используется элементарная ячейка с восемью степенями свободы. При определении конфигурации элементарной ячейки в декартовой системе координат область, занятую двумерной сплошной средой, покрываем сетью координатных линий x = const, y = const, между узлами которых устанавливаем гипотетические измерители, определяющие абсолютные нормальные деформации δ_{xx} и δ_{yy} и линейные перемещения δ_{yx} , δ_{xy} , обусловленные сдвигом (параллельные переменные $\{\delta\}$). При этом δ_{xx} , например, измеряется между двумя точками оси x, а δ_{xy} между двумя точками оси y. Измерители принимаем в качестве дуг графа, их изображаем направленными отрезками линий, причем ориентация дуг совпадает с ориентацией осей координат. Точки, между которыми проводились измерения, принимаются в качестве вершин графа.

В результате получаем элементарную ячейку прямоугольного элемента, имеющую 8 дуг и 8 вершин и состоящую из двух компонент (представлена на рисунке):



Элементарная ячейка, состоящая из двух компонент

Каждая из дуг графа отображает одну из следующих пар параллельных и последовательных переменных: $\delta_{xx} - f_{xx}$, $\delta_{yy} - f_{yy}$, $\delta_{yx} - f_{yy}$, $\delta_{yx} - f_{yy}$, f_{xy} , $f_{xy} - f_{xy}$, где f_{xx} , f_{yy} и f_{yx} , f_{xy} – нормальные и тангенциальные внутренние силы (обобщенные напряжения). Таким образом, дуги элементарной ячейки отображают такие два вектора:

$$\{f\}_{c}^{t} = \{f_{d}^{xx}, f_{l}^{yy}, f_{u}^{xx}, f_{r}^{yy}, f_{d}^{yx}, f_{l}^{xy}, f_{u}^{yx}, f_{r}^{yx}\}, \quad (1)$$

$$\left\{\delta\right\}_{c}^{l} = \left\{\delta_{xx}^{d}, \delta_{yy}^{l}, \delta_{xx}^{u}, \delta_{yy}^{r}, \delta_{yx}^{d}, \delta_{xy}^{l}, \delta_{yx}^{u}, \delta_{xy}^{r}\right\},$$
(2)

где индексы u, d, l, r обозначают соответственно верхние, нижние, левые и правые дуги элементарной ячейки, а символ t – операцию транспонирования.

Описание элементарной ячейки, то есть связь векторов $\{f\}_c$ и $\{\delta\}_c$, а также зависимость их от напряжений $\{\sigma\}$ и деформаций $\{\varepsilon\}$ моделируе-

мого тела осуществляем, исходя из равенства энергии деформации непрерывного элемента среды и энергии элементарной ячейки соответствующей этому элементу:

$${f}_{c}^{t}{\delta}_{c} = \int_{V} {\sigma}^{t}{\varepsilon} dv,$$

где $\{\delta\}_c$ и $\{f\}_c$ определяются формулами (1), (2). Связь между напряжениями и деформациями определяется законом Гука, который для ортотропного тела в случае плоской задачи теории упругости может быть представлен в виде [4]

$$\begin{cases} \sigma^{xx} \\ \sigma^{yy} \\ \sigma^{xy} \end{cases} = \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & 0 \\ E_{12} & E_{22} & 0 \\ 0 & 0 & E_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{pmatrix},$$

где для плоского напряженного состояния E_{11} , E_{12} , E_{22} , E_{66} могут быть выражены через технические постоянные по формулам:

$$E_{11} = \frac{E_{x}}{(1 - v_{xy} v_{yx})}, \qquad E_{12} = \frac{E_{y} v_{xy}}{(1 - v_{xy} v_{yx})}, E_{22} = \frac{E_{y}}{(1 - v_{xy} v_{yx})}, \qquad E_{66} = G_{xy}.$$

Здесь $E_{x}, E_{y}, G_{xy}, v_{xy}, v_{yx}$ – модули упругости, модуль сдвига и коэффициенты Пуассона, соответствующие направлениям осей x, y.

> an дu $\mathcal{E}_{rr} =$ γ

где $r(x, y) = \sqrt{x^2 + y^2}$ – расстояние от произвольной точки элемента до вершины трещины. Предполагается, что начало локальной декартовой системы координат располагается в вершине трещины, а сама трещина лежит на оси ОХ. Значения коэффициентов в формулах (3) удается выразить через деформации сторон элемента [1]. В результате относительные деформации внутри четырехугольного элемента можно выразить через абсолютные деформации его сторон $\{\varepsilon\} = [L] \{\delta\}_c$, где элементы матрицы [L] зависят от упругих свойств среды и являются функциями координат точек элемента.

Использование равенств $\{f\}_{c}^{t}\{\delta\}_{c} = \int_{V} \{\sigma\}^{t}\{\varepsilon\} dv$, $\{\varepsilon\} = [L]\{\delta\}_c$ и обобщенного закона Гука для ортотропного материала $\{\sigma\} = [C] \{\varepsilon\}$ позволяет представить уравнение элементарной ячейки в виде ${f}_{c} = [K]_{c} {\delta}_{c},$ где $[K]_{c} = \int_{V} [L]^{t} [C] [L] dv$ – матри-

ца жесткости элемента.

Таким образом, графовый метод позволяет построить линейную (соответствует квадратичной функции перемещений) или сингулярную аппроксимацию деформаций на четырехузловом прямоугольном элементе с восемью степенями свободы. В традиционном подходе метода конечных элементов (МКЭ) для такой аппроксимации необходимо применение элемента с восемью узлами (16 степеней свободы). В результате определяющая система уравнений графового метода содержит уравнений примерно в 3 раза меньше по сравнению с системой, выведенной традиционным способом МКЭ.

С целью проверки эффективности предла-

Учитывая дифференциальные зависимости Коши и моделируя сингулярный характер распределения напряжений и деформаций у вершины трещины, аппроксимируем неизвестные деформации в пределах элемента следующими выражениями:

$$= \frac{\partial u}{\partial x} = a_0 + a_1 x + a_2 y + a_3 r^{-\alpha}, \quad \varepsilon_{yy} = \frac{\partial v}{\partial y} = b_0 + b_1 x + b_2 y + b_3 r^{-\alpha},$$

$$\frac{\partial u}{\partial y} = c_0 + c_1 x + c_2 y + c_3 r^{-\alpha}, \quad \frac{\partial v}{\partial x} = d_0 + d_1 x + d_2 y + d_3 r^{-\alpha},$$

$$\psi_{xy} = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} = c_0 + d_0 + (c_1 + d_1) x + (c_2 + d_2) y + (c_3 + d_3) r^{-\alpha},$$

(3)

гаемого сингулярного элемента рассмотрим задачу с равномерным растяжением прямоугольной пластины с эксцентрично расположенной поперечной трещиной. Характеристики пластины: E_x =170000 МПа, E_y =55000 МПа, *G_{xy}* =5000 МПа, *v_{xy}* =0,12 (боро-эпоксидный материал), ширина W = 240 мм, высота H = 3W. Трещина перпендикулярна стороне пластины с размером *H*, расположена на оси симметрии ОХ, левый кончик удален от границы на расстояние а, правый – на расстояние b. Длина трещины l = b - a.

Изучается плоское напряженное состояние. Ввиду симметрии рассматривалась половина всей области. Граничные условия задачи заданы следующим образом: на горизонтальной оси симметрии вне контура разреза v = 0, на боковых сторонах и контуре разреза нагрузка отсутствует. К оставшейся стороне пластины приложена нормальная постоянная нагрузка интенсивности $\sigma = 100$ МПа.

Исследуемая область разбивалась на 1800 прямоугольных элементов. В окрестности трещины у каждого кончика использовались по четыре сингулярных элемента с размером 0,4х0,2 мм. Во всех других элементах применялась линейная аппроксимация деформаций. В приводимых ниже расчетах при моделировании сингулярности напряжений использована корневая особенность вида $r^{-0.5}$.

В механике разрушения существенную роль играют коэффициенты интенсивности напряжений (КИН). КИН является тем параметром, который позволяет оценивать локальное поле напряжений в вершине трещины.

В таблице приведены коэффициенты интенсивности нормальных напряжений К₁, отнесенные к $c_{\rm F}\sqrt{\pi l}$, которые определены в зависимости от отношений a/W и b/W. Первая строка таблицы соответствует случаю краевой поперечной трещины при одноосном растяжении ортотропной пластины. В верхнем ряду следующих строк таблицы приведены КИН в левой вершине трещины, во втором ряду – в правой вершине.

a/W	b/W								
a/w	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8		
0	1,319	1,615	2,101	2,720	3,871	6,028	11,253		
0,1	1,039 1,031	1,118 1,078	1,214 1,190	1,312 1,156	1,403 1,179	1,487 1,214	1,556 1,312		
0,2	-	1,016 1,013	1,051 1,036	1,091 1,059	1,135 1,092	1,178 1,131	1,227 1,227		
0,3	-	_	1,011 1,009	1,026 1,021	1,052 1,043	1,082 1,082	1,126 1,178		
0,4	_	_	_	1,005 1.004	1,019 1,019	1,042 1,051	1,084 1,135		

Коэффициенты интенсивности напряжений

Для определения КИН применялся энергетический инвариантный интеграл Черепанова– Райса. Контур интегрирования выбирался проходящим через те точки, которые использовались для численного интегрирования по квадратурным формулам Гаусса при выводе матрицы жесткости сингулярной ячейки. Результаты расчетов, полученные графовым методом и представленные в таблице, близки к значениям КИН для полосы при тех же величинах упругих и геометрических параметров [5].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тырымов, А. А. Сингулярный элемент графовой модели упругой среды в декартовой системе координат /

А. А. Тырымов // Вычисл. мех. сплош. сред. – 2011. – Т. 4, № 4. – С. 125–136.

2. *Тырымов, А. А.* Численное моделирование и анализ напряженно-деформированного состояния анизотропного массива горных пород на основе графового метода / А. А. Тырымов // ФТПРПИ. – 2012. – № 5. – С. 52–66.

3. Тырымов, А. А. Применение сингулярного элемента графовой модели при расчете КИН в прямоугольной пластине с двумя краевыми трещинами / А. А. Тырымов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 15(118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 8). – С. 78–81.

4. *Фудзи, Т.* Механика разрушения композиционных материалов / Т. Фудзи, М. Дзако. – М. : Мир, 1982. – 232 с.

5. Kaya, A. S. Stress intensity factors and COD in an orthotropic strip / A. S. Kaya, F. Erdogan // Int. J. Fract. – 1980. – Vol. 16, No. 2. – P. 171–190.

УДК 620.171.2

М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Ал. И. Фролова ОЦЕНКА НЕРАЗРУШАЮЩИМИ МЕТОДАМИ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: detmash@vstu.ru

Описывается метод, позволяющий расчетным образом вычислить предел выносливости металла. Выполнено экспериментальное исследование, которое заключалось в определении физико-механических свойств материала и подтверждающее эффективность предложенного способа.

Ключевые слова: предел выносливости, прочность, внешняя нагрузка, упругопластический контакт, твердость.

The method that allows to calculate by the calculated way the endurance limit of the metal is described in the article. An experimental research that is established the physical and mechanical properties of the material and confirming the effectiveness of the proposed method was done.

Keywords: limit of endurance, strength, external load, elastic-plastic contact, hardness.

Важное значение в обеспечении безопасности движения имеет изучение изменений служебных свойств рельсов в процессе эксплуатации и разработка мер по своевременному их восстановлению при ремонтах. Для наиболее полного представления о работоспособности рельсов необходим анализ закономерностей изменения физико-механических характеристик и прочностных параметров рельсов, полученных после нескольких видов испытаний.

Прочность и надежность работы рельсов в пути оценивают величинами механических характеристик двух групп, полученных в результате испытаний: специальных темплетов (образцов), вырезанных из различных мест рельсов (эти данные позволяют судить о работоспособности материала – рельсовой стали); полнопрофильных рельсовых проб длиной, как правило, 1,2 ... 1,3 м, устанавливаемых в испытательной машине на опорах с расстоянием между ними 1 м (в итоге формируется представление о конструктивной прочности рельсов данной партии по таким параметрам, как их статическая, циклическая (усталостная) и копровая (хрупкая) прочность). При этом надо иметь в виду, что в лабораторных условиях па стенде можно лишь с определенной степенью приближения имитировать реальное нагружение и работу рельса в пути, в первую очередь, напряженное состояние в зоне воздействия колеса на рельс.

В процессе эксплуатации деталей под действием внешних нагрузок (циклических, ударных, статических и др.) в материале происходят довольно сложные изменения: развиваются микродефекты и трещины, в зоне контактного взаимодействия появляется пластическая деформация металла, а также меняется напряженно-деформированное состояние. Перечисленные факторы приводят к изменению физико-механических свойств материала: предела текучести, предела выносливости и пр.

Изучению изменения механических свойств рельсовой стали в процессе эксплуатации посвящены многочисленные исследования [1-3]. Одной из важнейших характеристик работоспособности рельса является предел выносливости, определяемый в настоящее время на базе 10⁶ – 10⁷ циклов в соответствии со стандартами. В связи с трудоемкостью его экспериментального определения и сложностью явления механической усталости широкое развитие получили расчетно-экспериментальные методы, в которых предел выносливости рассчитывают по легко определяемым характеристикам механических свойств. Данная работа посвящена разработке расчетного метода определения пределов прочности и выносливости рельсовой стали.



Диаграмма механического состояния стали по контактной усталости. Прямая линия соответствует зависимостям (1) и (2), кривая – зависимости (3), голубые области соответствуют оптимальной твердости материала рельсов по критерию выносливости, темные точки – экспериментальное исследование в работе [3], светлые треугольники – расчет по формуле (10)

Так, например, анализ огромного количества экспериментальных данных различных исследователей привел к приближенной линейной зависимости [4]

$$\sigma_{-1} = 0.5\sigma_{\rm B}.$$
 (1)

Корреляционная связь предела выносливости и твердости (по Виккерсу), представленная на рисунке, описывается приближенной зависимостью [4]

$$\sigma_{-1} = 1,6 \text{HV}$$
. (2)

Из рисунка видно, что при $\sigma_{\rm B} \leq 1100$ МПа (HV 350) значения предела выносливости хорошо аппроксимируются линейной зависимостью, а при $\sigma_{\rm B} > 1100$ МПа наблюдается отклонение от линейной зависимости (1).

В работе [3] предложен способ оценки предела выносливости металла рельсов, позволяющий определить данную характеристику в широком диапазоне твердостей стали

$$\sigma_{-1} = 2,68 \text{HV} - 0,0025 \text{HV}^2 - 93,3.$$
 (3)

Однако предложенная зависимость построена на основании эксперимента и не имеет аналитического подтверждения.

Исследование, предложенное в настоящей работе, базируется на закономерностях упругопластического внедрения индентора в испытуемую поверхность и относится к неразрушающим методам контроля.

В случае контакта колеса и рельса деформация происходит одновременно на поверхностях колеса и рельса. Но в процессе эксплуатации формируются характерные зоны деформирования [3] головки рельса на ее поверхности качения. Полное сближение контактирующих деталей при этом возможно определять по параметрам контактного взаимодействия тел двоякой кривизны [8]

$$\alpha_{\Sigma} = \alpha_{y,\Sigma} + h_{\phi} + h_{c,\phi}, \qquad (4)$$

где $\alpha_{y,\Sigma}$ – обратимое упругое сближение контактирующих деталей

$$\alpha_{y,\Sigma} = \sqrt[3]{\frac{9\pi^2 P^2 (k_1 + k_2)^2}{16R_{np} \left(1 + \frac{2h_{\phi} + 2h_{c,\phi}}{\alpha_{y,\Sigma}}\right)}}; \quad (5)$$

 h_{ϕ} – фактическая глубина остаточного отпечатка на поверхности (обладающая меньшей жесткостью)

$$h_{\phi} = \left(\frac{P - P_0}{2\pi \mathrm{H}\mathrm{J} \cdot R_{\mathrm{np}}}\right) \sqrt{\left(\mathrm{H}\mathrm{J}_{\mathrm{m}}/\mathrm{H}\mathrm{J}\right)^{0.89} - 0.6} - 0.074;$$
(6)

 $h_{c,\phi}$ — фактическая величина остаточного сплющивания поверхности (обладающая большей жесткостью)

$$h_{\rm c,\phi} = 0,306R \left(\frac{P - P_0}{\mathrm{H}\mathrm{J} \cdot R_{\rm np}^2}\right)^{1,23} \left(\mathrm{H}\mathrm{J}_{\rm m}/\mathrm{H}\mathrm{J}\right)^{-0.89} - 0,528 \cdot (7)$$

В формулах дополнительно P и P_0 – контактная нагрузка и ее значение, соответствующее отрезку, отсекаемому на оси P прямой P(h) [6], $k_{1,2} = (1 - \mu_{1,2}^2)/\pi \cdot E_{1,2}$; μ – коэффициент Пуассона; E – модуль нормальной упругости (индексы 1 и 2 относятся к материалам колеса и рельса), $R_{\rm np}$ – приведенный радиус кривизны контактирующих поверхностей $R_{\rm np} = \frac{R_1 + R_2}{R_1 R_2}$, НД и НД_ш –

пластические твердости контактирующих поверхностей.

В работах [5, 6] предложены неразрушающие методы определения прочностных свойств металлоизделий, которые базируются на закономерностях первоначально точечного упругопластического контакта

$$\sigma_{0,2} = \frac{0,955(1-2\mu_2)P}{d_0^2 \left[78\frac{d_0}{D}(1-2\mu_2)\right]^{245/HA}},$$
(8)
$$\sigma_{\rm B} = \frac{0,955(1-2\mu_2)P}{d_0^2 \left[1,73\cdot10^{-3}\frac{d_0}{D}(1-2\mu_2)HA\right]^{245/HA}}$$
(9)

где P – рабочая нагрузка на колесо, НД – пластическая твердость испытуемого материала детали, d_0 – диаметр отпечатка на поверхности детали, D – диаметр сферического индентора (колеса), μ_2 – коэффициент Пуассона материала детали.

С учетом формул (1) и (9), после несложных преобразований, получим

$$\sigma_{-1} = \frac{0,478(1-2\mu_2)P}{d_0^2 \left[1,73 \cdot 10^{-3} \frac{d_0}{D} (1-2\mu_2) \mathrm{H} \mathrm{J} \right]^{245/\mathrm{H} \mathrm{J}}}.$$
 (10)

Следует отметить, что в качестве числа твердости можно выбрать как твердость по Виккерсу HV, так и пластическую твердость НД поскольку эти числа твердости позволяют по единой шкале определять твердость от самых мягких до самых твердых материалов. В таблице приведены взаимосвязи пластической твердости НД с другими числами твердости [8].

Числа твердости	Пластическая твердость НД, МПа
$\mathrm{HRC}_{\mathfrak{I}}$ (при $\mathrm{HRC}_{\mathfrak{I}} \ge 32$)	$3,57 \cdot 10^{-4} \cdot \text{HRC}_{9}^{4,05} + 3353$
HRB	88300/(130 - HRB)
НВ, МПа (при НВ ≤ 4000)	0,468 HB ^{1,124}
НV, МПа (при HV 1000 9200)	0,5 HV ^{1,113}

Связь пластической твердости НД с другими числами твердости

Достоверность зависимости (10) оценивали на основании экспериментального исследования. На поверхности стального образца с различным уровнем твердости путем вдавливания с помощью пресса Бринелля ТШ–2 сферического индентора с радиусом R = 2,5 мм различными контактными нагрузками на индентор (в диапазоне от 1635 до 9810 Н) измеряли диаметр d_0 остаточного отпечатка и глубину hостаточных отпечатков. По формуле [7] и значению h определяли исходные предел текучести $\sigma_{0,2}$, временное сопротивление $\sigma_{\rm B}$ и предел выносливости σ_{-1} материала образца по формулам (8)–(10) при нагрузках.

Из рисунка видно, что данные авторов по определению предела выносливости совпадают с данными работы [3], посвященной поиску оптимальных физико-механических свойств, оценивающих ресурс работы рельсов. Таким образом, предложен метод определения предела выносливости рельсовой стали неразрушающим способом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Воробьев, А. А. Исследование напряженного состояния пятна контакта колеса и рельса / А. А. Воробьев, П. Г. Сорокин // Новые материалы и технологии в машиностроении. – Брянск : БГИТА, 2004. – Вып. 3. – С. 8–18.

2. Шур, Е. А. К вопросу об оптимальном соотношении твердости рельсов и колес / Е. А. Шур // Сб. докладов НПК «Современные проблемы взаимодействия подвижного состава и пути». – Щербинка : ВНИИЖТ, 2003. – С. 87–93.

3. *Махутов, Н. А.* Метод оценки механического состояния материала рельсов после длительной эксплуатации / Н. А. Махутов, Л. А. Сосновский, А. А. Кебиков // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – № 8(73). – 2007. – С. 49–54.

4. Хейвуд, Р. Б. Проектирование с учетом усталости / Р. Б. Хейвуд. – М. : Машиностроениие, 1969. – 504 с.

5. Пат. 2086947 Российская Федерация, МКИ G01 N 3/40 Способ определения предела текучести материалов / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. Опубл. 10.08.97, Бюл. № 22.

 Пат. 2011182 Российская Федерация, МКИ G01 N 3/40 Способ определения предела прочности материала / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. Опубл. 15.04.94, Бюл. № 7.

7. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М. : Машиностроение, 1986. – 224 с.

 Матлин, М. М. Контактный модуль упрочнения металла в задачах поверхностного пластического деформирования деталей машин / М. М. Матлин, С. Л. Лебский, А. И. Мозгунова // Упрочняющие технологии и покрытия. – № 4. – 2005. – С. 13–19.

УДК 621.891

М. М. Матлин, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин, М. А. Куликова ОЦЕНКА НАГРУЗОЧНОЙ СПОСОБНОСТИ СОЕДИНЕНИЙ ПЛОСКИХ ДЕТАЛЕЙ БЛИЗКОЙ ТВЕРДОСТИ НА СДВИГ*

Волгоградский государственный технический университет

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

Проведена оценка нагрузочной способности соединений плоских деталей близкой твердости на сдвиг с учетом контактной жесткости стыка и качества поверхности контактирующих поверхностей. Описаны методика и результаты экспериментального исследования прочности таких соединений.

Ключевые слова: прочность на сдвиг, деформационная составляющая, контактная жесткость, пластическая твердость.

Estimate of the shear load capacity of flat parts joint with close hardness was carried out considering joint contact stiffness and quality of the contacting surfaces. The method and results of experimental research of the durability of such joints were described.

Keywords: shear durability, deformation component, contact stiffness, plastic hardness.

Нагрузочная способность соединений плоских деталей на сдвиг определяется в значительной степени коэффициентом трения покоя, который, в свою очередь, зависит от давления, параметров шероховатости сопрягаемых поверхностей, направления следов обработки, твердости, сочетания материалов деталей. От-

^{*} Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00131/14 и Минобрнауки России в рамках госзадания № 2014/16 (проект № 2986).

метим, что в настоящее время не существует аналитических зависимостей, учитывающих совместное влияние указанных факторов на прочность соединений на сдвиг. В связи с этим ниже представлены результаты исследования нагрузочной способности соединения плоских деталей.

В общем случае условие прочности на сдвиг такого соединения

$$F \leq F_{\text{TD}}$$
, (1)

где F – внешняя сдвигающая сила, $F_{\rm тp}$ – сила трения.

Сила трения определяется как произведение коэффициента трения f на нормальную сжимающую нагрузку F_a :

$$F_{\rm rp} = f \cdot F_a \,. \tag{2}$$

Коэффициент трения в общем случае может быть представлен:

$$f = f_{\rm M} + f_{\rm A} \,, \tag{3}$$

где $f_{\rm M}$ – молекулярная составляющая; $f_{\rm A}$ – деформационная составляющая.

Взаимодействие контактирующих поверхностей на молекулярном уровне приводит к возникновению на границе раздела тел касательных напряжений, которые, в свою очередь, увеличивают деформационную составляющую силы трения. Однако данные некоторых авторов [1] говорят о том, что при значениях деформаций, характерных для внешнего трения, это влияние незначительно и им можно пренебречь. Кроме того, по мнению многих исследователей, молекулярная составляющая практически не зависит от величины внедрения, тогда как деформационная возрастает с увеличением величины сближения.

В работе [1] предложено выражение, позволяющее определять коэффициент трения *f* в случае пластического контакта номинально плоских шероховатой и гладкой поверхностей при условии ненасыщенного контакта:

$$f = f_{\rm M} + 0,55 \cdot \nu \cdot \left(\nu - 1\right) \cdot k_1 \cdot \sqrt{h/R} , \qquad (4)$$

где v — показатель степени уравнения начального участка кривой опорной поверхности; k_1 — коэффициент, зависящий от показателя v; R — радиус сферической неровности; h — величина остаточной деформации.

Приведенная формула для определения коэффициента трения получена для случая, когда при контактировании твердых тел более твердые неровности внедряются в менее твердое полупространство. При этом деформацией более твердого индентора пренебрегают. Надо отметить, что такое допущение правомерно только тогда, когда твердости контактирующих тел отличаются в два или более раза ([2]). В действительности твердости контактирующих поверхностей зачастую оказываются близкими по своему значению и в этом случае происходит одновременное внедрение и сплющивание выступов шероховатой поверхности. Таким образом, пренебрежение деформацией неровностей шероховатой поверхности может привести к значительной ошибке при определении коэффициента трения и, следовательно, к серьезной погрешности при оценке нагрузочной способности соединения.

Авторами получено выражение для определения остаточного сближения номинально плоских шероховатой и гладкой поверхностей деталей при условии, что неровности деформируются чисто пластически. В случае равенства твердостей контактирующих поверхностей это выражение принимает вид:

$$h = \left(\frac{1,549 \cdot F_a \cdot R_{\max}^{\nu}}{k_{crr} \cdot A_a \cdot b_k \cdot H \Pi_{rp} \cdot R^{0,13}}\right)^{\overline{\nu} - 0,13}, \qquad (5)$$

1

где дополнительно k_{cn} – коэффициент силового подобия, зависящий от показателя v; A_a – номинальная площадь контакта; b_k – коэффициент пропорциональности уравнения начального участка кривой опорной поверхности, зависящий от вида обработки поверхности детали; R_{max} – наибольшая высота неровностей профиля; $HД_{np}$ – приведенная пластическая твердость, которая определяется пластической твердостью шероховатой поверхности $HД_{m}$ и гладкой HД [2, 3]:

$$H\mathcal{A}_{np} = \frac{1, 5 \cdot H\mathcal{A}_{m} \cdot H\mathcal{A}}{H\mathcal{A}_{m} + H\mathcal{A}}$$

Совместное решение уравнений (4) и (5) позволяет определить аналитически коэффициент трения, возникающий в контакте плоских шероховатой и гладкой поверхностей при условии, что твердости этих поверхностей равны и имеет место пластическая деформация неровностей шероховатой поверхности. Полученные значения сравнивались с результатами экспериментального исследования нагрузочной способности соединения плоских деталей, проведенного авторами.

В качестве образцов были использованы стальные цилиндры диаметром 16 мм и высотой 24 мм. Рабочими являлись плоские параллельные торцевые поверхности цилиндра с одинаковой шероховатостью. При этом указанные рабочие поверхности обрабатывали фрезерованием, круговым точением или шлифованием (рис. 1).



Рис. 1. Экспериментальные образцы для определения коэффициента трения, торцевые поверхности которых обработаны: *а* – фрезерованием; *б* – круговым точением ; *в* – шлифованием

Цилиндрический образец *1* устанавливали торцами между двумя стальными плитками с полированными рабочими поверхностями *2* и *3*, которые закрепляли в захватах специального приспособления, размещенного на предметном столике пресса Бринелля (рис. 2). Перед установкой сопрягаемые поверхности деталей очищали от жировых пленок промывкой в спирте. Было испытано три партии соединений по три цилиндрических образца в каждой партии. Характеристики образцов и стальных плиток показаны в таблице. Параметры шероховатости определяли с помощью профилометра модель 130 завода «Протон-МИЭТ».

Характеристики образцов и стальных плиток

Номер		Плитки					
партии	Твердость,	D	Параметры шероховатости				Твердость,
соединений	НД, МПа	вид обработки	$R_{ m a}$, мкм	<i>R</i> , мм	ν	b_k	НД, МПа
1	2700	фрезерование	5	900	2,55	1,5	2700
2	2700	круговое точение	2	350	2,1	1	2700
3	2700	шлифование	0,9	180	1,85	0,95	2700

Для создания нормальной силы F_a , прижимающей цилиндрический образец к плиткам, использован нагружающий механизм пресса Бринелля; нагрузка от шпинделя пресса передается через шаровую опору 5, вертикальный шток и верхний захват 4 на исследуемое соединение. Сдвиг цилиндрического образца в горизонтальном направлении проводили с помощью винта. Сдвигающая сила F передается от винта к цилиндрическому образцу через образцовый динамометр 7, снабженный индикатором 6 для фиксации нагрузки (рис. 2). Испытания на сдвиг проводили при различных нагрузках (от 2452 до 19620 Н), сжимающих стык деталей, что соответствовало средним давлениям (12– 98) МПа. При этом для поверхностей образцов, обработанных фрезерованием, испытание на сдвиг проводили как вдоль, так и поперек следов обработки. Силу трения покоя определяли как половину наибольшей сдвигающей силы, фиксируемой индикатором в момент начала сдвига цилиндрического образца.

На рис. 3 приведены зависимости коэффициента трения f от относительной остаточной деформации h/R, полученные из эксперимента и по формулам (4),(5), для образца, обработанного фрезерованием, при проведении эксперимента на сдвиг поперек следов обработки (кривые 1, 2) и для образца, торцевая поверхность которого обработана шлифованием (кривая 3).



Рис. 2. Схема экспериментальной установки: *I* – образец для испытания; 2, 3 – опорные плитки; 4 – верхний захват; 5 – шаровая опора; 6 – индикатор; 7 – образцовый динамометр



Рис. 3. Зависимость коэффициента трения *f* от остаточной деформации *h/R*: сплошные линии – расчет по формулам (4),(5); пунктирная линия и значки – результаты эксперимента; кривые *l* и 2 – для образца, обработанного фрезерованием, при проведении эксперимента на сдвиг поперек следов обработки, кривая 3 – для образца, торцевая поверхность которого обработана шлифованием

Согласно аналитической зависимости, основанной на молекулярно-кинетической теории, коэффициент трения f возрастает с увеличением h/R, то есть с увеличением контурного давления, что наглядно демонстрируют кривые 2 и 3. Для образца, торцевая поверхность которого обработана шлифованием, результаты эксперимента подтверждают возможность использования зависимости (4) для определения fв случае контакта деталей близкой твердости с использованием формулы (5). Экспериментальная же зависимость коэффициента трения fот h/R для образца, обработанного фрезерованием, как видно из рис. 3 (кривая 1), является обратной. Это противоречие можно объяснить тем, что в результате эксперимента не учитывается усилие, необходимое для сдвига деталей соединения при нормальной нагрузке, равной нулю [4]. Это усилие зависит от микрогеометрии и формы контактирующих поверхностей, а также физико-механических свойств их материалов.

Таким образом, исследования показали, что при оценке нагрузочной способности соединений плоских деталей на сдвиг для случая, когда материалы контактирующих поверхностей имеют близкие твердости, может быть использована аналитическая зависимость коэффициента трения от параметров контактирующих поверхностей (4) с учетом выражения (5).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Михин, Н. М.* Внешнее трение твердых тел / Н. М. Ми-хин. – М. : Наука, 1977. – 222 с.

2. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М. : Машиностроение, 1986. – 224 с. 3. 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.

4. *Копцев, С. М.* Статическая прочность соединений с натягом / С. М. Копцев // Известия вузов. Машиностроение. – 1972. – № 3. – С. 166–169.

УДК 539.4.015/019

Л. В. Кукса, В. И. Клименко

УСТОЙЧИВОСТЬ СЖАТЫХ СТЕРЖНЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УПРОЧНЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет

e-mail: lvk-1967@yandex.ru , vasa_klim@mail.ru

Работа направлена на повышение сопротивляемости потере устойчивости стальных стержней, применяемых в конструкциях, на основе их упрочнения различными способами. 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.

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

Work is directed at strengthening the resilience the loss of stability steel rods used in constructions, on the basis of hardening in different ways. 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.

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

Проблема устойчивости элементов конструкций является одной из наиболее актуальных проблем строительной механики. Большинство материалов, применяемых для изготовления элементов конструкций и сооружений, работают в широком диапазоне нагрузок, деформаций, скоростей. Требования, предъявляемые к материалам, обширны и постоянно возрастают. Это обусловливает необходимость прогнозировать свойства материалов. Для получения заданных свойств необходимо применять различные способы упрочнения конструкционных материалов.

В основе современной концепции устойчивости, ее методологии лежит исследование процессов нагружения упругих и упругопластических систем [1]. Поэтому представляет большой интерес исследование устойчивости сжатых стержней с разной гибкостью после применения различных способов упрочнения.

Для стали, деформирующейся с образованием площадки текучести, показано, что значения предела пропорциональности σ_{nu} , предела упругости σ_{yn} и предела текучести σ_T , одинаковы. На основании этого действительный вид зависимости критического напряжения $\sigma_{\kappa p}$ от гибкости λ можно представить состоящим из двух участков [2].

Для стержней, работающих в упругой области, когда гибкость $\lambda \geq \lambda_0$, критическое напряжение определяется по формуле Эйлера и зависит от модуля Юнга E. Для стержней с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$ значение критического напряжения

принимается равным пределу текучести σ_T [3].

Для повышения критического напряжения и сопротивляемости потере устойчивости сжатых стальных стержней для участка с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$ можно использовать различные способы: термическую обработку; изменение химического состава; концепцию А. А. Ильюшина и В. Г. Зубчанинова (упрочнение с помощью наклепа); многократную механико-термическую обработку.

Применение термической обработки, включающей закалку и отпуск при различных температурах, позволяет повысить критическое напряжение для участка с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$ [4]. Например, при проведении закалки и отпуска при 700 °C для стали 45 увеличение критического напряжения в сравнении с исходными значениями в состоянии поставки составляет 44 %.

Увеличение процентного содержания углерода в стали (изменение химического состава) также приводит к повышению критического напряжения для участка с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$ [4]. При переходе от стали 20 к стали У8 критическое напряжение повышается на 27 %.

Для повышения критического напряжения и сопротивления потере устойчивости можно применить концепцию Ильюшина-Зубчанинова разгружающих и догружающих систем, использующей свойство пластически сжатого стержня, работающего в разгружающей системе [1].

Если удержать стержень от докритического

выпучивания с помощью каких-либо дополнительных поддерживающих связей и нагрузить силой большей касательно-модульной или приведенно-модульной нагрузки, но меньшей критической силы в системе с поддерживающими связями, а затем эти поддерживающие связи убрать, то стержень сохранит свое устойчивое состояние [1].

С целью исследования упрочнения с помощью наклепа были проведены исследования на образцах из стали 20. В исходном (неупрочненном) состоянии значение предела текучести составило $\sigma_T = 330$ МПа. Образцы были нагружены сжимающей силой до различных напряжений, превышающих значение предела текучести σ_T , с использованием разработанной экспериментальной установки с промежуточными опорами [5]. После упрочнения с помощью наклепа были изготовлены образцы различной длины диаметром 10 мм и испытаны на устойчивость (данные приведены в таблице).

N⁰	Напряжение при наклепе, МПа	Длина, мм	Диаметр, Мм	μ	Гибкость λ	Критическое напряжение σ _{кр} , МПа	Прирост _{бкр} , %	
Результаты испытаний партии образцов гибкостью $\lambda = 36$								
1	330	90	10	1	36	330	0	
2	380	90	10	1	36	385	16,7	
3	430	90	10	1	36	401	21,5	
4	480	90	10	1	36	408	23,6	
5	530	90	10	1	36	419	27,0	
	Р	езультаты	испытаний п	артии образ	зцов гибкостью λ	. = 44		
1	330	110	10	1	44	330	0	
2	380	110	10	1	44	382	15,8	
3	430	110	10	1	44	399	20,9	
4	480	110	10	1	44	409	23,9	
5	530	110	10	1	44	417	26,4	

Упрочнение стержней с помощью наклепа

С увеличением степени пластической деформации и напряжения, достигнутого при наклепе, происходит повышение критического напряжения. Однако при больших степенях деформации значение критического напряжения оказывается несколько меньше, чем наибольшее напряжение, достигнутое при предварительном сжатии.

Для повышения сопротивляемости потере устойчивости сжатых стальных стержней нами разработана многократная механико-термическая обработка (ММТО), основанная на деформационном старении [6]. Предложенный способ заключается в пластическом деформировании образцов статической сжимающей силой до полного прохождения пластических деформаций на площадке текучести и последующем старении в течение 60 мин – нагреве и выдержке при заданной температуре (300 °C). Применение разработанного способа возвращает материалу способность повторно деформироваться с образованием площадки текучести, что позволяет проводить деформационное старение и, соответственно, упрочнение в несколько циклов.



Рис. 1. Зависимости критического напряжения от гибкости для стали 20 для различного количества циклов упрочнения: *I* – без упрочнения; *2*, *3*, *4*, *5* – один, два, три, четыре цикла упрочнения; нения соответственно; *6* – кривая Эйлера $\sigma_{sp} = \frac{\pi^2 \cdot E}{\lambda^2}$; ×, ^Δ, ^O, ∇ ,

– экспериментальные точки

На рис. 1 представлены зависимости критического напряжения $\sigma_{\kappa p}$ от гибкости λ для стали 20 после четырех циклов упрочнения.

Проведение каждого последующего цикла упрочнения приводит к повышению критического напряжения. После проведения четырех циклов деформационного старения критическое напряжение для стержней с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$ увеличивается с 330 МПа в исходном со-

стоянии до 510 МПа, что составляет более 50 %.

Для объяснения изменений структуры и физико-механических свойств стали исследованы макро- и микромеханизм деформации на площадке текучести после деформационного старения.

Установлено [7], что образование эллиптичности поперечного сечения происходит только при первом пластическом деформировании в исходном состоянии. После проведения деформационного старения при пластическом деформировании наблюдается площадка текучести, приблизительно равная по длине первоначальной площадке, однако дополнительного образования эллиптичности не происходит (рис. 2, *a*, *б*). Проведение старения при различных температурах показало, что только полный отжиг при 880 °C возвращает стали способность деформироваться с образованием эллиптичности поперечного сечения после пластического деформирования (рис. 2, *в*).



Рис. 2. Ступени пластического деформирования и эллиптичность поперечного сечения для стали 20 после многократного повторного старения при различных температурах после деформаций на величину площадки текучести: *a* – при температуре 270 °C; *б* – при температуре 500 °C; *в* – при температуре 880 °C, позиции 1, 2, 3, 4, 5 – после прохождения 1, 2, 3, 4 и 5-й площадок текучести соответственно

Изменение механизма продвижения фронта начальной пластической деформации и сохранения нового механизма после старения указывают на высокую стойкость полученных искажений в кристаллической структуре. Проведение деформационного старения вызывает переход к сдвигам по новым, более коротким, плоскостям в результате упрочнения, что требует приложения больших усилий.

Исследован микромеханизм деформации различных сталей при пластическом деформировании и после деформационного старения.

Определялся параметр $K = \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon}$, где ε_i – де-

формация *i*-го микроучастка; *є* – средняя деформация на ступень нагружения. Графики развития пластической деформации, измеренной на базе 10 мкм для образцов, изготовленных из различных сталей (рис. 3), показывают резкие всплески локальной пластической деформации, превышающие среднюю деформацию в 2–4 раза. Постоянство очагов повышенной и уменьшенной локальной пластической деформации указывает на то, что локальное упрочнение по микрообластям, имеющее место при пластическом деформировании стали, оказывается не в состоянии перебросить очаги наибольшей деформации на новые места [8].



Рис. 3. Развитие локальной неоднородности деформации при растяжении образцов на базе 10 мкм: *а* – техническое железо; *б* – сталь 10; *в* – сталь 20; *г* – сталь 45; *д* – сталь У7



Рис. 4. Микроинтерференционная картина развития поверхностного рельефа: *a* – образцы из технического железа со степенью деформации ε – 8 % и 14 % соответственно; *δ* – образцы из стали 20 со степенью деформации ε – 4 % и 8 % соответственно

Наблюдения за микроинтерференционной картиной поверхностного рельефа показывают, что усиление рисунка сдвиговых процессов в полосах скольжения происходит в основном в тех же направлениях, что и при начальной стадии пластического деформирования (рис. 4).

При увеличении содержания углерода в стали растет степень микронеоднородной деформации, изменяются критерии локальности по структурным составляющим и существенно снижаются пластические свойства стали за счет перехода от разрушения по ферритным зернам к разрушению по перлитным зернам. Это объясняет изменение физико-механических свойств в зависимости от структуры сплава. Увеличение содержания перлита по сравнению с ферритом при переходе от технического железа к стали У7 приводит к повышению более чем в 1,5 раза предела текучести σ_T и более чем в 2 раза временного сопротивления σ_B . Следовательно, путем изменения химического состава можно достичь значительного повышения прочностных свойств стали.

Исследования развития микронеоднородной деформации при проведении ММТО показали, что после деформационного старения при наличии некоторой повторяемости микроочагов повышенной и уменьшенной деформации имеет место переброс очагов локальной деформации на другие микроучастки (рис. 5), чего при простом растяжении практически не наблюдается. Общий уровень неоднородности деформации при этом не получает существенного изменения. Параметр *K*, отражающий количественную оценку микронеоднородной деформации, находится в пределах от 0 до 2.



Рис. 5. Развитие микронеоднородной деформации технического железа после деформационного старения; _____1; ___ 2; ____ 3 – после 1-й, 3-й и 5-й площадок текучести соответственно

Значительное упрочнение микрообластей и переброс микроочагов деформации обусловливают повышение уровня напряжений, необходимых для деформирования металла.

Полученные в работе результаты позволяют осознанно подходить к выбору способа упрочнения сжатых стальных стержней с целью повышения критического напряжения и сопротивляемости потере устойчивости для участка с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$.

Наибольшего повышения критического напряжения и сопротивляемости потере устойчивости можно добиться с помощью применения многократной механико-термической обработки, позволяюшей получить заданные свойства стали путем изменения количества циклов упрочнения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зубчанинов, В. Г. Сопротивление материалов : учеб. пособие / В. Г. Зубчанинов. – Тверь : ТГТУ, 2005. – Кн. 2. – 352 с.

2. 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: тр. VI Междунар. науч. симпозиума. – Тверь, 2006. – С. 56–66.

3. 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). – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 109–113.

4. Кукса, Л. В. Повышение сопротивляемости потере устойчивости стальных стержней упрочненных различными способами / Л. В. Кукса, В. И. Клименко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 6(109). – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 7). – С. 85–90.

5. Пат. 2492445 Рос. Федерация, МПК[51] G01N 3/02. Устройство для испытания на устойчивость / Л. В. Кукса, В. И. Клименко ; № 2212115009/28 ; заявл. 16.04.2012 ; опублик. 10.09.2013 Бюл. № 25.

6. Решение РОСПАТЕНТ от 20.11.2013 г. о выдаче патента на изобретение по заявке № 2011122107/28 Кукса Л. В., Клименко В. И. «Способ повышения прочностных свойств стали и сопротивления потере устойчивости».

7. 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.

8. *Кукса, Л. В.* Механика структурно-неоднородных материалов на микро- и макроуровнях : монография / Л. В. Кукса. – Волгоград : ВолгГАСА. – 2002. – 160 с.

УДК 621.882.6:620.179

М. М. Матлин, Д. С. Манукян МЕТОДИКА КОНТРОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ БОЛТОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Волгоградский государственный технический университет e-mail : manyk89@gmail.com, matlin@vstu.ru

В данной работе описан метод неразрушающего контроля деталей резьбовых соединений, позволяющий проводить практически 100 %-ный сплошной контроль элементов соединений при производстве. Описанный метод базируется на закономерностях упругопластического внедрения сферического индентора в испытуемые детали.

Ключевые слова: предел прочности, предел выносливости, пластическая твердость, упругопластическое внедрение индентора.

This paper describes a method of nondestructive testing of parts of threaded connections, allowing to spend total control on the production of studs, bolts, etc. This method is based on the laws of elastic-plastic introduction of spherical indenter in the test details.

Keywords: ultimate strength, fatigue strength, plastic hardness, elastic-plastic indenter introduction.

В настоящее время резьбовые соединения занимают лидирующее положение по распространенности среди разъемных соединений. Установлено, что первыми резьбовыми деталями стали именно болты с резьбой на наружной цилиндрической поверхности.

В настоящей работе описан метод неразрушающего определения прочностных свойств металлоизделий [1, 2], базирующийся на закономерностях упругопластического внедрения сферического индентора в поверхность испытуемой детали. Объектом исследования были выбраны детали резьбовых соединений, широко использующиеся в транспортных средствах. Резьбовые (крепежные) детали относятся к числу напряженных и ответственных деталей, от которых зависит надежная работа машины в целом.

Из-за больших объемов производства и относительно малых размеров болтов проводят

выборочный контроль деталей из партии испытанием на растяжение с последующим разрушением образцов. Предлагаемый метод позволяет проводить неразрушающий сплошной контроль произведенных деталей.

В качестве объекта исследования были выбраны болты М8, М10, М12, М14 класса прочности 5.6 и болты М10, М12, М20, М24 класса прочности 8.8.

Для данных болтов определили пластическую твердость НД [3, 4] и определили, согласно методике, приведенной в работе [1], предел прочности. Результаты представлены в табл. 1.

Метод реализуют следующим образом. Сферический индентор (шарик с диаметром D) внедряют нагрузкой F в испытуемую поверхность детали. Измеряют после разгрузки диаметр d_0 остаточного отпечатка и вычисляют $\sigma_{\rm B}$, используя формулу (1).

$$\sigma_{B} = \frac{0,955(1-2\mu_{2})F}{d_{0}^{2} \left[0,0017 \left(\frac{d_{0}}{D} - 9,43K_{1} \frac{F}{d_{0}^{2}} \right) (1-2\mu_{2}) H \mathcal{I} \right]^{245/H \mathcal{I}}},$$
(1)

где дополнительно $K_1 = (1 - \mu_1^2) / \pi E_1$; μ_1 и E_1 – соответственно коэффициент Пуассона и модуль нормальной упругости материала сферического индентора; НД – контактный модуль упрочнения (пластическая твердость, определя-

емая по ГОСТ 18835–73 [3]) материала поверхности испытуемой детали; μ_2 – коэффициент Пуассона материала испытуемой детали.

Для примера приведен расчет для болта M10x90 класса прочности 5.8:

$$\begin{aligned}
K_{1} &= \left(1 - \mu_{1}^{2}\right) / \pi E_{1} = \left(1 - 0.29^{2}\right) / \pi \cdot 2.1 \cdot 10^{5} = 1.388 \cdot 10^{-6} \\
&(2) \\
\sigma_{B} &= \frac{0.955(1 - 2\mu_{2})F}{d_{0}^{2} \left[0.0017 \left(\frac{d_{0}}{D} - 9.43K_{1}\frac{F}{d_{0}^{2}}\right) (1 - 2\mu_{2}) \cdot H \mathcal{I} \right]^{245 / H \mathcal{I}} = \\
&= \frac{0.955(1 - 2 \cdot 0.3) \cdot 29400}{4.15^{2} \left[0.0017 \left(\frac{4.15}{10} - 9.43 \cdot 1.388 \cdot 10^{-6}\frac{29400}{4.15^{2}}\right) (1 - 2 \cdot 0.3) \cdot 2533.6 \right]^{245 / 2533.6} = 662.8(M \Pi a). \end{aligned}$$
(3)

С целью практической апробации указанного метода, применительно к деталям резьбовых соединений предварительно были проведены испытания на растяжение, с применением программно-технического комплекса для испытания материалов ИР-5143-200, и получены диаграммы растяжения, представленные на рисунке.

Как известно, резьба является концентратором напряжений и ослабляет конструкцию. При испытании болт разрушается именно по резьбе, а следовательно, она ослабляет его прочность и дает меньшие критические напряжения при испытании. Учитывая это, с целью исследования влияния резьбы на болтах, производимых массово была удалена резьба до диаметра впадин (d_0) и проведены испытания на статическую прочность. После испытаний получили следующее: предел прочности практически не изменился, а в некоторых случаях даже снизился. Связано это со способом массового производства болтов. Резьба накатывается, что вызывает дополнительное упрочнение (наклеп) во впадинах профиля резьбы.

Таблица 1

Маркировка	Из опыта на растяжение	Из опыта на твердость	Погреш- ность
оолта	σ _в , МПа	σ _в , МПа	δσ _в , %
M8×50 (5.8)	656,41	662,89	0,98
M10×70 (8.8)	938,35	912,21	2,87
M10×90 (5.8)	652,08	662,89	1,63
M12×80 (8.8)	894,84	873,82	2,41
M12×90 (5.8)	555,32	624,80	7,12
M14×120 (5.8)	582,46	527,12	6,50
M8×50 (5.8)	830,03	869,18	4,50
M10×70 (8.8)	830,00	869,77	4,57

Погрешности измерения предела прочности и условного предела текучести двумя способами



Диаграммы растяжения болтов M10x70 класса прочности 8.8

Как видно из таблицы, подавляющее большинство результатов по определению предела прочности неразрушающим методом расходится с результатами прямых испытаний на растяжение менее, чем на 5 %, что вполне удовлетворительно для инженерных расчетов [6]. Таким образом, данный метод можно рекомендовать для практического использования.

В настоящее время резьбовые соединения в основном работают при воздействии цикличных нагрузок. Как правило, это знакоположительный цикл с предварительной затяжкой. Таблица 2

При таких режимах нагружения гораздо более важным становится показатель усталостной прочности.

Monue	Предел выносливости,	Твердость
Марка	σ-1, Н/мм ²	НД, МПа
Сталь 20Х	295	275,6
Сталь 38ХА	392	293,9
Сталь 45Х	380	264,6
Сталь 45Г2	382	302,4
Сталь 20ХГР	500	348,8
Сталь ЗОХГТ	490	365,9
Сталь 40ХМФА	480	472,0
Сталь 30XM(30XMA)	366	317,1
Сталь 35ХМ	333	262,2
Сталь20ХН	210	207,3
Сталь 40ХН	392	268,3
Сталь 12ХНЗА	382	392,7
Сталь 20Х2Н4А	617	439,0
Сталь 38Х2МЮА	392	311,0
Сталь 34ХНЗМ	397	362,2

Конструкционные стали и их характеристики

На основании данных характеристик была построена зависимость предела выносливости от пластической твердости.

В ходе анализа литературных данных была выявлена зависимость предела выносливости и пластической твердости для конструкционных материалов. Были проанализированы зависимости для легированных сталей, приведенных в табл. 2 [7].

Коэффициент корреляции для предела выносливости и пластической твердости $r_{HD,\sigma0.2} =$ = -0,95101, что говорит о том, что связь между рассматриваемыми величинами сильная и обратная – предел выносливости зависит от пластической твердости для данных материалов в значительной степени, практически линейно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2011182 РФ, МПК G01N 3/40. Способ определения предела прочности материалов / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. – Заявл. 28.05.1991 ; опубл. 15.04.1994 , Бюл. № 8.

2. Пат. 2086947 РФ, МПК G01N 3/40.Способ определения предела текучести материалов / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. – Заявл. 12.04.1993 ; опубл. 10.08.1997, Бюл. № 16.

3. ГОСТ 1759.4–87 (ИСО 898/1–78). Болты, винты и шпильки. Механические свойства и методы испытаний. – М. : Стандартинформ, 2006. – 17 с.

4. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – М. : Издательство стандартов, 1974. – 10 с.

5. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М. : Машиностроение, 1986. – 224 с.

6. Манукян, Д. С. Неразрушающие методы контроля прочности деталей резьбовых соединений / Д. С. Манукян, М. М. Матлин // Современные железные дороги: достижения, проблемы, образование : матер. всерос. науч.-практ. конф. (26 мая 2011 г.). Вып. 4 / Волгогр. филиал ГОУ ВПО «Моск. гос. ун-т путей сообщения (МИИТ)». – Волгоград, 2011. – С. 196–198.

7. Стали и сплавы. Марочник : справочник / В. Г. Сорокин [и др.] : науч. ред. В. Г. Сорокин, М. А. Гервасьев. – М. : «Интермет Инжиниринг», 2001. – 608 с.

8. Степнов, М. Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний: справочник / М. Н. Степнов. – М. : Машиностроение, 1985. – 232 с.

УДК 620.178

А. А. Барон, О. Ф. Слюсарева ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ТВЕРДОСТИ ПО БРИНЕЛЛЮ Волгоградский государственный технический университет

e-mail a baron@mail.ru

Исследовано влияние низких температур на твердость конструкционных сталей по Бринеллю. Предложено характеризовать степень повышения HB при снижении температуры температурным коэффициентом твердости $\eta_T = HB_t/HB_{293}$, где индексы *«t»* и *«*293*»* обозначают низкую и комнатную температуру, соответственно. Установлено, что степень повышения твердости при низких температурах контролируется величиной HB_{293} . Получено общее уравнение для расчета твердости HB_t при низких температурах. В сочетании с найденной линейной корреляцией $\sigma_{0,2} = f(HB)$ в интервале температуру $77 \le T \le 293$ К это позволяет оценивать низкотемпературные механические свойства при растяжении по твердости HB_{293} при комнатной температуре.

Ключевые слова: твердость по Бринеллю, температурный коэффициент твердости, предел текучести, низкие температуры.

The effect of low temperatures on structural steels hardness, HB, is investigated. It is suggested to to characterize the increase of HB at low temperatures by means of temperature coefficient of hardness $\eta_T = HB_t/HB_{293}$, where subscriptions «t» and «293» refer to low and room temperature, accordingly. Is found that the hardness increase at low temperatures is controlled by HB₂₉₃. The general relationship for low temperature hardness values calculation is established. In combination with the earlier found linear correlation $\sigma_{0,2} = f(HB)$ within the range of temperatures $77 \le T \le 293$ K it makes it possible to estimate low-temperature mechanical properties in tension using HB₂₉₃ hardness at the room temperature.

Keywords: Brinell hardness, hardness temperature coefficient, yield stress, low temperatures.

1. Постановка задачи

Исследования твердости по Бринеллю при низких температурах немногочисленны. Первые отечественные исследования твердости при низких температурах были осуществлены в ленинградском физико-техническом институте Е. Шевандиным и М. Мирончиком и датируются 1937 годом [1]. Между тем, именно твердость НВ многие годы применяют для оценки механических свойств при комнатных [2] и повышенных [3] температурах. Очевидно, что исследование низкотемпературных зависимостей $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{\rm B}$ от твердости НВ может послужить основой для разработки метода ускоренной оценки механических свойств при низких температурах.

2. Обсуждение результатов

Проведенные нами ранее [4] исследования соотношений твердости и прочности трубных сталей при низких температурах убедительно показали, что единая линейная зависимость между твердостью по Бринеллю, HB, и условным пределом текучести, $\sigma_{0,2}$, сохраняется во всем диапазоне 77 $\leq T \leq 300$ К и может быть аппроксимирована уравнением

$$\sigma_{0.2} = 3,1647 \cdot \text{HB} - 157,08 \text{ MIIa.}$$
 (1)

Данное обстоятельство позволяет в ряде случаев заменить трудоемкие и дорогостоящие испытания на растяжение при низких температурах несложным по технике исполнения испытанием на твердость. Методика определения твердости при низких температурах была описана ранее [4].

Далее были подробно рассмотрены закономерности влияния температуры на твердость по Бринеллю. Исследования, выполненные в Волгоградском государственном техническом университете, [5], свидетельствуют о наличии четких зависимостей динамических коэффициентов твердости от величины последней и от скорости деформирования. Учитывая данные о взаимозаменяемости влияния скорости и температуры на твердость [1, 6, 7], можно ожидать подобных по смыслу результатов для величин η_т. Результаты испытаний, проведенных на 17 марках сталей разных классов (08КП, сталь 20, сталь 45, Вст3КП, 40XH, Y8, 30XFCA, 18XH3A, 12X18H10T, 13Х11Н2В2МФ-Ш, 17ГС, 17Г1С-У, 06Г2НАБ, 10ХГНМАЮ, 10Г2ФБ, 10Г2ФБ-У, 15Х2НМФА), подтвердили это предположение и показали, что степень повышения твердости с падением температуры зависит от величины HB₂₉₃ при комнатной температуре. На рис. 1 представлены данные, убедительно свидетельствующие об этом. В качестве параметра, характеризующего степень повышения НВ при снижении температуры, выбран температурный коэффициент твердости η_T:

$$\eta_{\rm T} = HB_t / HB_{293}, \qquad (2)$$

где HB_t и HB₂₉₃ – соответственно твердость при низкой и при комнатной температуре.



Рис. 1. Зависимость температурного коэффициента η_Т при различных температурах от твердости HB₂₉₃. Верхняя кривая – T=77 K; нижняя кривая – T=173 K

Зависимость величины η_T от температуры испытания для сталей разной твердости представлена на рис. 2. Каждую кривую на графике рис. 2 можно аппроксимировать степенной зависимостью вида

$$\eta_{\mathrm{T}} = A \cdot \mathrm{T}^{B}. \tag{3}$$

Для прогнозирования твердости при любой низкой температуре в пределах $77 \le T \le 293$ К удобно иметь единую расчетную зависимость $\eta_T = f(T, HB_{293})$. Для этого исследовали зависимости $A(HB_{293})$ и $B(HB_{293})$. Результаты представлены на рис. 3 и 4.



Рис. 2. Зависимость величины η_T от температуры испытания для сталей разной твердости. Числа у кривых – значения твердости HB_{293}







Рис. 4. Зависимость показателя степени *В* в формуле (3) от твердости HB₂₉₃ при комнатной температуре

Графики, представленные на рис. 3 и 4, были аппроксимированы уравнениями (4) и (5) соответственно.

При этом

$$A=0,758\exp(454,132/\text{HB}_{293}),$$
 (4)

$$B = -64,87/(HB_{293}-10,76).$$
 (5)

Таким образом, отпадает необходимость экспериментального получения кривой HB(T).

Практическая методика прогнозирования твердости HB_t при низкой температуре сводится к следующим действиям. Сначала следует измерить твердость стали HB₂₉₃ при комнатной температуре и рассчитать температурный коэффициент твердости $\eta_{\rm T}$ по уравнению (3), где значения *A* и *B* дополнительно рассчитываются по формулам (4, 5). Затем определяется твердость при низкой температуре по формуле (6).

$$HB_t = \eta_T \cdot HB_{293}. \tag{6}$$

После этого с помощью уравнения (1) можно оценить величину условного предела текучести при этой низкой температуре.

3. Заключение

Развитие техники низких температур сопряжено с совершенствованием методов оценки механических свойств в указанных условиях. Для определения механических свойств при растяжении в условиях низких температур требуется специальное дорогостоящее оборудование. В то же время для комнатной температуры хорошо известны методы оценки основных механических свойств по твердости. Приведенные в настоящей статье результаты позволили разработать практическую методику прогнозирования твердости и механических свойств при низких температурах в интервале от 77 до 293 К.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шевандин, Е. М. Твердость стали при низких температурах и высоких скоростях / Е. М. Шевандин, М. Мирончик // Журн. техн. физики. – 1937. – 7. – № 24. – С. 2275–2286.

2. *Марковец, М. П.* Определение механических свойств металлов по твердости / М. П. Марковец. – М. : Машиностроение, 1979. – 191 с. 3. Борздыка, А. М. Методы горячих механических испытаний металлов / А. М. Борздыка. – М. : Металлургиздат, 1962. – 488 с.

4. *Baron, A. A.* The generalized diagram of fracture toughness for pipeline steels / A. A. Baron // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2012. – Vol. 98, October. – P. 26–29.

 Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М. : Машиностроение, 1986. – 224 с. 6. *Витман, Ф. Ф.* Сопротивление деформированию металлов при скоростях 10⁻⁶ – 10² м/с. Ч. 1 / Ф. Ф. Витман, Н. А. Златин, Б. С. Иоффе // Журн. техн. физики. – 1949. – 19. – № 3. – С. 300–314.

7. *Витман,* Ф. Ф. Сопротивление деформированию металлов при скоростях 10⁻⁶−10² м/с. Ч. 2 / Ф. Ф. Витман, Н. А. Златин // Журн. техн. физики. – 1949. – 19. – № 3. – С. 315–326.

УДК 539.432+620

А. А. Барон, О. Ф. Слюсарева ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ 77 ДО 293 К

Волгоградский государственный технический университет

e-mail detmash@vstu.ru

Предложена методика ускоренной оценки ударной вязкости КСV трубных сталей в интервале температур вязкохрупкого перехода. Для области температур 77–293 К установлены линейные зависимости КСV = = f(KCV/HB). Получена обобщенная диаграмма ударной вязкости трубных сталей. Разработана методика прогнозирования ударной вязкости с помощью указанной диаграммы.

Ключевые слова: ударная вязкость, твердость по Бринеллю, вязко-хрупкий переход.

The accelerated method for pipeline steels impact strength KCV estimation in the brittle-ductile transition range is suggested. Within the temperature range of 77–293 K linear relationships KCV=f(KCV/HB) are established. The unified impact strength diagram for pipeline steels is developed. The method for Charpy impact strength, KCV, evaluation using the suggested unified diagram is described.

Keywords: impact strength, Brinell hardness, brittle-ductile transition range.

1. Постановка задачи

Метод испытаний на ударную вязкость, разработанный в 1901 г. французским инженером Ж. Шарпи, прочно вошел в научно-исследовательскую практику. В отличие от трещиностойкости, ударная вязкость - качественный параметр, который нельзя непосредственно использовать в инженерных расчетах. Однако она входит в число важнейших приемо-сдаточных характеристик и регламентирована множеством отечественных и зарубежных государственных стандартов на различные виды металлопродукции. Существует множество работ, посвященных установлению корреляционных зависимостей между ударной вязкостью KCV и трещиностойкостью К_{IC}. Это объясняется двумя главными причинами. Во-первых, в отличие от затрат на определение ударной вязкости, стоимость испытаний на вязкость разрушения весьма велика. Во-вторых, очень часто определить трещиностойкость не представляется возможным вследствие ограниченного объема металла. Последнее особенно актуально для магистральных нефте- и газопроводов, длительное время находящихся в эксплуатации, а также для оценки влияния радиации на материалы, используемые в атомных энергетических установках. Размеры камер для облучения весьма невелики, что исключает исследования натурных образцов. Типичным подходом в таких случаях является оценка трещиностойкости по ударной вязкости на образцах Шарпи с целью дальнейшего построения мастер-кривых. Установлению таких корреляционных зависимостей посвящено множество работ [1-5]. Хотя образцы Шарпи сами по себе малы, для построения сериальных кривых ударной вязкости в необходимом температурном диапазоне требуются десятки таких образцов с предварительно наведенными трещинами.

Данная статья посвящена проблеме прогнозирования ударной вязкости в интервале критических температур хрупкости. Полученные общие закономерности позволяют существенно уменьшить объем и снизить трудоемкость испытаний.

2. Методика исследований

В настоящей работе были исследованы соотношения между ударной вязкостью KCV

Окончание табл. 1

и твердостью НВ по Бринеллю. Исследования были выполнены на трубных сталях, представленных в табл. 1. Химический состав приведен в табл. 2. Толщина листа варьировалась от 10 до 20 мм. Испытания на ударную вязкость исследованных сталей были выполнены [6] в Институте проблем прочности НАН Украины (Киев). После испытаний образцы были переданы авторам настоящей работы. Измерения твердости были проведены в Волгоградском государственном техническом университете (Россия). Техника этих экспериментов подробно описана нами в работе [7].

Свойства исследованных сталей [6, 7]							
Сталь и термообработка	Абсолютная температура Т, К	КСV, Дж/см ²	Твердость НВ _t				
	293	142	187				
10Г2ФБ, контролируемая прокатка	243	123	202				
	213	73	210				
	163	16	247				
	77	10	333				
	293	130	189				
10F2Φ Б- V	253	110	200				
контролируемая	203	33	213				
прокатка	153	10	266				
	77	10	341				

Сталь и термообработка	Абсолютная температура Т, К	КСV, Дж/см ²	Твердость НВ _t
	293	65	170
	243	62,5	177
17Г1С-У, горянскатанная	213	51	185
торячекатанная	193	30	195
	77	10	308
	293	66	172
	243	47	183
171 С, горячекатанная	213	31	187
горячекатанная	193	21	195
	77	10	305
	293	70	142
	243	27	148
В ст. 3 кп, горячекатанная	213	17	157
rops locaratinas	193	14	164
	77	10	310
	293	118	174
	243	110	196
10ХІ НМАЮ, нормализация	213	100	196
nopmasmouths	193	72	202
	77	16	316
	293	132	178
	243	130	196
061 2НАБ, нормализация	213	124	196
nophiumoutin	193	110	200
	77	16	321

Таблица 2

Химический состав исследованных сталей [6]

Хим.	Стали								
элемент	10Г2ФБ	10Г2ФБ-У	17Г1С-У	17ГС	В ст. 3 кп	10ХГНМАЮ	06Г2НАБ		
С	0.10	0.10	0.16	0.15	0.17	0.12	0.08		
Mn	1.60	1.55	1.39	1.31	0.59	1.20	1.50		
Si	0.33	0.33	0.51	0.51	0.22	0.26	0.25		
S	0.004	0.004	0.018	0.016	0.025	0.01	0.01		
Р	0.020	0.020	0.015	0.017	0.016	0.01	0.02		
Cr	_	-	0.02	_	_	0.04	_		
Al	_	-	0.042	_	_	0.13	0.03		
Ti	0.021	0.020	0.064	_	_	_	-		
As	_	-	0.010	0.004	0.002	_	-		
V	0.097	0.096	-	-	_	_	-		
Nb	0.025	0.025	-	_	_	_	0.15		
Мо	-	-	-	-	_	0.30	-		
Ni	_	-	-	_	_	1.30	0.70		

3. Обсуждение результатов

Известно, что различные стали могут иметь при одной и той же температуре различную ударную вязкость, хотя их механические свойства при растяжении или твердость отличаются незначительно. Зависимости между ударной вязкостью KCV и твердостью HB по Бринеллю исследованных сталей в интервале температур $77 \le T \le 293$ K, построенные по данным табл. 1, показаны на рис. 1.



Рис. 1. Связь между ударной вязкостью КСV и твердостью по Бринеллю НВ в интервале температур $77 \le T \le 293$ К: $-10\Gamma 2\Phi E$; $-10\Gamma 2\Phi E$ -У; $-17\Gamma C$ -У; $-17\Gamma C$; $\Delta - B$ ст. 3 кп; $-10\Gamma 2\Phi E$ -У

Как видно из рис. 1, в зависимости от марки стали, одинаковое значение твердости НВ 180 соответствует различным значениям ударной вязкости от 15 Дж/см² у стали В ст 3 кп до 140 Дж/см² у 10Г2ФБ. Это обусловлено различиями в микроструктуре и химическом составе исследованных сталей.



Рис. 2. Зависимости КСV=ƒ(КСV/НВ) в интервале вязкохрупкого перехода. Обозначения точек соответствуют рис. 1

На рис. 2 представлены установленные нами линейные зависимости KCV=f(KCV/HB) в интервале критических температур хрупкости. Очевидно, что для построения этих линей-

ных зависимостей достаточно двух точек. На практике для этого следует экспериментально установить зависимость HB=f(T) и найти значения KCV вблизи верхней T₁ и нижней T₂ температуры вязкохрупкого перехода. После этого можно найти значения КСУ при любой температуре между Т₁ и Т₂, поскольку зависимость HB = f(T) известна. Хотя описанная методика существенно упрощает получение сериальных кривых ударной вязкости, она не является обобщенной, так как зависимости КСV=f(КСV/HB) у разных сталей не совпадают между собой.

Ранее [8] было установлено наличие точек перегиба на зависимостях HB(T) для исследованных сталей при температуре 240–250 К. Исследованные стали имеют при этой температуре фазовый переход. Пластическая деформация ниже этой температуры контролируется силой Пайерлса–Набарро. Ниже представлена обобщенная диаграмма ударной вязкости трубных сталей. Значения ударной вязкости КСV и твердости HB при каждой температуре внутри исследованного диапазона $77 \le T \le 293$ К нормировались соответственно на значения KCV₂₄₃ и HB₂₄₃ при температуре фазового перехода. Зависимость, представленная на рис. 2, может быть аппроксимирована следующим уравнением:

$$KCV/KCV_{243}=1-(1-HB/HB_{243})/$$

(0.9988-1.0617HB/HB₂₄₃) (1)





чис. 3. Обобщенная диаграмма ударной вязкости КСV трубных сталей. Символы – как на рис. 1.

Представленные результаты позволяют предложить следующую методику оценки ударной вязкости.

Сначала получают зависимость HB(T). По ней определяют твердость HB₂₄₃ при температуре 243 К и HB₇₇ при температуре кипения жидкого азота 77 К. Затем находят абсциссу HB₇₇/HB₂₄₃ и по графику рис. 3 или по формуле (1) – соответствующую этой абсциссе ординату KCV_{77}/KCV_{243} . После этого определяют KCV_{77} при 77 К и рассчитывают KCV_{243} . Далее несложно вычислить отношения HB/HB_{243} при любой температуре 77 $\leq T \leq 243$ К, найти по графику отношение KCV/KCV_{243} и рассчитать KCV.

4. Заключение

Мониторинг состояния металла объектов повышенной опасности, находящихся в эксплуатации, представляет собой весьма актуальную задачу. Этот процесс нередко бывает сопряжен с выводом объектов из эксплуатации, что обусловлено вырезкой значительного количества образцов и их последующими испытаниями. Полученные в настоящей работе новые соотношения между ударной вязкостью КСV и твердостью НВ по Бринеллю в интервале критических температур хрупкости позволили предложить универсальную обобщенную методику прогнозирования ударной вязкости. Это позволяет уменьшить объем необходимых испытаний без ущерба для их достоверности, а в ряде случаев даже получить информацию, недоступную ранее из-за ограниченного объема материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. The Use of Small-Scale Specimens for Testing Irradiated Material: ASTM STP 888. – 1986. – 379 p.

2. Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension: ASTM STP 1204. – 1993. – 462 p.

3. Small Specimen Test Techniques: ASTM STP 1329. – 1998. – 626 p.

4. Small Specimen Test Techniques. 4th Volume: ASTM STP 1418. – 2002. – 495 p.

5. Small Specimen Test Techniques: 5th Volume: ASTM STP 1502. – 2009. – 267 p.

6. Красовский, А. Я. Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов / А. Я. Красовский, В. Н. Красико. – Киев : Наукова думка. – 1990. – 176 с.

7. *Baron, A. A.* A Thermodynamic Model For Fracture Toughness Prediction. Engineering Fracture Mechanics. – Vol. 46, No. 2. – 1993. – P. 245–251.

8. *Baron, A. A.* The Generalized Diagram of Fracture Toughness for Pipeline Steels / A. A. Baron // Int. J. Press. Vessels Pip. – 2012. – № 98. – P. 26–29.

УДК 612.787+621.81

М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, В. О. Мосейко, В. В. Мосейко, С. Л. Лебский ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ДРОБЕОБРАБОТКИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: detmash@vstu.ru

Рассмотрены параметры технологического процесса упрочнения дробью: степень покрытия обрабатываемой поверхности отпечатками, скорость дроби и диаметр для достижения максимального эффекта по критерию усталостной прочности. Полное использование характеристик прочности и пластичности стали, обрабатываемой дробью, достигается при предельной равномерной деформации на поверхности детали. Рациональная глубина наклепанного слоя и система остаточных напряжений определяют требуемые технологические режимы дробенаклепа – скорость дроби и ее диаметр. Приведены результаты расчета рациональных значений скорости и диаметра дроби при дробеобработке стальных деталей.

Ключевые слова: дробеобработка, скорость и диаметр дроби, глубина наклепа, режимы дробенаклепа.

Discussed the parameters of the process of hardening fraction: the treated surface coverage prints speed fractions and diameter for maximum effect by fatigue strength. Full use of the strength and ductility of the steel processed shot, achieved at the maximum uniform strain on the workpiece surface. Rational work-hardened layer depth and the system of residual stresses determine the required process conditions shot-peening - speed shot and its diameter . The results of calculation of rational values of the velocity and diameter of the fraction with cogwheels steel parts.

Keywords: shot-peening, residual stresses, the depth of hardening, modes of shot-peening.

Повышение усталостной прочности деталей машин в результате упрочнения дробью в основном определяется глубиной наклепанного слоя и системой остаточных напряжений, возникающих в поперечном сечении детали. На эти параметры влияет большое число технологических факторов: скорость дроби, ее диаметр, время дробеобработки, степень покрытия обрабатываемой поверхности детали отпечатками, расходом дроби.

Наиболее рациональным будет являться режим, при котором достигается наибольшее приращение предела выносливости упрочняемой детали в сравнении с его исходным значением. При этом упрочняющий эффект дробеобработ-

^{*} Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00131/14 и Минобрнауки России в рамках госзадания № 2014/16 (проект № 2986).

ки зависит от интенсивности пластичной деформации на ее поверхности и глубины пластически деформированного (наклепанного) слоя [1, 2].

Влияние каждого из указанных факторов технологического процесса на упрочняющий эффект неоднозначно. Так, повышение степени покрытия отпечатками дроби от значения $\psi \approx 0.9$ до значения, близкого к 1,0, практически не повышая усталостной прочности деталей, ведет неоправданному увеличению времени к дробеобработки, излишнему расходу дроби [3]. Увеличение скорости дроби может привести к снижению усталостной прочности дробеобработанных деталей [4]. Очевидно, существуют рациональные значения указанных параметров, при которых достигается наибольшая усталостная прочность деталей.

Известно [1, 2, 3], что наибольшего повышения предела выносливости при дробеобработке можно достичь, если интенсивность пластической деформации єі на поверхности детали близка к предельной равномерной деформации ее материала є_р. При этом сжимающие остаточные напряжения в поверхностном слое будут близки к максимальным. При этом система остаточных напряжений, взаимодействуя с рабочими изгибными напряжениями, ограничивает рост глубины h_s , оптимизируя ее значение [3]. При этом глубина наклепанного слоя h_s должна определенным образом соответствовать размеру поперечного сечения деталей (например, диаметру вала или толщине пластины). Степень покрытия поверхности деталей отпечатками дроби у следует выбирать близкую к 0,9, что обеспечивает сплошной и однородный по глубине наклепанный слой. Одновременное выполнение этих условий обеспечит наиболее благоприятное распределение остаточных напряжений в поверхностном слое и позволит выбрать технологические параметры (скорость дроби и ее диаметр) для наибольшего эффекта упрочнения деталей.

Значения предельной равномерной деформации є_р могут быть вычислены по эмпирической зависимости [5]

$$\varepsilon_p \approx \frac{245}{H \square},$$
 (1)

где НД – пластическая твердость материала упрочняемой детали, МПа [5, 6].

Считается [3], что при достаточно полном покрытии отпечатками дроби у = 0,9...1,0 глубина наклепа на упрочненной поверхности деталей $h_s = 1,5d_1$. Такой подход позволяет оценить интенсивность пластической деформации ε_i на обработанной поверхности как интенсивность деформации $\varepsilon_{i,0}$ в центре единичного отпечатка диаметром d_1 [7], т. е.

$$\varepsilon_{i,0} \approx 0.2 \frac{d_1}{D},$$
 (2)

где *D* – диаметр шарика (дробинки).

Диаметр ударного отпечатка дробинки [3]

$$d_{I} = 2D \cdot \sqrt[4]{\frac{\rho v_{0}^{2}}{6H\mathcal{A}_{\mathcal{A}}}},$$
(3)

где ρ – плотность материала дроби; v_0 – ее скорость; $H\mathcal{A}_{\mathcal{A}} = \eta_{H\mathcal{A}} \cdot H\mathcal{A}$ – динамическая пластическая твердость материала обрабатываемой детали; $\eta_{H\mathcal{A}}$ – динамический коэффициент [3] пластической твердости. Для большинства конструкционных углеродистых и низколегированных сталей при скорости $v_0 = 20...100$ м/с $\eta_{H\mathcal{A}} = 1,5.$

Скорость дроби, обеспечивающая требуемую степень деформации упрочненного слоя близкую к предельной равномерной (см. форм. (1)) при дробеупрочнении стальных деталей стальной дробью ($\rho = 7800 \text{ кг/m}^3$)

$$v_0 \approx \frac{1,27 \cdot 10^{16}}{H \Pi^{1.5}}$$
 (4)

Результаты вычисления по формуле (4) рекомендуемых значений скорости дроби для сталей с пластической твердостью НД 3000...6000 МПа приведены в таблице.

Диаметр дроби, необходимый для обеспечения заданной глубины наклепанного слоя h_s в зависимости от коэффициента восстановления k скорости дроби при ударе

$$D_{OIIIT} = (0,6 \dots 0,5) \cdot 10^{-9} \frac{H \Pi \cdot h_s}{\sqrt[4]{1-k^2}}, \quad (5)$$

где значение 0,5 относится к малоуглеродистым; а 0,6 - к легированным сталям.

Глубина *h*_s наклепанного слоя для случая упрочнения стальных деталей стальной дробью [3]

$$h_{s} = (1,54 \dots 1,82) D \cdot \sqrt[4]{\frac{\rho \cdot v_{0}^{2}}{H \mu}} (1-k^{2}) \quad (6)$$

(меньшие значения числового коэффициента относятся к легированным, бо́льшие – к малоуглеродистым сталям).

Значения коэффициента восстановления *k* скорости для случая удара стальной дроби по стальной детали [3]

$$k = \sqrt{1 - \left(1 + 3 \cdot 10^{-12} \,\mathrm{H} \,\mathrm{J}^{1,25} v_0^{-0,5}\right)^{-2}} \,.$$
(7)

Результаты расчета по формулам (5,6) для сталей с указанной в таблице твердостью и

глубине наклепанного слоя $h_s = 0,2...1,0$ мм приведены в табл. 1.

Таблица 1

Pe	комендуемые рациональные скорости удара стально	й дроби	и ее Д	циаметр
	при упрочняющей дробеобработке стальных	к детале	й	

Пластическая	Твердость д	еталей	Рациональная средняя	Коэффициент					
твердость стальных деталей НД, МПа	по шкале Бринелля HB, кГ/мм ² по шкале Роквелла HRC ₃		скорость дроби v ₀ , м/с – формула (5)	восстановления скорости дроби <i>k</i> – формула (7)					
3000	244	-	77	0,59					
4000	315	—	50	0,71					
5000	384	44	36	0,80					
6000	452	50	27	0,86					
Рациональный средний диаметр $D_{\text{ОПТ}}$ (мм) дроби									
<i>h</i> _s , мм	Пластическая твердость стальных деталей НД, МПа								
	3000	4000	5000	6000					
0.2	<u>0,40</u>	<u>0,57</u>	<u>0,77</u>	<u>1,00</u>					
0,2	0,33	0,48	0,84	0,65					
0,4	<u>0,80</u>	<u>1,20</u>	<u>1,50</u>	<u>2,00</u>					
	0,67	0,95	1,30	1,70					
0,6	<u>1,20</u>	<u>1,70</u>	<u>2,30</u>	<u>3,00</u>					
	1,00	1,40	1,90	2,40					
0,8	<u>1,60</u>	<u>2,30</u>	<u>3,10</u>						
	1,30	1,90	2,60	-					
1,0	2,00	<u>2,90</u>	<u>3,90</u>						
	1,70	2,40	3,20	-					

Примечание. В числителе – расчетный диаметр $D_{\text{ОПТ}}$ для малоуглеродистых сталей, в знаменателе – для легированных сталей. Расчет – по формулам (5,6).

Таким образом, если расчетные средние значения рекомендуемой рациональной скорости стальной дроби, вычисленные по формуле (4), являются функцией только пластической твердости стальной детали, то расчетные средние значения рационального диаметра дроби (5) зависят еще и от назначенной глубины наклепанного слоя и от коэффициента восстановления скорости дроби.

Рекомендуемые значения скорости и диаметра дроби дают возможность определить параметры планируемого технологического процесса дробеупрочнения стальных деталей [2, 3], например, определить диаметр d_1 отпечатков дроби по формуле (3) или при выбранной степени покрытия отпечатками дроби, например, $\psi = 0.9$, вычислить длительность дробеобработки *T* и расход дроби *M* по формулам:

$$T \approx \frac{4m}{\pi d_1^2 q} \ln \frac{l}{l - \psi} \approx \frac{3m}{d_1^2 q}; \qquad (8)$$

$$M \approx \frac{4mS}{\pi d_1^2} ln \frac{l}{l - \psi} \approx \frac{3mS}{d_1^2}$$
 (9)

где m – средняя масса дробинки, кг; d_1 – средний диаметр отпечатков, м; q– удельный расход дроби, кг/м² ·с; S – обрабатываемая с одной установки площадь детали, м².

Экспериментальная проверка предложенного решения состояла в испытании на многоцикловую усталость (ГОСТ 25502) плоских образцов различной толщины, изготовленных из нескольких марок сталей. Упрочнение дробью проводили на механическом дробемете. Образец устанавливался на расстоянии L = 600 мм от оси ротора дробемета так, чтобы активный факел дроби приходился на поверхность образца с выкружкой. Для равномерного наклепа образец в камере дробемета вращали с частотой $n_1 = 60-70$ мин⁻¹. Добивались степени покрытия поверхности отпечатками $\psi = 0,9...1,0$.

Для усталостных испытаний применена установка резонансного типа с жестким циклом нагружения при консольном закреплении образца. Установка снабжена оригинальным устройством крепления образца и системой автоматики, которая позволяет поддерживать заданную амплитуду цикла испытаний и фиксировать число циклов до появления трещины и до разрушения образца.

Обработку дробью проводили при постоянной скорости полета дроби V (частота вращения ротора дробемета $n_{\rm P} = 3200$ мин⁻¹) дробью различного диаметра. Этим достигался широкий диапазон значений $h_{\rm s}$ так, чтобы оптимальное значение находилось внутри этого диапазона. Режимы дробеобработки и результаты усталостных испытаний приведены в табл. 2. Зна-чения $D_{\rm OIIT}$ рассчитаны по формуле (5). Видно, что приращение числа циклов до разрушения существенно зависит от диаметра дроби (см. зна-чения D_{OIIT} для стали 40Х). Здесь приращение ΔN при $D > D_{OIIT}$ меньше, чем при $D = D_{OIIT}$. Значения D, при которых графики ΔN имеют максимумы достаточно близки с расчетными значениями D_{OIIT} .

Рассмотренные выше результаты экспериментального исследования являются убедительным подтверждением правильности принципиальных основ метода оптимизации по усталостной прочности.

Таблица 2

Сравнение опытных и расчетных значений оптимальных диаметров дроби *D*_{ОПТ} после дробенаклепа по усталостной прочности

	Твердость	Предел	Толщина	Режимы дробе	обработки	Глибини	Повышение числа циклов до разруше- ния ΔN , %	Оптималь- ный диаметр дроби, D _{ОПТ}
Марка стали Н М	НД, МПа	текучести <i>s</i> _{0,2} , МПа	образца 2 <i>t</i> , мм	частота вращения ротора <i>n</i> , мин ⁻¹	Диаметр дроби D, мм	наклепа		
40X	2146	480	4,02	3200	1,25–1,6	1,05	525	1,46
40X	2146	480	3,85	3200	1,6–2,0	1,35	325	1,46
65Г	3263	730	2,06	3200	0,8–1,0	0,45	321	1,00
30ХГСА	2665	600	3,88	3200	1,6–1,8	0,94	450	1,66

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М. : Машиностроение, 1986. – 224 с.

2. А. с. 1400862 СССР, МКИ В24 В39/00. Способ упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием / М. С. Дрозд, С. Л. Лебский, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – Опубл. 07.06.88, Бюл. № 21.

3. *Матлин, М. М.* Дробеударное упрочнение деталей машин / М. М. Матлин, В. О. Мосейко, В. В. Мосейко, С. Л. Лебский. – М. : Машиностроение, 2008. – 230 с.

4. Шашин, М. Я. Установление рациональных режимов упрочнения деталей дробеструйной обработкой / М. Я. Шашин // Вестник машиностроения, № 10, 1951. – С. 76–77. 5. Дрозд, М. С. Определение механических свойств металла без разрушения / М. С. Дрозд. – М. : Металлургия, 1965. – 171 с.

6. ГОСТ 18835-73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74.

7. *Матлин, М. М.* Определение параметров первоначально точечного упругопластического контакта по физико-механическим свойствам контактирующих тел / М. М. Матлин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 1993. – № 5. – С. 11–20.

8. Матлин, М. М. Механика силового контактного взаимодействия дроби с поверхностью упрочняемой детали / М. М. Матлин, В. О. Мосейко, В. В. Мосейко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 10. – С. 45–52.

УДК [620.17+620.18.6]:[66.018.2 + 66.018.4]

В. Н. Мухин, И. А. Тришкина

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ ХРОМОМОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ, ПРИМЕНЯЕМОЙ В НЕФТЕПЕРЕРАБОТКЕ

ОАО «ВНИКТИнефтехимоборудование»

e-mail:info@vniktinho.ru

Исследовано влияние величины напряжений, действующих на различных стадиях ползучести, а также напряжений испытаний на характеристики ползучести, длительную прочность и микроструктуру металла труб печных змеевиков установок каталитического риформинга.

Ключевые слова: нефтепереработка, трубы из стали 15X5M, ползучесть, длительная прочность, микроструктура.

Influence of size of tension operating at various stages of creep, and also tension of tests on characteristics of creep, long-term strings and a microstructure of metal of pipes of oven coils of catalytic reforming units is investigated.

Keywords: oil processing, 15Cr5Mo steel pipes, creep, long-term strings, microstructure.

Как показал опыт многолетних исследований состояния металла нефтеперерабатывающего оборудования, в трубах змеевиков печей каталитического риформинга, работающих в условиях повышенных температур, отсутствует значительная повреждаемость границ зерен термодинамически устойчивыми порами, что связано, по-видимому, с невысокими значениями рабочих давлений (3-5 МПа) и напряжений. Так, при внутреннем давлении 3 МПа рабочие напряжения составляют 15-30 МПа, возрастая в процессе эксплуатации при утонении труб от коррозионного воздействия рабочей среды. В публикациях отечественных и зарубежных авторов имеются сведения о влиянии нагрузки на структуру и свойства теплоустойчивых сталей, находящихся под длительным температурно-силовым воздействием [1-5 и др.]. Однако не найдено сведений о взаимосвязи напряжений и параметров ползучести хромомолибденовых сталей, работающих в условиях камер радиации печных змеевиков установок каталитического риформинга.

Поэтому задачей настоящей работы являлось экспериментальное определение изменения характеристик жаропрочности в зависимости от величины эксплуатационных (рабочих и нерегламентных) напряжений с целью совершенствования методик исследования состояния металла печных змеевиков после длительной эксплуатации.

Объект исследования представлял собой металл трубы Ø 219 мм × 18 мм после эксплуатации в течение 150 тыс. ч при температуре 570 °С и давлении 3 МПа. Химический состав и механические свойства металла бесшовной трубы соответствовали требованиям ГОСТ 20072– 74 и 550–75 на сталь 15Х5М.

Стандартные цилиндрические образцы подвергались термомеханическим воздействиям по пяти режимам (рис. 1) на машинах АИМА 5-2 с регистрацией кривых ползучести (рис. 2). По режиму *I* металл в состоянии после эксплуатации испытывался на длительную прочность до разрушения при напряжении 100 МПа, позволяющем за сравнительно небольшой срок реализовать все стадии ползучести.



Рис. 1. Режимы 1–5 моделирования воздействия на металл, отработавший 150 тыс. ч, эксплуатационных и нерегламентных напряжений

Моделирование воздействия на металл при температуре 570 °С рабочих напряжений 20 и 30 МПа осуществлялось по режимам 3 и 4, а более высоких нерегламентных напряжений 60 и 100 МПа с последующей перегрузкой на рабочие напряжения – по режимам 2 и 5. Режимы 2–5 завершались испытаниями на длительную прочность до разрушения при напряжении 100 МПа. Время деформирования, величина достигнутой деформации ползучести и соответствующие им стадии ползучести, определенные по кривым ползучести, для каждого режима показаны на рис. 1.

Испытания на длительную прочность при 100 МПа и 570 °С проводились с определением времени до разрушения (долговечности), относительного удлинения и относительного сужения после разрушения, скорости ползучести, абсолютной и относительной продолжительности стадий ползучести, деформаций, соответствующих этим стадиям, исследованием формы кривых ползучести.



Рис. 2. Кривые ползучести стали 15Х5М при 570 °С и 100 МПа после термомеханического воздействия по режимам *1–5*

Таблииа 1

В результате исследований установлено, что после воздействия рабочего напряжения 20 МПа на I стадии ползучести (режим 3) произошло снижение долговечности образцов по сравнению с исходным состоянием после эксплуатации на 30 %, после воздействия на I стадии ползучести напряжения 30 МПа, соответствующего отбраковочной толщине стенки (режим 4) – на 55,5 %. Воздействие нерегламентных напряжений на III стадии ползучести до 10 %, а затем рабочих напряжений по режимам 2 и 5 сократило долговечность образцов на 74 и 71 % соответственно, т. е. практически в равной степени.

Скорость ползучести образцов	
при рабочих напряжениях	

Состояние металла	Режим термо- механического воздействия	Напря- жение, МПа	Скорость ползучести х 10 ⁵ , %/ч
После	3	20	0,01–0,1
эксплуатации	4	30	0,5–1,0
После достиже-	2	30	0,1–0,3
ния 10 % дефор- мации	5	30	0,1–0,3

Было выявлено снижение скорости ползучести при напряжении 30 МПа после предварительной деформации ползучести 10 % по сравнению с исходным состоянием после эксплуатации (табл. 1). При этом скорость деформирования при напряжении 30 МПа не зависела от времени и напряжения предварительного деформирования, а определялась только величиной деформации ползучести – 10 %. Такое снижение скорости ползучести предварительно деформированного металла с образованием нескольких «шеек» объясняет появление нескольких отдулин (локального увеличения диаметра) на трубах печных змеевиков после нерегламентных ситуаций.

После режимов термомеханического воздействия 2-5 уменьшилось время окончания I, упрочняющей, и II, равномерной, стадий ползучести вплоть до исчезновения этих стадий после режимов 2 и 5 (рис. 3, а). Деформация, равная 2 %, после режимов 3 и 4 реализовывалась не на I, как для металла после эксплуатации, а на II стадии ползучести (рис. 3, *a*). Сократилась относительная продолжительность (продолжительность, отнесенная ко времени до разрушения $\tau_{\rm p}$) II стадии ползучести после режимов 3 и 4 (рис. 3, б). Относительное время достижения 1 и 2 % деформации ползучести увеличилось, причем в большей степени для металла, деформированного по режимам 2 и 5 (рис. 3, б). При практически неизменном относительном сужении уменьшились значения относительного удлинения, соответствующего всем стадиям ползучести: в меньшей мере - после режима 3, в большей – для режима 5 (рис. 2). Удлинение на момент перехода от II, равномерной, к III, ускоренной, стадии ползучести δ_{II}, определяющее ресурс длительной пластичности, после деформирования при рабочих напряжениях по режиму 3 и 4 снизилось с 7 до 4 %. Характеристики длительной пластичности после режимов деформирования 3 и 4 находились в пределах разброса экспериментальных значений металла с различными сроками эксплуатации по имеющемуся банку данных.

Таким образом, проведенные исследования показали, что при напряжении испытаний на длительную прочность, равном 100 МПа, характеристики жаропрочности стали 15Х5М после всех рассмотренных режимов термомеха-



нического воздействия снизились, даже после деформирования на I стадии ползучести в тече-

ние непродолжительного времени до величины деформации менее 1 %.

Рис. 4. Режимы 1-5 моделирования воздействия на металл в состоянии поставки рабочих и нерегламентных напряжений

Дальнейшие эксперименты [6] заключались в исследовании влияния эксплуатационных и нерегламентных напряжений на характеристики длительной прочности и пластичности не при одном, а при нескольких уровнях напряжений испытаний. На стали 15Х5М до эксплуатации (в состоянии поставки) было реализовано пять режимов термомеханического воздействия, каждое из которых завершалось испытаниями на длительную прочность при 140, 100 и 75 МПа (рис. 4).

Результаты экспериментов показали, что при напряжениях испытаний до разрушения 140 и 100 МПа все режимы термомеханического воздействия снизили долговечность образцов (рис. 5, a, δ). При напряжении испытаний до разрушения 75 МПа (рис. 5, s) деформирование с ра-

бочим напряжением 20 МПа (режим 3) и изотермическая выдержка в печи в течение того же времени (режим 2) увеличили время до разрушения. При этом после режима 2 в результате более интенсивных процессов коагуляции и сфероидизации распределение карбидов оказалось более равномерным, а структура более однородной, чем после деформирования по режиму 3 (рис. 6). Замедление процессов коагуляции и распада карбидных колоний под воздействием рабочих напряжений 20 МПа при старении или отпуске по сравнению с изотермическим воздействием без напряжения наблюдалось также при исследовании металла вырезок из труб печных змеевиков (стали 15Х5М и 12Х2М1) с различными сроками эксплуатации, отличающегося типом микроструктуры (рис. 7, 8).



Рис. 5. Влияние величины напряжений предварительного деформирования по режимам *1–5* на время до разрушения образцов при испытаниях на длительную прочность: *a* – 140 MΠa; *δ* – 100 MΠa; *в* – 75 MПa

Различие характера изменения времени до разрушения образцов при напряжениях испытаний 140, 100 и 75 МПа связано с различием превалирующего механизма деформации ползучести. При температуре 570 °С и напряжениях 140 и 100 МПа преобладает механизм скольжения по телу зерен и переползания дислокаций, а при напряжении 75 МПа – зернограничное скольжение и диффузионная ползучесть, при которых важную роль играет состояние границ зерен. Отсутствие разупрочнения при напряжениях испытаний 75 и 60 МПа может быть объяснено «залечиванием» пор докритических размеров по границам зерен во время изотермической выдержки или под воздействием малых рабочих напряжений.



Рис. 6. Микроструктура стали 15Х5М в состоянии поставки до (*a*) и после термомеханического воздействия по режимам 2 (*б*) и 3 (*в*), х2000

Таблица 2

Пределы длительной прочности стали 15X5M до эксплуатации после термомеханического воздействия

Режим термомеханического	Deguarria a transversio	Пределы длительной прочности σ_{d} в МПа на срок				
воздействия	Расчетное уравнение	10 000 ч	30 000 ч	50 000 ч		
1	$lg\sigma = 2,322-0,1211g\tau$	69	60	57		
2	$lg\sigma = 2,300-0,115lg\tau$	69	61	57		
3	$lg\sigma = 2,296-0,115lg\tau$	68	60	57		
4	$lg\sigma = 2,300-0,123lg\tau$	64	56	53		
5	$lg\sigma = 2,323-0,123lg\tau$	68	59	56		

Таблица 3

Характеристики длительной пластичности стали 15Х5М до эксплуатации после термомеханического воздействия

Режим термо-механического воздействия	Относительное удлинение на момент окончания II стадии бII, %			Относительное удлинение после разрушения бр, %			Относительное сужение после разрушения Ѱк, %		
	при напряжении испытания на длительную прочность σ, МПа								
	140	100	75	140	100	75	140	100	75
1	11–12	11–15	6–7	43–45	39–40	29–44	91–92	92–95	92–93
2	8-12	9–9	6–7	39–41	50-62	33–40	90–92	93–94	95
3	7–8	7–8	5–6	29–46	38–40	33-42	92–93	89–93	93–94
4	3–5	2–3	2	32–35	26-31	11–16	91–93	93	91–94
5	10	2–4	1–2	25–26	30–35	15–27	91–93	92–94	89–94

В результате пределы длительной прочности, полученные экстраполяцией экспериментальных значений на срок 50 тыс. ч, для металла после термомеханического воздействия по режимам *1–3* имели одни и те же значения, а после воздействия по режимам *4* и *5* снизились незначительно (табл. 2). При длительных испытаниях с напряжением 75 МПа в наибольшей степени уменьшились характеристики длительной пластичности (табл. 3) после воздействия нерегламентных напряжений, вероятно, в результате увеличения концентрации дефектов на границах зерен (режимы 4 и 5). Кратковременные механические свойства (табл. 4) по результатам на растяжение для всех состояний были не ниже требований ГОСТ 550–75. Только относительное удлинение образцов, деформированных по режиму 5, оказалось пониженным на 6 %, что на практике должно служить сигналом для проведения исследований длительной пластичности при напряжениях 75–60 МПа.

Таблица 4

Результаты испытаний на растяжение стали 15Х5М до эксплуатации до и после термомеханического воздействия

Режим	Температура	Предел	Предел текучести	Относительное	Относительное
деформирования	испытаний, °С	прочности о _в , МПа		удлинение δ, %	сужение ψ , %
0	20	535	284	29	75
	570	288	188	29	90
2	20	529	330	28	76
	570	261	252	21	84
3	20	530	298	28	75
	570	258	245	23	85
4	20	509	239	24	75
	570	269	147	21	89
5	20	550	370	16	76
	570	306	216	20	85
15Х5М по ГОСТ 550–75	20	≥400	≥220	≥22	≥50







u

Рис. 7. Структура и твердость стали 15Х5М до (*a*) и после (δ , ϵ) старения при 550 °C, x1000: a - 230 тыс. ч эксплуатации, 163–170 HB; $\delta - 2500$ ч, 156–163 HB; $\epsilon - 2500$ ч, 20 МПа, $\delta = 0,8$ %, 166 HB



Рис. 8. Структура и твердость стали 12Х2М1 до (*a*) и после (*б*, *в*) отпуска при 750 °C, х2000: *a* – 103 тыс. ч эксплуатации, 170–179 HB; *δ* – 8 ч, 137 HB; *в* – 8 ч, 20 MПа, δ = 3 %, 121 HB
Выводы

1. Экспериментально доказана возможность замедления разупрочнения при ползучести от воздействия эксплуатационных напряжений.

2. Для достоверной оценки жаропрочности металла печных змеевиков после длительной эксплуатации необходимо не только определение длительной прочности, но и параметров ползучести при малых напряжениях испытаний (75 МПа и ниже).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дьяков, В. Г. Легированные стали для нефтехимического оборудования / В. Г. Дьяков, Ю. С. Медведев, 3. А. Абрамова, А. Н. Бочаров, В. Н. Пупелис. – М. : Машиностроение, 1971. – 200 с.

2. *Куманин, В. И.* Долговечность металла в условиях ползучести / В. И. Куманин, Л. А. Ковалева, С. В. Алексеев. – М. : Металлургия, 1988. – 222 с.

3. Визманатхан, Р. Влияние напряжения и температуры на характеристики ползучести и разрушения стали, содержащей 1,25 % Сг и 0,5 % Мо. – М. : ВЦП. – перевод № А-69046 с англ. яз. статьи журнала. – 1978. – 22 с. / R. Viswanathan. Effekt of stress and temperature on the creep and rupture behavior of a 1,25 pct cromium- 0,5 pct molubdenum steel// Metallurgical Transactions. – 1977. – А 8. – № 6. – Р. 877–884.

4. Сато, А. Влияние напряжений на фазовый переход и сегрегацию. – М. : ЦООНТИ/ ВНО. – перевод № 315/1480 с яп. яз. статьи из журнала. – 1984. – 37 с. / А. Сато, М. Като. Сохэнтай – Сэкисюцу ни себасу Ореку но айке // Тэцу То Хаганэ. – Т. 1. – 1983. – № 14, Р. 1531–1539.

5. *Трушкулеску, М.* Поведение стали 12Сг – MoV3 при высоких температурах. –М. : ВЦП. – перевод № М-10984 с рум. яз. статьи из журнала. – 1986. – 11 с. / М. Trusculescu, Т. Fleser. Studiu asupra comportarii la temperature ridikate a otelului 12CMoV3 // Metalurgia. – 1984. – Т. 36. – № 11. – С. 594–598.

6. Ватник, Л. Е. Влияние изотермической экспозиции и деформации ползучести на жаропрочность печных змеевиков из стали 15Х5М / Л. Е. Ватник, И. А. Тришкина, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич // Ремонт, восстановление, модернизация. – № 10. – 2009. – С. 4–9.

УДК 621.778

В. Г. Шморгун^{*}, Л. М. Гуревич^{*}, А. Ф. Трудов^{*}, С. П. Писарев^{*} В. Н. Чепеленко^{**}, М. Г. Курбатов^{**}

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОВОЛОКИ С НЕСУЩИМ СЛОЕМ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01417

*Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ) e-mail: mv@vstu.ru

**Московский завод по обработке специальных сплавов (МЗСС) e-mail: mzss-pdp@mail.ru

Исследовано влияние длительной термообработки на механические свойства проволоки с несущим слоем из алюминиевого сплава 01417. Показано, что низкая пластичность проволоки обусловлена негативным влиянием диффузионных процессов на границе раздела слоев, приводящих к возникновению сплошных интерметаллидных прослоек.

Ключевые слова: сплав 01417, проволока, термообработка, механические свойства, электропроводность.

Investigated effect of prolonged heat treatment on the mechanical properties of the wire on the base layer of aluminum alloy 01417. It is shown that the low ductility of the wire due to the negative influence of diffusion processes at the interface between layers, leading to the emergence of continuous intermetallic layers.

Keywords: 01417 alloy, the wire, heat treatment, mechanical properties, electrical conductivity.

Бортовая кабельная сеть летательных аппаратов составляет значительную долю веса объектов. Поэтому в настоящее время зарубежные фирмы и отечественные разработчики уделяют большое внимание поиску и разработке легких проводниковых материалов. В настоящее время для авиапроводов используют алюминиевые сплавы – проволоку из сплава алюминия с 1 % магния АМГ-1 (Франция, фирма Filatex) и 01417 с добавкой редкоземельных металлов, который имеет лучшую электропроводность, чем сплав АМГ-1 (Россия, ВИЛС) [1]. Жаропрочный алюминиевый сплав марки 01417 (химический состав приведен в табл. 1) предназначен для изготовления проволоки, длительно работающей при температуре +250 °C.

Таблица 1

Химический состав алюминиевого сплава 01417 [2]

Содержа элеме	ание основных нтов, мас.%		Приме	си, мас.%	
A 1	$\Sigma (C_2 \ L_2 \ P_2)$	Ea	c:	остал	ьные
AI	2 (Ce, La, PI)	ге	Sı	каждая	сумма
основа	7,0–9,0	≤0,6	≤0,3	≤0,2	≤0,4

Для повышения коррозионной стойкости на проволоку наносятся защитные покрытия, при этом используются гальванические процессы или совместное прессование и волочение. В процессе эксплуатации провода могут нагреваться до 150–200 °C, и в результате диффузионных процессов происходит трансформация структуры с образованием хрупких интерметаллидных фаз.

Целью данного исследования являлось изучение структуры и свойств проволоки из сплава 01417 с защитным покрытием из серебра (биметаллическая проволока) и проволоки с дополнительно введенным между серебром и алюминиевым сплавом слоем меди (триметаллическая проволока).

Материалы и методы исследования

Проволоки диаметром 0,245–0,260 мм были получены деформационным методом при прессовании в условиях МЗСС.

Механические испытания проводили в соответствии с ГОСТ 10446-80 на двухколонной электромеханической испытательной машине LRK5+ (максимальная величина измеряемого датчиком усилия – 50 Н, погрешность определения усилия - ±0,05 Н). При испытании тонких проволок захваты должны крепко удерживать образец, не вызывая соскальзывания или разрушений около губок, поэтому были изготовлены модернизированные захваты с контролируемым давлением зажатия концов проволоки, использующие дополнительно силы трения поверхности проволоки о цилиндрический палец, вокруг которого она обворачивалась. Относительное удлинение определяли по изменению расстояния между захватами разрывной машины. Для визуального контроля отсутствия проскальзывания с помощью маркера на проволоке наносили метки до и после захвата. На первом этапе определяли среднее разрывное усилие на 2–3-х образцах. Далее к образцу прилагалась начальная нагрузка (10 % от среднего разрывного усилия) и с точностью ±1 мм измерялось расстояние между захватами. После нагружения до 97 % от среднего разрывного усилия образец разгружали до начальной нагрузки и замеряли общее удлинение. Операции нагружения и разгружения повторяли для нагрузки 98 % от среднего разрывного усилия, после чего образец доводили до разрушения. Если оказывалось, что удлинение определено при нагрузке ниже 97 % от полученного разрывного усилия, испытания повторяли.

Металлографические исследования осуществляли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «*Olympus BX61*». Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 0,2 Н. Электропроводность определяли методом двойного моста на образцах проволоки длиной 1 м.

Термическую обработку (ТО) образцов проводили в воздушной атмосфере печи *SNOL* 8,2/1100 при 220±5 °С в течение 500 ч.

Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ показал, что высокодисперсная структура сплава 01417 представляет собой дендриты α -твердого раствора на основе алюминия и эвтектику (α + Al₄M), где М — металл из группы церий, лантан или празеодим, что соответствует данным [3]. Анализ характера изменения микромеханических свойств проволок с несущим слоем из сплава 01417 позволил установить следующее.



Рис. 1. Характер изменения микротвердости в проволоке из алюминиевого сплава 01417: *a* – после волочения; *δ* – после ТО 220 °C, 500 ч

В монометаллической проволоке из сплава 01417 после ТО (по сравнению с состоянием после волочения) уменьшился разброс значений микротвердости и несколько понизился ее средний уровень с 0,45–0,8 до 0,35–0,45 ГПа, что можно объяснить процессами рекристаллизации.

В биметаллической проволоке (серебро–алюминиевый сплав 01417) твердость в центре до и после термообработки практически не изменилась и находилась на уровне 0,45–0,7 и 0,5– 0,7 ГПа. Отсутствие снижения микротвердости при рекристаллизации связано с образованием твердого раствора на основе алюминия переменной концентрации, так как твердость у границы раздела выше твердости центральной части. В серебряном слое после термообработки микротвердость составила около 1,2 ГПа, что не характерно для чистого серебра (0,69–0,88 ГПа) и, по-видимому, является следствием образования интерметаллидов.



Рис. 2. Характер изменения микротвердости в биметаллической проволоке сереброалюминиевый сплав 01417: *а* – после волочения; *б* – после ТО 220 °С, 500 ч (δ_{Ag} = 9,8 мкм)

В триметаллической проволоке характер изменения микротвердости практически аналогичен наблюдавшемуся в монометаллическом образце. Последнее связано с тем, что образовавшаяся на границе медь–алюминиевый сплав интерметаллидная прослойка блокирует диффузию серебра в алюминий.



Рис. 3. Характер изменения микротвердости в триметаллической проволоке серебро-медь-алюминиевый сплав 01417: *а* – после волочения; *б* – после ТО 220 °C, 500 ч

Анализ характера изменения временного сопротивления разрыву и относительного

удлинения проволок позволил установить следующее. Термообработка проволоки из сплава 01417 привела к падению ее пластичности и повышению прочности. Локализация пластического течения в монометаллической проволоке при практически отсутствующей пластичности (распределенной пластической деформации) может быть объяснена только наличием плоских и объемных дефектов, являющихся концентраторами напряжений.

Таблица 1

Состояние проволоки	Предел прочности,	Относительное удлинение, δ ₂₀₀ , %	Относительное сужение, ψ, %	Электросопротивление, (Ом·мм ²)/м			
(данные МЗСС)							
После волочения	230	30 5-6 -		0,029–0,030			
	(данные ВолгГТУ)						
После волочения	276–286	1,5	86	0,0329			
ТО 220 °С, 500 ч	292–294	0,5	-	0,0324			

Результаты испытаний проволоки из сплава 01417



Рис. 4. Характер разрушения проволоки из сплава 01417 в состоянии после волочения

Более высокие значения пластичности бии триметаллических проволок в исходном состоянии обусловлены наличием на поверхности хрупкой основы пластичного слоя, поскольку при разрушении хрупких материалов решающую роль играет состояние их поверхности. Их последующая термообработка приводит к формированию на межслойных границах тонких интерметаллидных прослоек, которые из-за малого объемного наполнения не оказывают значительного влияния на прочность. Однако, обладая нулевой пластичностью, они являются причиной зарождения трещин, выраженной последующей локализации пластического течения и вязкого разрушения основного слоя.

Пластичность проволоки серебро-медь-алюминиевый сплав 01417 лимитируется пластичностью материала, имеющего наиболее высокий предел текучести (меди). После ее исчерпания происходит локализация пластического течения. Появление интерметаллидной прослойки приводит к тому, что именно она определяет пластичность проволоки и переход к локализованному пластическому течению.

Таблица 2

Состояние проволоки	Предел прочности,	Относительное удлинение, δ ₂₀₀ , %	Относительное сужение, ψ, %	Электросопротивление, (Ом · мм ²)/м
После волочения	270–280	7,4–8,5	-	0,030
ТО 250°С, 145 ч	360	1,3–2,0	_	0,039
ТО 250 °С, 500 ч	365	7,1–7,6	_	0,043
ТО 250 °С, 1000ч	380–385	6,6–8,9	_	0,044
		(данные ВолгГТУ)		
После волочения	281	11–15	86	0,0303
ТО 220 °С, 500 ч	330-338	1,0	22	0,0386

Результаты испытаний проволоки серебро–алюминиевый сплав 01417



Рис. 5. Размеры биметаллической проволоки после разрушения (диаметр после волочения 245 мкм): a - 6ез TO; $\delta - c$ TO

Таблица 3

Результаты испытаний проволоки серебро-медь-алюминиевый сплав 01417

Состояние проволоки	Предел прочности,	Предел прочности, Относительное Относительное σ_{B_i} МПа удлинение, δ_{200} , сужение, ψ , %		Электросопротивление, (Ом [.] мм ²)/м		
(данные МЗСС)						
После волочения	290-310	9–10	_	0,028		
ТО 250 °С, 215 ч	265–285	1,2–3,8	_	0,032		
		(данные ВолгГТУ)				
После волочения	252–256	4,7–6,8	85	0,029		
ТО 220 °С, 500 ч	328	1	42	0,030		



Рис. 6. Размеры триметаллической проволоки после разрушения (диаметр после волочения 260 мкм): *a* – без TO; *б* – с TO

Вывод

Низкая пластичность би- и триметаллической проволоки с несущим слоем из алюминиевого сплава 01417 после термообработки обусловлена негативным влиянием диффузионных процессов на границе раздела слоев, приводящих к возникновению сплошных интерметаллидных прослоек. Для их исключения необходим диффузионный барьер, материал которого, наряду с основным функциональным назначением, должен обеспечивать возможность осуществления холодной пластической деформации и не оказывать существенного влияния на прочность и электрофизические свойства проволоки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Матвеев, Ю. А.* Легкие проводниковые материалы для авиапроводов / Ю. А. Матвеев, В. П. Гаврилова, В. В. Баранов // Кабели и Провода. – 2013. – № 6. – С. 22–23.

2. Избаш, О. А. Применение атомно-эмиссионной спектрометрии для анализа бронз и сплавов на основе алюминия / О. А. Избаш, О. В. Байрачная, Т. В. Кобелевская // Заводская лаборатория. Диагностика металлов. – 2007. – Специальный выпуск, том 73. – С. 95–100.

3. Лопатина, Е. С. Исследование технологических параметров получения слитков из сплава 01417 в электромагнитном кристаллизаторе / Е. С. Лопатина, Д. С. Ворошилов, О. А. Запорожец // Молодежь и наука: сб.к матер. VI Всерос. науч.-техн. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых. – Красноярск: Сибирский федеральный ун-т, 2011. – Режим доступа: http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn 2010/section16.html.

УДК: 621.74

Н. П. Жильцов, Н. А. Кидалов ВЫБИВАЕМОСТЬ КЕРАМИЧЕСКИХ ФОРМ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: nich@vstu.ru

В статье рассмотрена проблема выбиваемости форм литья по выплавляемым моделям; разработаны добавки, улучшающие выбиваемость.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям, керамика, выбиваемость, этилсиликат, маршалит.

The article shows the problem of knockout of investment casting; the additives, which improves knockout of forms are developed.

Keywords: investment casting, ceramic, knockout, ethyl silicate, marshallit.

Проблема затрудненной выбиваемости отливки из формы несмотря на накопленный богатый теоретический и экспериментальный опыт до настоящего времени не является окончательно решенной, в том числе и при литье по выплавляемым моделям. Литье по выплавляемым моделям представляет собой способ получения отливок в многослойных оболочковых неразъемных разовых формах [1]. Формы изготавливают с использованием выплавляемых, выжигаемых и растворяемых моделей однократного применения. Применение этого способа обеспечивает возможность изготовления из любых литейных сплавов фасонных отливок, в том числе сложных по конфигурации и тонкостенных [2]. Так, для удаления остатков керамических литейных форм применяются различные методы. Первоначально на керамическую форму воздействуют пневматическими устройствами (пневмомолотки и др.), для окончательной очистки часто применяют химико-термическую обработку, которую проводят в щелочном электролите и при высокой температуре (до 500 °C). После вы-щелачивания отливки обязательно моют и высушивают. Все эти операции дорогостоящие и требуют значительных затрат рабочей силы. При этом трудозатраты на финишные операции изготовления отливок по выплавляемым моделям, согласно [2], составляют 22 %.

Одним из способов улучшения выбиваемости керамических форм является введение в обсыпной слой такого вещества, температура деструкции которого была бы между температур прокалки керамических блоков и заливки жидкого металла, при этом после спекания керамики формы эта добавка на ее качество не влияет, а при заливке металла она начинает разлагаться и выделять газы, образовывать пустоты и тем самым разрушать форму. Проведенный анализ [4], учитывающий технико-экономические показатели, позволил выделить следующие вещества – медь хлористая (CuCl₂) – Т_{разл} = 993 °С, магний сернокислый (MgSO₄) – Т_{разл} = 1127 °С.

Для изучения прочностных характеристик керамических форм при различных температурах (в различные периоды времени технологического процесса) были изготовлены образцы сечением 15х25 мм и длинной 100 мм. При изготовлении керамических корок использовался этилсиликат марки 32 (ТУ 2435-397-05763441–2003), гидролиз проводили согласно табл. 1.

Таблица 1

Рецепт гидролиза этилсиликата

Компонент	Количество, об. %
Этилсиликат 32	51
Ацетон ТУ 6-09-3513-86	40
Вода дистиллированная	8,5
Соляная кислота ГОСТ 857-95	0,5

После добавления каждого компонента проводилось тщательное перемешивание, а после ввода последнего перемешивали в течение 2 ч.

Полученный гидролизованный раствор этилсиликата использовали для приготовления суспензии. Суспензия приготавливается смешиванием полученного гидролизованного раствора этилсиликата с пылеобразным наполнителем – маршалитом, предварительно прокаленным 1 ч при температуре 900 °С. Контроль условной вязкости осуществлялся по вязкости, которая составила 45 с (по вискозиметру ВЗ–4, ГОСТ 9070).

Формирование оболочки образцов заключается в нанесении суспензии на поверхность моТаблииа 2

дели, обсыпке сухим песком, прилипшего слоя суспензии и твердения слоя оболочки при комнатной температуре 24 ч [3]. Наносилось пять слоев.

Предел прочности исследуемых образцов

Поберка	(л _{изг} , Мпа	ı	Среднее	
добавка	1	2	3	значение $\sigma_{_{\text{изг}}}$, МПа	
Без добавок	1,6	1,5	1,7	1,6	
1 % [CuCl ₂]	1,0	0,9	0,8	0,9	
2 % [CuCl ₂]	0,7	0,8	0,8	0,8	
1 % [MgSO ₄]	1,1	1,1	1,2	1,1	
2 % [MgSO ₄]	1,1	0,9	1,0	1,0	

Песок, предварительно прокаленный 1 ч при температуре 700 °C, смешивался с выбранными добавками. Было изготовлено по три образца с каждой добавкой:

– без добавок;

 $-c 1 \% [CuCl_2];$



- $-c 2 \% [CuCl_2];$
- c 1 % [MgSO₄];
- c 2 % [MgSO₄].

Для определения предела прочности на изгиб по три образца исследуемых составов суспензий прокаливались в течение 1 ч в печи при температуре 1140 °С, после чего медленно охлаждались с печью, затем они испытывались и определялась средняя величина прочности, результаты испытания приведены в табл. 2.

При введении в состав суспензии 1 мас. % $CuCl_2$ предел прочности при прокалке образцов до температуры 1140 °C сокращается в два раза, при введении такого же количества MgSO₄ величина предела прочности сокращается на 32 %. При дальнейшем увеличении количества добавок значительного изменения прочности не про-исходит.

Изломы образцов были исследованы на двухлучевом электронном сканирующем микроскопе «*Versa 3D*». На рис. 1 и 2 представлена структура исследуемых образцов керамики.





Рис. 1. Структура (х350) изломов образцов: $a - 6 c s добавок; 6 - 1 мас. % CuCl_2; e - 2 мас. % CuCl_2$

Из рисунков видно, что при увеличении в составах суспензий разупрочняющих добавок появляются трещины за счет их выгорания (деструкции).



Рис. 2. Структура (х350) изломов образцов: *a* –1 мас. % MgSO₄; *б* – 2 мас. % MgSO₄

Элементный анализ, проведенный на «Versa 3D», представленный в табл. 3, показал, что вещества, добавленные в обсыпной слой, деструктировали при прокалке в печи. Так, в керамике присутствует медь при полном отсутствии хлора и остатки магния, значительная часть которого выгорела (при введении 1 мас.% MgSO₄, вводится 0,2 мас. % магния) при незначительной потере количества серы (при введении

1 мас. % CuCl₂ вводится 0,47 мас. % меди).

Таблица 3

Хим.	F	Добавка					
элемент	Без дооавок	1 % [CuCl ₂]	2 % [CuCl ₂]	1 % [MgSO ₄]	2 % [MgSO ₄]		
0	64,75	64,63	65,18	64,83	65,51		
Mg	0	0	0	0,01	0,01		
Al	0,48	0,44	0,61	0,52	0,44		
Si	34,14	34,14	33,3	33,99	33,53		
S	0	0	0	0,14	0,07		
Cl	0	0	0	0	0		
Fe	0,56	0,43	0,47	0,44	0,36		
Cu	0,08	0,36	0,45	0,08	0,07		

Элементный анализ изломов образцов, %

При введении в состав суспензий хлористой меди (CuCl₂) наблюдается более интенсивное снижение прочностных показателей, кроме того, температура деструкции ниже – 993 °С, поэтому для производственного опробования рекомендуется использовать в качестве разупрочняющей добавки в составах суспензий для получения керамических форм литья по выплавляемым моделям хлористую медь.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гини, Э. Ч. Технология литейного производства. Специальные виды литья / Э. Ч. Гини, А. М. Зарубин, В. А. Рыбкин. – М. : Академия, 2005.

2. Озеров, В. А. Литье по выплавляемым моделям / В. А. Озеров, С. С. Фельдман, Я. И. Шкленник. – М. : Машгиз, 1958.

3. Гаранин, В. Ф. Литье по выплавляемым моделям / В. Ф. Гаранин. – М. : Машиностроение, 1994.

4. *Никольский, Б. П.* Справочник химика. Т 2 / Б. П. Никольский. – Л. : Ленинградское отделение Госхимиздата, 1963.

ВОПРОСЫ СВАРКИ, ЛИТЬЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791

П. П. Красиков, О. А. Полесский, А. В. Савинов ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНО-ИНАКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ НА ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ РАЗМЕРЫ КОРНЕВЫХ ШВОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

Показана возможность формирования стабильного и качественного корневого слоя шва с помощью поверхностно-инактивных веществ, наносимых на обратную сторону стыка. Исследовано влияние различных поверхностно-инактивных веществ на геометрические размеры обратного валика.

Ключевые слова: поверхностно-инактивное вещество, корневой шов.

The possibility of forming a stable and high quality root pass weld using a surface-inactive substances deposited on the reverse side of the joint is shown. The effect of various surface-inactive substances on the geometrical dimensions of root reinforcement is investigated.

Keywords: surface-inactive substance, root pass.

Для многих конструкций по экономическим и эксплуатационным характеристикам наиболее выгодным и иногда единственно возможным является применение односторонней сварки соединений со свободным формированием корневого слоя шва (на весу). Такие соединения являются наименее трудоемкими.

Исследование причин дефектности таких соединений показывает, что основной проблемой является недопустимое отклонение размеров корневого слоя шва (непровар, прожог) [1].

Существует много способов решения проблемы нестабильного формирования корня шва. К ним относятся односторонняя сварка, на всевозможных подкладках (медная, остающаяся и т. д.), применение магнитных полей [2, 3], использование различных флюсов и гибких подкладных лент [4–6].

Но у этих способов существует ряд недостатков. Так, например, при сварке технологических и магистральных трубопроводов, обечаек резервуаров, криволинейных обводов корабельных металлоконструкций с ограниченными возможностями доступа к обратной стороне стыкового и углового соединения возникает сложность, вызванная дороговизной и неэффективностью использования различного рода центраторов и подкладок [7].

На кафедре сварочного производства Волг-ГТУ предложен способ решения данных проблем с помощью поверхностно-инактивных веществ (ПИАВ), наносимых на обратную сторону стыка со стороны корня шва без какихлибо прижимных устройств. Он позволяет не только увеличить в несколько раз максимальный объем расплавленного металла сварочной ванны, удерживаемый в разделке, но и бездефектно формировать стабильный и качественный корневой шов.

Эксперименты по проплавлению пластин из углеродистой стали производили неплавящимся электродом в аргоне, весь процесс фиксировался на видеокамеру с системой оптических фильтров (рис. 1). В качестве ПИАВ применялся ряд тугоплавких соединений, таких как SiO₂, ZrO₂, Al₂O₃, TiO₂, CaO, CrB₂, ZrB₂, TiB₂, CaF₂ дисперсностью до 60 мкм. Они разводились на спирту до состояния суспензии, после чего наносились на обратную сторону пластины, толщина покрытия составляла 200–300 мкм.



Рис. 1. Схема проплавления: l – пластина, материал 09Г2С; 2 – неплавящийся электрод $d_{2n} = 4$ мм, $l_n = 2$ мм; 3 – видеокамера SAMSUNG VP-HMX-20С; 4 – покрытие из выбранных соединений; режим проплавления: $I_{cs} = 240$ A, $t_{cs} = 4$ c



Рис. 2. Кинограмма процесса образования обратного валика: a- без ПИАВ; б- с ПИАВ $\rm ZrO_2$

Результаты исследований показывают, что начало формирования обратного валика без ПИАВ характеризуется его резким ростом. Высота увеличивается примерно с 0,5 до 5,02 мм, а ширина с 4,7 до 10,7 мм за промежуток времени с 3,04 до 3,26 с ($\Delta = \sim 0,22$ с) (рис. 2, *a*). Другая ситуация наблюдается при формировании обратного валика с ПИАВ на основе оксида циркония, высота увеличивается с 0,46 до 3,08 мм, а ширина с 5,18 до 12 мм за промежуток времени с 3,26 до 3,78 с ($\Delta = \sim 0,52$ с) (рис. 2, б). Это свидетельствует о том, что нанесенное ПИАВ в виде оксида циркония способно удерживать больший объем сварочной ванны по сравнению с проплавлением без ПИАВ, а также исключить неблагоприятное влияние дуги и устранить такие дефекты корня шва, как прожог и отклонения геометрических размеров от допустимых по ГОСТу.



Рис. 3. Геометрические характеристики обратного валика при нанесении различных ПИАВ: *е* – ширина валика; *g* – высота валика

Результаты экспериментов с различными ПИАВ показали, что эффект удерживания металла сварочной ванны проявился при использовании всех выбранных активных веществ. Наиболее существенный эффект наблюдается при ПИАВ на основе оксида алюминия, кальция – максимальная высота провисания составила 2,25 и 2,65 мм соответственно (рис. 3). Повидимому, это связано с большим по сравнению с остальными веществами поверхностным натяжением этих компонентов. Так, например, по литературным данным [9], поверхностное натяжение $Al_2O_3 = 580$ мH/м, CaO = 510 мH/м, a TiO₂ = 250 мH/м, SiO₂ = 280 мH/м.

Выводы

1. Показано, что при сварке низкоуглеродистых сталей с помощью ПИАВ, наносимых на обратную сторону стыка, можно контролировать размеры получаемого корневого слоя шва и обеспечивать его бездефектное формирование.

2. Установлено, что геометрические размеры обратного валика с ПИАВ относительно получаемых размеров без ПИАВ уменьшаются (высота в 1,5–3 раза, ширина в 1,5 раза).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Смирнов, И. В. Формирование корневого слоя шва при односторонней сварке стальных конструкций : дис. .. канд. тех. наук / Смирнов И. В. – Тольятти, 2005. – 192 с.

2. *Акулов, А. И.* Удержание жидкого металла сварочной ванны поперечным магнитным полем / А. И. Акулов, А. И. Рыбачук // Сварочное производство. – 1972. – № 2. – С. 3–4.

3. Калюжный, В. В. Конструкции медных подкладок для односторонней сварки прямолинейных швов стыковых соединений / В. В. Калюжный, Чан Туан Ань // Сварочное производство. – 1993. – № 7. – С. 22–25.

4. Пат. ФРГ, 41 20 177 С1 МКИ В23К 37/06. Подкладная лента для сварки / Ю. В. Доронин, А. И. Речкин ; заявл. 19.06.1991 ; опубл. 4.06.1992.

5. Пат. США, 5,451,741 МКИ В23К 9/32. Подкладная лента для сварочной технологии / Ю. В. Доронин, А. И. Речкин ; заявл. 18.06.1992 ; опубл. 19.09.1995.

6. Пат. Россия, 2252121 МКИ В23К23/362. Флюс для формирования корня шва / Б. И. Мандров; Е. А. Иванайский [и др.]; заявл. 15.12.2003; опубл. 20.05.2005.

7. Доронин, Ю. В. Разработка теоретических основ формирования обратной стороны шва с учетом физикохимических процессов в сварочной ванне и создание новых сварочных материалов для односторонней дуговой сварки сталей плавящимся электродом : дис. ... док. тех. наук / Доронин Ю. В. – Москва, 2010. – 370 с.

8. Конищев, Б. П. Сварочные материалы для дуговой сварки: справочное пособие. В 2 т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы / Б. П. Конищев, С. А. Курланов, Н. Н. Потапов. – М. : Машиностроение, 1989. – 544 с.

 Подгаецкий, В. В. Сварочные шлаки: справочное пособие / В. В. Подгаецкий, В. Г. Кузьменко. – Киев : Наукова Думка, 1988. – 321 с.

УДК [621.791.92:669.012.025]:621.789

Г. Н. Соколов, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, Ю. Н. Дубцов, В. Б. Литвиненко-Арьков, А. И. Горунов, В. И. Водопьянов, И. Н. Захаров, В. П. Багмутов, В. И. Лысак ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ И ТЕРМОСТОЙКИХ НАПЛАВЛЕННЫХ СПЛАВОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

Исследован характер упрочнения поверхностных слоев термо- и износостойких наплавленных сплавов, модифицированных ультрадисперсными частицами TiCN, в процессе термосилового воздействия при электромеханической обработке. Определены зависимости микротвердости и глубины слоя упрочненного металла от силы протекающего через него тока.

Ключевые слова: наплавленный сплав, модифицирование, электромеханическое упрочнение, склерометрия.

The character of the hardening of the surface layers of thermo-and wear-resistant alloy clad modified ultrafine particles TiCN, in the thermopower with electromechanical effects. The dependence of the microhardness and the depth of the hardened layer of metal on the strength of the current flowing through it.

Keywords: deposited alloy, modification, electromechanical hardening, sclerometry.

Введение

Разработка научных основ и технологических процессов получения с использованием комбинированных высокоэнергетических воздействий наноструктурного состояния наплавленных сплавов представляет актуальную проблему, решение которой позволит повысить надежность и эксплуатационные характеристики деталей машин, оборудования и инструмента, работающих в сложных условиях абразивного изнашивания, термического и силового воздействия при температурах до 900 °C.

Задачу целенаправленного управления структурой и свойствами термо- и износостойких сплавов, получаемых методами дуговой и электрошлаковой наплавки, можно решить с помощью суспензионного модифицирования и армирования сплавов нано- и микропорошками термодинамически стабильных химических соединений, такими как карбонитрид титана TiCN [1-3]. Однако наиболее полно реализовать потенциал свойств таких сплавов можно путем их поверхностного электромеханического упрочнения (ЭМУ), реализующегося при пропускании электрического тока большой плотности и низкого напряжения через зону контакта детали и деформирующего электродаинструмента, движущихся друг относительно друга [4]. В результате высокоскоростного нагрева локального микрообъема поверхности металла и его пластического деформирования с последующим интенсивным охлаждением формируется уникальная структура, обеспечивающая ему высокую прочность и износостойкость. Это предопределяет перспективность применения данного способа упрочнения для повышения эксплуатационных свойств термои износостойких наплавленных сплавов.

Целью настоящей работы является изучение структурно-фазового состава и механических свойств поверхностных слоев наплавленных наноструктурированных сплавов на основе железа, формирующихся в процессе комбинированного термического и силового воздействия при ЭМУ.

Материалы, оборудование и методы экспериментальных исследований

Образцы экспериментальных сплавов наплавляли дуговым способом в среде аргона на постоянном токе обратной полярности. Наплавку производили в один проход на цилиндр из стали 20Г2С диаметром 30 мм.

Использовали порошковые проволоки диаметром 3 мм с оболочками из стали Св-08КП, в наполнитель которых вводили порошки металлов и ферросплавов, а также ультрадисперсный порошок карбонитрида титана TiCN с размером частиц в диапазоне 80–500 нм. Материалом, транспортирующим наночастицы, служил порошок никеля, размер частиц которого не превышал 60 мкм. Эти проволоки обеспечивали при наплавке следующие типы наплавленного металла, модифицированного карбонитридом TiCN: термостойкий 15Х15Н4АМЗ (пат. РФ № 2478030) и абразивностойкий металлокерамический 60Х5Т4Р2НГ, армированный 15 масс. % микрочастиц TiB₂.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам Президента РФ (грант № МК-4265.2014.8) и РФФИ (гранты № 14-08-00868а, № 14-08-31712 мол_а, № 14-08-00837а), а также в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки РФ № 2014/16).

Поверхность стального цилиндра, наплавленного этими сплавами механически обрабатывали абразивным инструментом, а затем осуществляли ЭМУ наплавленного металла. Для этого применяли установку, смонтированную на базе токарно-винторезного станка, состоящую из силового блока, системы управления и универсального однороликового устройства (рис. 1).

Устройство состоит из цилиндрического кор-

пуса, в котором установлена предварительно тарированная пружина нагружения и шток, связанный с вилкой инструментальной головки. В головке установлен деформирующий ролик из твердого сплава ВК-8, вращающийся в подшипниках скольжения, через которые к нему подводится рабочее напряжение от силового блока, представляющего собой понижающий трансформатор мощностью 25 кВт от машины контактной сварки ТК-1204-19.



Рис. 1. Принципиальная схема ЭМУ наружных поверхностей тел вращения (*a*) и однороликовое устройство на суппорте токарного станка (*δ*): *S* – подача, *V* – скорость контакта, *n* – скорость вращения

Режимы ЭМУ приведены в таблице. Сила P прижатия роликов к образцу обеспечивает формирование на поверхности металла контактной площадки площадью 0,8–1,2 мм². Силу тока I варьировали в диапазоне от 0 до 600 А. Шаг перемещения ролика с винтовой траекторией по поверхности образца на всех режимах составлял 0,5 мм.

Исследование механических свойств и глубины упрочненного слоя наплавленного металла производили измерением его микротвердости царапанием по ГОСТ 21318–75. Скрайбирование поверхности поперечных микрошлифов металла выполняли с помощью алмазной пирамиды Виккерса на склерометре [5] под нагрузкой 0,49 H.

Режимы ЭМХ	У образцов	наплавленного	металла
------------	------------	---------------	---------

Номер режима	Р, Н	<i>I</i> , A
Ι		0
II		300
III IV	500	400
		500
V		

Движение алмазной пирамиды осуществляли ребром вперед. Топографию и ширину треков на поверхности металла получали с использованием сканирующего зондового микроскопа *Solver Pro* и программы обработки изображений Image Analysis, которая позволяет на основании трехмерного изображения поверхности строить профилограммы треков и измерять с большим пространственным разрешением их геометрические параметры.

Исследование характера структурных изменений в наплавленном металле после ЭМУ выполняли с помощью оптического микроскопа *Axiovert 40 MAT*.

Результаты и их обсуждение

Моделирование топологии теплового поля в поверхностных слоях обрабатываемых материалов показало, что в них действуют чрезвычайно высокие (до 2200 °C) температуры при значительных их пространственных градиентах. Мгновенные значения температуры в центре пятна контакта снижаются от более чем 2000 °C на поверхности металла до 900 °C на глубине 0,25 мм. Таким образом, в процессе теплового воздействия при ЭМУ в тонком поверхностном слое температура металла может достигать значений, превышающих не только температуру фазовых превращений, но и температуру плавления материала. Однако вследствие кратковременности термического влияния реального оплавления поверхности может и не происходить.

Склерометрические испытания термостойкого сплава 15Х15Н4АМ3, модифицированного ультрадисперсными частицами TiCN, с аустенитно-мартенситной структурой показали (рис. 2), что ЭМУ способствует повышению сопротивления деформации тонкого поверхностного слоя металла. Установлено (рис. 3), что высокая степень упрочнения наплавленного металла, характеризуемая максимальными значениями микротвердости и глубины упрочненного слоя, достигается, когда в процессе ЭМУ нагрев металла в зоне контакта с роликом отсутствует, а нагрузка на него максимальная. Увеличение силы тока, протекающего через металл, приводит к снижению как его микротвердости, так и глубины упрочненного слоя. Показано, что при ЭМУ на режиме I (см. таблицу) толщина упрочненного слоя достигает 250 мкм, а значения его микротвердости превышают показатели неупрочненного металла более чем в 2 раза, в то же время аналогичные показатели упрочненного на режиме V слоя составляют 100...130 мкм и 1,6 раза соответственно.



Рис. 2. Фотография (*a*), профилограммы (б) и топография (в) трека, полученного при скрайбировании микрошлифа поверхностного слоя наплавленного металла 15Х15Н4АМЗ после ЭМУ по режиму I (таблица)

Установлено, что повышенное сопротивление упрочненного металла движению алмазного индентора, оцениваемое шириной трека, обусловлено формированием в поверхностном слое сплава при высокоградиентном термосиловом воздействии при ЭМУ мартенсита деформации в результате неполного у-а-превращения, что подтверждается металлографическими исследованиями. Известно [6], что точка начала мартенситного превращения в сплавах с аустенитно-мартенситной структурой может находиться в диапазоне от 40 до 80 °С. С учетом этого факта, а также резкого повышения величины напряжений от внешних нагрузок, процесс мартенситного превращения может наиболее полно протекать при комнатных температурах. С увеличением температуры в зоне контакта ролика и обрабатываемого металла микротвердость упрочненного слоя и его глубина уменьшаются, что можно объяснить влиянием быстропротекающих процессов релаксации напряженного состояния в контакте металл-ролик. Таким образом, приложение токовой нагрузки помимо приложения давления к поверхностному слою сплава отрицательно влияет на интенсивность его упрочнения.



Рис. 3. Зависимость микротвердости упрочненного слоя $H_{c0,49}$ (кривая *1*) сплава 15Х15Н4АМЗ и его толщины *h* (кривая *2*) от величины тока *I*, проходящего через точку контакта; *3* – исходная микротвердость сплава



Рис. 4. Зависимость микротвердости упрочненного слоя $H_{c0,49}$ (кривая *I*) сплава 60Х5Т4Р2НГ от величины тока *I*, проходящего через точку контакта; 2 – исходная микротвердость сплава

Склерометрические испытания износостойкого наплавленного металла $60X5T4P2H\Gamma$, армированного микрочастицами TiB₂ и модифицированного наночастицами TiCN, показали, что величина его упрочнения существенно уступает таковой, характерной для сплава 15X15H4AM3. Микротвердость поверхностного слоя наплавленного металла возрастает не более чем на 30 % и практически не зависит от силы протекающего через контактную площадку тока (рис. 4), при этом глубина упрочненного слоя достигает 150 мкм. Это можно объяснить пониженной пластичностью и высокой твердостью исходной заэвтектической структуры износостойкого сплава, армированного большим количеством боридных и карборидных фаз, а также повышенным уровнем остаточных напряжений в металле после наплавки.

Металлографические исследования упрочненного металла показали, что в тонких (50...80 мкм, режим V, таблица) поверхностных слоях под влиянием термосилового воздействия формируется мелкодисперсная структура, отличающаяся от исходной меньшим количеством твердых фаз, имеющих скелетообразную форму, и повышенной долей мелких округлых включений (рис. 5). При этом структурные изменения в слое металла толщиной до 300 мкм, протекающие на режимах ЭМУ, характеризующихся максимальным термическим воздействием, не приводят к существенным изменениям его микротвердости.



Рис. 5. Микроструктура поверхностного слоя наплавленного металла 60Х5Т4Р2НГ после ЭМУ по режиму V (таблица)

Выводы

1. Высокая степень упрочнения сплава 15Х15Н4АМ3 обусловлена интенсификацией протекающего при термосиловом воздействии γ - α -превращения в металле, сопровождающегося образованием в его структуре мартенсита. Незначительное упрочнение сплава 60Х5Т4Р2НГ обусловлено низким запасом пластичности его матрицы, легированной бором и армированной большим количеством твердых фаз.

2. Интенсификация термического воздействия на поверхностные слои металла в процессе ЭМУ сплава 15Х15Н4АМЗ приводит к снижению их микротвердости, но практически не влияет на степень их упрочнения при обработке сплава 60Х5Т4Р2НГ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Модифицирование наночастицами тугоплавких соединений термо- и износостойких наплавленных сплавов / Г. Н. Соколов, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, В. Б. ЛитвиненкоАрьков, Ю. Н. Дубцов, С. С. Сычева // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 2 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 8). – С. 114–118.

2. Структура и свойства наплавленного металла системы C-Fe-Cr-Ni-Mo-Ti-N / В. Б. Литвиненко-Арьков, Г. Н. Соколов, А. С. Трошков, В. И. Лысак, А. А. Антонов // Сварка и диагностика. – 2013. – № 2. – С. 16–19.

3. Влияние микрочастиц диборида титана и наночастиц карбонитрида титана на структуру и свойства наплавленного металла / А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2011. – № 12. – С. 32–37.

4. Влияние интенсивной термосиловой обработки на структуру и свойства титановых псевдо-альфа-сплавов в условиях ЭМО / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, И. Н. Захаров, А. И. Горунов, Д. С. Денисевич // Металлы. – 2013. – № 5. – С. 93–97.

5. 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.

6. Потак, Я. М. Высокопрочные стали / Я. М. Потак // «Успехи современного металловедения». – М. : Металлургия. – 1972. – 208 с.

УДК 621.785.1.001.575

О. Б. Крючков, В. Н. Стяжин, А. С. Иванов, А. С. Кострюков, А. А. Кобзев ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПАКЕТА SolidWorks ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ НАГРЕВА ЗАГОТОВОК В КАМЕРНОЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПЕЧИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:olegk@vstu.ru

В настоящей статье приведены результаты математического моделирования с помощью пакета SolidWorks температурного поля в стальной цилиндрической заготовке из стали X18H10T при ее нагреве в камерной электрической печи с использованием излучения, естественной и вынужденной конвекции. Исследуемая заготовка в печи располагалась вертикально на поду и над подом печи. Нагрев образца проводили в печи без использования вентилятора, с одним и двумя вентиляторами. Эффективность технологии оценивали по затраченному на нагрев заготовки времени, а также перепаду температуры по сечению и высоте заготовки.

Ключевые слова: моделирование, температурное поле, излучение, конвекция, перепад температуры по сечению и высоте заготовки, время нагрева заготовки, электрическая камерная печь.

To the real article the results of mathematical design are driven by means of package of SolidWorks of the temperature field in a steel cylindrical purveyance from steel of X18H10T at her heating in a chamber electric stove with the use of radiation, natural and force convection. The investigated purveyance in a stove was situated apeak on ποду and above ποдом of stove. Heating of standard was conducted in a stove without the use of ventilator, with one and by two ventilators. Efficiency technologies estimated on the time and also overfall of temperature expended on heating of purveyance on a section and height of purveyance.

Kevwords: design, temperature field, radiation, convection, overfall of temperature on a section and height of purveyance, time of heating of purveyance, electric chamber stove.

При нагреве металлических заготовок под обработку давлением и термическую обработку с целью повышения производительности печного агрегата и качества нагрева стремятся затратить минимальное время при наименьшем перепаде температуры по сечению и высоте заготовки. При наличии большого сортамента металла, а, следовательно, и значительного количества садок, трудно без больших трудозатрат на эксперименты получить оптимальный режим нагрева. В данной работе сделана попытка показать принципиальную возможность использования пакета SolidWorks для расчета температурного поля в нагреваемой заготовке с целью отработки температурного режима нагрева для повышения качества нагреваемого металла.

В качестве печи-модели использовали камерную электрическую печь с внутренними размерами: ширина 190 мм, длина 310 мм и высота 125 мм. Излучение теплового потока принято со всех шести внутренних стен печи.

Нагрев образца проводили с начальной температуры 20 °С до температуры поверхности 980 °С, после чего фиксировались все температуры по трем сечениям заготовки (верх, середина и низ), температура печи и время нагрева. Начальная температура печи возрастала от начальной 500 °С до конечной –1000 °С. Исследование проводили по трем вариантам: с использованием излучения и естественной конвекции (нагрев без вентилятора), с использованием излучения и вынужденной конвекции (нагрев с одним вентилятором), с использованием излучения и вынужденной конвекции (нагрев с двумя вентиляторами). При использовании одного вентилятора тепловой поток направляли на заготовку, а при использовании двух вентиляторов – тепловые потоки с целью создания лучшей циркуляции направляли навстречу друг другу по двум длинным сторонам печи. В печи-модели использовался циркуляционно-проточный режим с учетом незначительной утечки печной атмосферы через зазоры в загрузочном окне печи.



Рис. 1. Модель печи с одним вентилятором для исследования температурного поля в нагреваемом цилиндре

В качестве нагреваемой заготовки-модели использовали металлический цилиндр диаметром 18 мм с высотой 45 мм, который располагался вертикально на поду печи и над ее подом равномерно по высоте. Модель печи с одним вентилятором для исследования температурного поля в нагреваемом цилиндре, характер движения печной атмосферы и распределение температуры в печи приведены на рис. 1.

Изменение температуры греющей воздушной среды печи, поверхности и центра исследуемого цилиндра приведены на рис. 2, а результаты экспериментов представлены в таблице. Выбор начальной температуры печи 500 °C обусловлен тем, что в промышленных условиях последующую садку металла загружают в уже прогретую печь.

Исходя из экспериментальных данных, самым неблагоприятным вариантом нагрева является расположение нагреваемой заготовки на поду печи: несмотря на относительно небольшое время нагрева (190 с), в заготовке наблюдается самый большой перепад температуры по сечению заготовки, достигающий в процессе нагрева 227,47 °C. В конце нагрева перепад температуры составляет по сечению 37,18, а по высоте – 51,02 °C, что можно связать с влиянием прогретого пода.

Расположение заготовки над подом, что в промышленных условиях соответствует использованию проложек для создания возможности циркуляции греющей среды под и между нагреваемыми заготовками, хотя и приводит к возрастанию времени нагрева до 250 с, но при этом резко снижается максимальный перепад температуры в заготовке до 34,53 °C, перепад температуры по сечению в конце до 3,63 и высоте – до 2,58 °C.



Рис. 2. Температурные режимы нагрева образца: *I* – температура печи; *2* – температура поверхности заготовки; *3* – температура центра заготовки

С целью повышения коэффициента теплоотдачи был использован один вентилятор с направлением теплового потока на заготовку. Как следует из таблицы, использование вентилятора приводит к сокращению времени нагрева до 225 с, к снижению перепада температуры в конце нагрева по сечению до 8,03 °С и высоте цилиндра до 1,61 °С. Вместе с тем максимальный перепад температуры по сечению заготовки несколько возрос (52,8 °С).

	Заготовка (цилиндр $d = 18$ мм и $h = 45$ мм)									
			Р	асположение	заготовки					
	На под	у печи				Над по	дом печи			
Время,	Печь без вентилятора		ятора	Печь	без вентил	ятора	Печь с Поток н	Печь с одним вентилятором. Поток направлен на заготовку		
с	Поверх- ность (п)	Центр (ц)	Перепад (п-ц)	Поверх- ность (п)	Центр (ц)	Перепад (п-ц)	Поверх- ность (п)	Центр (ц)	Перепад (п-ц)	
		Температура, °С								
0	20,05	20,05	0,00	20,05	20,05	0,00	20,05	20,05	0,00	
10	134,76	50,29	84,47	20,25	20,11	0,14	20,26	20,06	0,21	
30	321,99	140,05	181,95	89,37	58,47	30,90	69,17	50,75	18,42	
60	516,40	288,92	227,47	183,10	149,32	33,78	222,10	176,70	45,41	
90	675,40	457,76	217,64	317,39	282,86	34,53	367,61	314,82	52,80	
120	823,43	644,27	179,16	853,84	833,07	20,77	_	_	-	
180	973,71	923,38	50,33	_	_	_	910,04	882,15	27,90	
190	980,87	943,69	37,18	_	_	_	_	_	_	
225	_	_	_	_	_	_	980,83	972,80	8,03	
240	_	_	_	972,82	967,43	5,39	_	_	_	
250	_	_	_	981,04	977,41	3,63	_	_	_	
Перепад т	емпературы п заготовки	о высоте	51,02	_	_	2,58	_	_	1,61	
				Над подом	и печи		•			
	Пе	чь с двумя н	вентиляторами	. Поток напр	авлен по д	линным стен	кам навстре	ечу		
			Характерист	гика вентиля	гора расход	цов греющей	среды, м ³ /ч			
Время,		13,5			33		46			
с	Поверх- ность (п)	Центр (ц)	Перепад (п-ц)	Поверх- ность (п)	Центр (ц)	Перепад (п-ц)	Поверх- ность (п)	Центр (ц)	Перепад (п-ц)	
0	20,05	20,05	0,00	20,05	20,05	0,00	20,05	20,05	0,00	
10	20,56	20,13	0,43	20,56	20,13	0,43	20,56	20,13	0,43	
30	86,28	70,81	15,47	80,58	68,35	12,23	92,92	70,21	22,71	
60	195,56	175,28	20,29	195,86	173,02	22,85	_	-	-	
90	357,02	329,18	27,84	353,96	326,91	27,06	360,66	334,82	25,84	
120	-	_	-	-	-	-	_	-	-	
180	892,97	880,17	12,79	891,18	878,73	12,45	896,23	883,93	12,30	
190	-	_	-	-	-	-	-	-	-	
225	-	_	-	-	-	-	-	-	-	
230	-	_	-	-	-	-	978,48	974,25	4,23	
235	980,90	976,30	4,60	979,47	978,17	1,30	-	_	_	
Перепад то	емпературы п заготовки	о высоте	1,02	-	-	2,40	-	-	1,33	

Результаты экспериментов при моделировании нагрева цилиндра в печи с начальной температурой 500 °C и конечной 1000 °C

Для создания еще более интенсивного движения печной атмосферы в печи была использована схема нагрева заготовки с двумя вентиляторами. По этой схеме один вентилятор направляет тепловой поток по длинной стороне печи в одну сторону, а второй вентилятор – в обратном направлении по противоположной стороне печи. Были опробованы три варианта нагрева с использованием трех вентиляторов с разными характеристиками. Марка вентилятора, диаметр лопасти, обороты и расход приведены в таблице.

На основании проведенного моделирования установлено, что использование вентилятора марки 612NGH с расходом 46 м³/ч дает наилучшие результаты: время нагрева снизилось до 230 с, перепад температуры по сечению в конце нагрева составил 4,23, а по высоте -1,33 °C, а максимальная температура по сечению в процессе нагрева составила 25,84 °C.

Таким образом, на основании проведенного моделирования нагрева цилиндра в электрической камерной печи с использованием пакета SolidWorks установлена возможность контроля температурного поля в заготовках, которое зависит от температурного поля печи, места положения заготовки в печи, количества, технических характеристик и места положения вентиляторов в печи.

Дальнейшее исследование может быть направленно на моделирование нагрева различных сложных садок металла с использованием многообразных вариантов температурного поля печи.

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. Алямовский, А. SolidWorks. Компьютерное моделирование в инженерной практике / А. Алямовский, А. Собачкин. – ВНУГ, 2005. – 800 с.

3.3олотухин, Н. М. Нагрев и охлаждение металла / Н. М. Золотухин. – Машиностроение, 1973. – 192 с.

УДК 621.785.1.001.575

О. Б. Крючков, А. С. Иванов, А. С. Кострюков КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЛЯ АНАЛИЗА ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В НАГРЕВАЕМЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВКАХ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:olegk@vstu.ru

В настоящей работе приведены сравнительные результаты компьютерного моделирования и реального нагрева цилиндрической стальной заготовки в электрической камерной печи. Установлено, что разброс температуры по сечению нагреваемой заготовки по двум вариантам незначителен и, следовательно, компьютерное моделирование можно использовать для исследования температурного поля нагреваемых заготовок.

Ключевые слова: компьютерное моделирование, нагрев металла, температурное поле в заготовке, электрическая печь.

This paper presents comparative results of computer modeling and real-cylindrical steel billet heating in an electric chamber furnace. Found that the variation of temperature of the heated section of the workpiece according to two variants does not differ and, therefore, computer simulation can be used to study the temperature field of the heated billets.

Keywords: computer simulation, the heating of the metal, the temperature field in the workpiece, the electric furnace.

Отработка оптимальных режимов нагрева заготовок для термической обработки и обработки металлов давлением может проводиться как непосредственно на изделиях в промышленных условиях, так и с помощью физического моделирования. Главным преимуществом физического моделирования являются невысокие материальные затраты на проведение экспериментов. Вместе с тем физическому моделированию свойственен ряд недостатков, главным из которых является невысокая точность при определении коэффициентов теплопроводности и температуропроводности материала модели, значительно зависящих от влажности. Также очень важны точность изготовления и установки термопар в модели. Компьютерное моделирование нагрева металла лишено этих недостатков, поэтому в настоящей работе была

сделана попытка его применения для расчета температурных полей в нагреваемом металле.

С целью проверки работоспособности предлагаемой модели был осуществлен нагрев цилиндрической заготовки диаметром 0,08 м и длиной 0,25 м из стали 45 в электрической камерной печи с внутренними размерами: ширина 0,46 м, высота 0,25 м и длина 0,84 м. Режим нагрева цилиндрической заготовки представлен на рис. 1.

Необходимые параметры для компьютерного моделирования, а именно: приведенный коэффициент излучения и коэффициент теплоотдачи конвекцией в исследуемой печи были рассчитан с помощью программы MahtConnex. Уравнения температуры печи, поверхности и центра нагреваемой заготовки, определенные по экспериментальным точкам рис. 1, использовались в компьютерной программе.





Коэффициент теплоотдачи конвекцией, Вт/(м2 К) Приведенный коэффициент излучения, Вт/(м2 К4)

α_k := 4.27 c_{mp} := 3.98·10⁻⁸

Теплофизические показатели (теплоемкость Дж/(кг К), плотность кг/м3 и теплопроводность Вт/(м К)

Prop := Лист	$\begin{array}{l} \underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{\underset{$

$$\rho(\mathbf{x}) \coloneqq \operatorname{linterp}(\operatorname{Prop}^{\langle 1 \rangle}, \operatorname{Prop}^{\langle 45 + \mathcal{N}^{\mathbf{u}} \rangle}, \mathbf{x}) \qquad \lambda(\mathbf{x}) \coloneqq \operatorname{linterp}(\operatorname{Prop}^{\langle 1 \rangle}, \operatorname{Prop}^{\langle 23 + \mathcal{N}^{\mathbf{u}} \rangle}, \mathbf{x})$$
Экспериментальные данные

$$i \coloneqq 1 \dots 31$$

$$t = 60 \text{ dat} \qquad T = dat$$

*] Лист $t_{p}(x) := linterp(t_{e}, \tau_{e}, x)$ $t_{ze}(x) := linterp(t_e, \tau_z, x)$

Решение

Дифференциальное уравнение
$$t_{\tau}(x,\tau) = \frac{\lambda(t)}{C(t) \cdot \rho(t)} \cdot \left(t_{\chi\chi}(x,\tau) + \frac{1}{x} \cdot t_{\chi}(x,\tau) \right)$$

Начальное условие $t(x,0) = t_0$

Начальное условие

$$\begin{split} \lambda(t)\cdot t_x(r,\tau) &= \alpha_k \left[\left(t_p(\tau) \right) - t(r,\tau) \right] \dots \\ &+ c_{mp} \cdot \left[\left(t_p(\tau) \right) + 273 \right]^4 - \left(t(r,\tau) + 273 \right)^4 \right] \\ \end{split}$$
Граничное условие 1

Граничное условие 2

Gizzer

Решение









Рис. 3. Изменение температуры печи и поверхности заготовки по расчетным и экспериментальным данным: *1* – температура печи; *2* – расчетная кривая; *3* – экспериментальные точки

Решение дифференциального уравнения совместно с начальным и граничными условиями при нагреве цилиндрической заготовки диаметром 0,08 м из стали 45 до температуры 740 °C. Результаты решения отражены на рис. 2 и 3.

Из сравнения данных по температуре поверхности и перепаду температуры по сечению

УДК 669.046.557

заготовки в конце нагрева по данным эксперимента и расчетным данным следует, что отличия незначительны и составляют соответственно: 710,2 и 721,2; 2,9 и 1,15 °C. Хорошая сходимость данных по температуре позволяет использовать представленную программу для расчета температурных полей в заготовке, например, при оптимизации режимов нагрева заготовок при термообработке и обработке металлов давлением.

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. – «Машиностроение», 1973. – 192 с.

3. Соколов, А. К. Моделирование и оптимизация режимов нагрева металла в промышленных печах : дис. ... канд. техн. наук / Соколов А. К. – Иваново, 1975.

4. Губинский, В. И. Математическое моделирование работы термических печей периодического действия. В кн.: Проблемы энергетики и теплотехнологии: тез. докл. Всес. конф. / В. И. Губинский, Н. И. Ефименко. – Москва, 1983. – 102 с.

Ю. В. Гребнев, Н. И. Габельченко, И. А. Хмуров СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ СТАЛИ 110Г13Л

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Представлены результаты внедрения в технологический процесс плавки высокомарганцевой стали 110Г13Л ресурсосберегающей и нетрудоемкой технологии, обеспечивающей глубокое диффузионное раскисление за счет формирования на зеркале жидкого металла высокоактивного, жидкоподвижного вспененного шлака. Показано, что применение новой технологии позволяет сократить продолжительность и трудоемкость восстановительного периода плавки, снизить расход ферромарганца, плавикового шпата, электроэнергии, брак отливок по причинам «горячая трещина» и «спай»,

Ключевые слова: высокомарганцевая сталь; плавка стали 110Г13Л; диффузионное раскисление; высокоактивный вспененный шлак.

The results of implementation of resource- and labor-intensive technology, which provides deep diffusion deoxidation by forming liquid and rolling foamed slag on the highly liquid metal mirror, to the process of melting high-manganese steel 110G13L are shown. It is shown that the application of new technology can reduce the length and complexity of melting reduction period, reduce the consumption of ferromanganese, fluorspar, electricity, marriage castings for reasons «hot crack» and «junction».

Keywords: high-manganese steel, smelting steel 110G13L; diffusion deoxidation, a highly foamed slag.

Введение

Высокомарганцевая сталь обладает уникальным комплексом свойств, позволяющих изготавливать из нее конструктивно сложные отливки, эксплуатирующиеся в условиях больших динамических и циклических нагрузок, интенсивного износа. Отливки из высокомарганцевой стали легко отделяются от литникой системы, на них зачастую отсутствует пригар, что является важным преимуществом этой стали перед другими.

Около 70 % объема производства высокомарганцевой стали получают методом переплава легированного лома группы Б 22 и возврата собственного производства. Качество высокомарганцевой стали, выплавленной методом переплава, существенно зависит от правильного проведения процесса диффузионного раскисления жидкого металла [1, 2]. Несоблюдение требований по качественному проведению диффузионного раскисления снижает жидкотекучесть, пластические характеристики, ударную вязкость и износостойкость стали. Возрастает количество брака по причинам «горячая трещина» и «спай» при одновременном увеличении затрат на производство.

Большинством технологических инструкций на выплавку стали 110Г13Л и ее аналогов предусмотрено проведение процесса диффузионного раскисления по следующей схеме:

 наведение высокоосновного шлака (CaO/ SiO₂ =2.0...2,6);

 – раскисление шлака углеродосодержащими материалами, например, мелкой фракцией кокса;

 выдержка жидкого металла под восстановительным шлаком 30–60 мин.

В восстановительный период в печь дополнительно присаживаются новые порции известняка (извести), плавикового шпата и углеродосодержащего материала. Металл в печи периодически подогревают.

Заводы, производящие отливки из высокомарганцевой стали с высокими требованиями к механическим свойствам, используют в качестве диффузионных раскислителей дорогостоящие материалы: гранулированный алюминий, дробленый ферросилиций и силикокальций. Для разжижения шлака в печь присаживают тетраборат натрия, кальцинированную соду и другие активные материалы.

Диффузионное раскисление жидкого металла требует увеличения длительности и трудоемкости процесса, повышенного расхода вспомогательных материалов и электроэнергии, но не всегда обеспечивает полное восстановление марганца из шлака. Это приводит к снижению уровня механических свойств, которые обусловлены требованиями технических условий на отливки из стали 110Г13Л.

Целью данной работы была разработка ресурсосберегающей и нетрудоемкой технологии, обеспечивающей глубокое диффузионное раскисление жидкого металла. В ходе работы решались задачи снижения угара марганца при расплавлении легированного лома, раннего наведения химически активного шлака, экономии электроэнергии и дорогостоящих материалов.

Всего было проведено 67 опытно-промышленных плавок стали 110Г13Л с контролем по химическому составу металла, механическим свойствам и расходу электроэнергии и материалов. Плавки проводились на электродуговых печах ДСП6 с основной футеровкой. Металл разливался в формы для получения отливок звеньев гусениц сельскохозяйственных тракторов. Результаты контроля экспериментальных плавок усреднялись и сравнивались с результатами контроля плавок, выполненных по действующей на заводе технологии за предыдущий период.

Для снижения угара марганца из легированного лома и раннего наведения шлака на подину печи присаживался известняк в количестве 90 кг на тонну жидкой стали. Вместе с металлической шихтой в печь загружались брикеты, состоящие из 60 % чугунной стружки, 30 % углеродистого шлама Волгоградского алюминиевого завода и 10 % пыли газоочистки электродуговых печей, выплавляющих высокомарганцевую сталь [3]. Усредненный химический состав материала брикета приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав материала брикета, %

Fe	С	Si	Mn	CaSiF ₆	CaO	MnO	NaAlSi ₃ O ₈	SiO ₂	Fe ₂ O ₃
53–57	21-23	1,3–1,6	0,2–0,3	4–7	3–5	3–5	3–3,5	2,0–2,5	0,9–1,1

Пыль газоочистки была введена в состав брикета для более полной утилизации закиси марганца, образующейся в процессе выплавки высокомарганцевой стали. В состав пыли входят окислы марганца 34–37 %, кальция 28–32 %, кремния 22–26 %, железа 5–7 %.

В качестве связующего в брикетах использовался водный раствор жидкого стекла. Размер брикета Ø 120х100 мм. Материал брикетов отличался высоким удельным весом (4,1–4,4 г/см³) и низкой осыпаемостью.

Расход брикетов на тонну жидкой стали составлял 60–65 кг.

В процессе расплавления шихты в «колодцах» под электродами из материала брикетов и известняка формировался жидкоподвижный шлак, который хорошо защищал от угара первые порции жидкого металла. К концу периода расплавления в печи на зеркале жидкого металла был сформирован качественный шлак – высокоосновный, жидкоподвижный, насыщенный активным углеродом (табл. 2).

Присадки в течение восстановительного периода дополнительных объемов известняка и брикетов углеродистого шлама от производства первичного алюминия, состоящего из высокодисперсного аморфного углерода (60–65 %) и активных флюсующих материалов (NaAlSi₃O₈ 14–16 % и CaSiF₆ 15–17 %), приводили к быстрому снижению в шлаке закиси марганца (табл. 3).

Расход углеродистого шлама в восстановительный период составлял 13–15 кг на тонну жид-кой стали.

Таблица 2

Химический состав шлака после расплавления шихты

Характеристика	Химический состав шлака, %					
плавки	CaO	SiO ₂	MnO	Fe ₂ O ₃		
Действующая технология	14–18	34–37	24–28	4–7		
Экспериментальная технология	40–44	20–25	14–18	1,7–2,5		

Таблица 3

Химический состав шлака и металла в конце восстановительного периода

Vanautanuatuus Etanuu	Химический состав шлака, %				Химический состав металла, %			
ларактеристика плавки	CaO	SiO ₂	MnO	Fe ₂ O ₃	С	Si	Mn	
Действующая технология	39–41	18–22	13–16	1,1–1,7	1,18	0,51	8,3	
Экспериментальная технология	42–47	20–27	2–3	0,5–0,7	1,24	0,53	9,5	

Следует также отметить, что присадка брикетов углеродосодержащего шлама приводила к вспениванию шлака в печи (изображенного на рисунке), что способствовало снижению теплопотерь и, соответственно, снижению расхода электроэнергии. Количество шлака, образующегося при плавке по экспериментальной технологии, в среднем на 17 кг меньше, чем при плавке по действующей технологии.



Электропечной шлак от плавки стали 110Г13Л: *а* – исходный; *б* – после обработки брикетами углеродистого шлама

Более раннее формирование на зеркале жидкого металла высокоактивного, жидкоподвижного и вспененного шлака позволяло качественно проводить диффузионное раскисление металла экспериментальных плавок, сократить продолжительность и трудоемкость восстановительного периода, снизить расход ферромарганца, плавикового шпата, электроэнергии, брак отливок по причинам «горячая трещина» и «спай» (табл. 4).

Таблица 4

Сравнительные характеристики плавок, проведенных по действующей и экспериментальной технологии

Характеристики плавок и качества металла	Действующая технология	Экспериментальная технология
Длительность восстановительного периода, мин	53	36
Расход электроэнергии, кВт-ч/т	811	776
Расход ферросплавов, кг/т годного литья:		
ферромарганец ФМн78	44,7	35,4
силикомарганец МнС17	41,3	38,2
Расход плавикового шпата, кг/т годного литья	3,5	1,3
Механические свойства стали:		
предел текучести, σ_{T} , мПа	430	470
предел прочности, ов, мПа	720	750
относительное удлинение, б, %	18	22
относительное сужение, <i>ψ</i> , Дж/см ² , %	24	27
ударная вязкость, КСи	185	225
Литейный брак, %		
«горячая трещина»	2,2	1,3
«спай»	1,7	0,8

Выводы

Таким образом, внедрение в технологический процесс плавки высокомарганцевой стали 110Г13Л раннего наведения шлака и высокоактивного раскислителя – углеродистого шлама производства первичного алюминия позволило сократить:

 – длительность восстановительного периода на 30 %;

- расход электроэнергии на 4 %;

 – расход марганецсодержащих ферросплавов на 12,4 кг на тонну годного литья; – расходы вспомогательных материалов: кокса, плавикового шпата, известняка;

- брак отливок «звено гусеницы» на 1,8 %;

 – затраты на производство одной тоны годного литья на 1758 рублей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Власов, В. И. Литая высокомарганцовистая сталь Г13Л / В. И. Власов, Е. Ф. Комолова. – М. : Машгиз, 1963. – 196 с.

2. Давыдов, Н. Г. Свойства, производство и применение высокомарганцевой стали / Н. Г. Давыдов, В. В. Ситнов. – М. : Машиностроение, 1996. – 232 с.

3. А. с. СССР № 1581751, кл. С 21 С 5/54, 1990, Бюл. № 28.

УДК621.746

В. Ф. Жаркова, Н. А. Кидалов, Ю. В. Гребнев, А. С. Родин, А. В. Симаков ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ОТЛИВОК УГЛЕРОДОМ В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:mitlp@vstu

В статье исследовано направление повышения износостойкости детали «звено гусеницы» путем поверхностного легирования в литейной форме. Приведены марки углеродной ткани, макро- и микроструктура полученного композиционного материала, результаты испытаний на износостойкость.

Ключевые слова: углеродная ткань, поверхностное легирование, износостойкость.

In this article expected the brunch of rise wear resistance detail «part of caterpillar» by surface alloying in mould. There is the composition of grades of carbon fabrics, macrostructure and microstructure of received composite material and result of durability test.

Keywords: carbon cloth, surface alloying, wear resistance.

Введение

Тенденция увеличения выпуска энергонасыщенных, высокоскоростных гусеничных тракторов требует повышения эксплуатационных характеристик тяжелонагруженных узлов и деталей. Так, трактора BT-150 и BT-180 имеют мощность и скорость выше трактора ДТ-75 в 1,5...2 раза. Повышенным нагрузкам подвергаются литые детали ходовой системы трактора: катки опорные, звенья гусениц, колеса ведущие и направляющие. Поэтому металл этих деталей должен характеризоваться высокой прочностью и ударной вязкостью при высокой износостойкости. Решение данного технического противоречия возможно при применении композиционных материалов.

Материалы и методика проведения исследования

В работе проведена апробация технологии получения отливок путем легирования их поверхности углеродом из углеродосодержащих материалов на основе вискозных волокон: Урал T22, Урал Л022, УУТ2, УТМ-8. Содержание углерода в указанных материалах составляет 95...99 %.

В экспериментах углеродная ткань, обматывалась вокруг литейных стержней и закреплялась углеродной нитью Урал Н. Возможны и другие способы крепления ткани к литейной форме.

Литейные формы заливались сталями 20Л, 30Л, 45Л, 110Г13Л. Полученные образцы металла с поверхностным легированием углеродом исследовались на микроскопе «Неофот 21» при увеличениях x100, x300. Химический состав легированного углеродом слоя исследовался методом послойного снятия микростружки металла с шагом в 10 мкм. Твердость основного металла отливок и легированного слоя измерялась методом Бринелля, Роквелла и изме-рением микротвердости на приборе ПТМ-3.

Главным критерием качества поверхностного легирования металла в работе служили стендовые испытания звеньев гусениц из стали 110Г13Л с упрочненными проушинами на износостойкость.

Испытания опытных гусениц проводились на стенде ИГ-2В под нагрузкой равной 1100кг, при скорости перематывания цепи 9 км/ч. Крутящий момент на ведущем колесе 400 кгм. Общее число оборотов гусеничной цепи составляло 99500 оборотов, а число перегибов в каждом шарнире – 298500.

Перед испытанием измерялся шаг участка гусеничной цепи под натяжением 1000 кг. Ван-

на стенда загружалась кварцевым песком в объеме 0,56 м³ и водой 0,28 м³. Применялся песок с содержанием кварца 98 %.

После 20, 40, 60, 80, 100, 120... часов работы стенда проводилось измерение шага участков цепи без снятия гусеницы со стенда. После окончания испытаний гусеничные цепи снимались со стенда и измерялся износ отверстий проушин и диаметров пальцев (рис. 1).

Результаты исследования

После выбивки стержней из отливок отмечено, что остатки углеродной ткани легко удаляются из отливок, поверхность отливок в местах контакта с тканью чистая, без пригара и литейных дефектов. Размерная точность отверстий, выполненных стержнями с углеродной тканью, не изменилась.



Рис. 1. Проушина звена гусеницы сельскохозяйственного трактора с остатками углеродной ткани

Результаты исследования химического состава, толщины и твердости легированного слоя, полученного на разных марках стали, приведены в таблице.

Наиболее эффективным по результатам проведенных экспериментов следует считать поверхностное легирование отливок из стали 110Г13Л. Толщина легированного слоя, полученного в «проушине» детали «звено гусеницы» сопоставима с допускаемой конструкторской документацией величиной износа. Высокая твердость легированного слоя должна обеспечить надежную эксплуатационную стойкость детали в условиях абразивного износа.

Топцина		Содержание углерода, %		Твердость, НВ				
Материал отливки	риал легированного Основной металл J		Легированный слой	Основной металл		Легированный слой		
ommini	слоя, мм	Нормализация	Закалка (вода)	Нормализация	Закалка (вода)	Нормализация	Закалка (вода)	
20Л	1,8–2,1	0,18–0,24	0,42–0,58	126-170	227-303	192–241	362-398	
30Л	1,0–1,2	0,27–0,32	0,47–0,60	156-229	311-375	201-262	375–477	
45Л	0,3–0,6	0,42–0,47	0,47–0,65	167–229	415–495	223–285	415-534	
110Г13Л	1,0–2,4	1,05–1,34	1,54–3,68	-	156-229	-	444–627	

Металлографические исследования легированного слоя показали отсутствие микродефектов по границе перехода от основного металла к легированному углеродом поверхностному слою. В микроструктуре легированного слоя, полученного на отливках из углеродистых сталей, кроме обычных составляющих, обнаружена сетка карбидов и иглы цементита. Поверхностно-легированный слой на стали 110Г13Л соответствует по структуре белому чугуну (рис. 2).



Рис. 2. Микроструктура отливок из сталей 20Л, 45Л, 110Г13Л в зоне поверхностного легирования. Состояние после литья: *а* – сталь 20Л; *б* – сталь 45Л; *в* – сталь 110Г13Л



Рис. 3. Увеличение шага гусеничной цепи: *I* – цепь, изготовленная по штатной технологии; *2* – цепь, изготовленная по экспериментальной технологии

Стендовые сравнительные испытания деталей «звено гусеницы» отлитых по штатной технологии и с упрочнением проушин углеродной тканью, показали значительное снижение износа проушин экспериментальных деталей (рис. 3).

Заключение

Эффективность поверхностного легирования углеродом отливок из различных марок сталей, широкая номенклатура тканей и тканых материалов, выпускаемых отечественной промышленностью, возможность получения этих материалов в виде лент, рукавов и нитей позволяют проводить поверхностное легирование широкой номенклатуры отливок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гребнев, Ю. В. Поверхностное легирование детали «Звено гусеницы / Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, М. С. Буссов / Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013.

2. Гребнев, Ю. В. Наплавка износостойкого слоя на детали почвообрабатывающего инструмента в литейной форме / Ю. В. Гребнев, В. В. Шлепин, Г. Г. Захаров, И. Е. Афонин, В. П. Каляева, О. А. Богатырева // Литейное производство. – 2000. – № 4. – С. 11–12. УДК 621.74.002.6: 669.2./.8

А. В. Кукса

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРИСТЫХ ОТЛИВОК ИЗ ТЯЖЕЛЫХ ЛЕГКОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ СВОБОДНОЙ ПРОПИТКОЙ ЗАСЫПКИ ПОРООБРАЗУЮЩЕГО НАПОЛНИТЕЛЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Приведена конструктивно-технологическая схема, на основе которой разработаны два варианта устройства: в виде кокиля и песчаного стержня для изготовления образцов пористых отливок из тяжелых легкоплавких металлов (и их сплавов) свободной пропиткой (под действием силы тяжести). В экспериментах в качестве порообразующего наполнителя применяли гранулы пенополистирола с упрочняющей оболочкой, полые сферические оболочки и частицы поваренной соли. Приведены фотоснимки полученных образцов пористых отливок из сплава ЦАМ 4-1 и свинца. Кокиль и стержень подтвердили свою работоспособность.

Ключевые слова: конструктивно-технологическая схема, устройство в виде кокиля, устройство в виде песчаного стержня, свободная пропитка, тяжелые легкоплавкие металлы, пористая цинковая отливка, пористая свинцовая отливка.

A structurally-technological chart over, on the basis of that developed two variants of device, is brought: as кокиля and sandy bar for manufacturing of standards of the porous founding from heavy fusible metals (and their alloys) by a free impregnation (under the action of gravity). In experiments as a pore-forming filler applied the granules of expanded polystyrene with I consolidate cabbage soup by a shell, hollow spherical shells and particles of common salt. As show snapshots of the got standards of the porous founding from the alloy of ILAM 4-1 and plumbum. Mold and bar confirmed the capacity.

Keywords: structurally-technological chart, device as mold, device as a sandy bar, free impregnation, heavy easily fusible metals, porous zinc founding, porous leaden founding.

Получение пористых отливок из тяжелых легкоплавких металлов (Zn, Pb и др.), как отмечается в работе [1], требует специальных технологических решений – механического удержания частиц наполнителя в форме при пропитке путем установки стекловолоконных фильтров или спеченного каркаса из солей щелочных металлов, препятствующих их (частиц) всплытию. Однако конструктивно-технологических схем устройств фотоснимков опытных пористых отливок из вышеупомянутых металлов авторы не приводят.

Настоящая работа является дальнейшим раз-

витием технологии получения пористых отливок свободной пропиткой (под действием силы тяжести) засыпок, состоящих из гранул пенополистирола с упрочняющей оболочкой, пустотелых сферических оболочек [2–4] или частиц (гранул) растворимых солей [1].

Для изготовления пористых отливок из вышеупомянутых металлов и их сплавов свободной пропиткой с учетом рекомендаций работы [1] разработано устройство [5], улучшенный вариант конструктивно-технологической схемы которого представлен на рис. 1, *а*.



Рис. 1. Конструктивно-технологическая схема устройства для изготовления пористых отливок свободной пропиткой (*a*), фотоснимки: устройство в виде кокиля (б) и устройство в виде песчаного стержня (*в*): *1* – нижняя часть, *2* – верхняя часть, *3* – металлическая сетчатая заслонка, *4* – вставка, *5* – засыпка порообразующего наполнителя, *6* – надставка-тигель, *7* – съемная крышка, *8* – газоотводное отверстие, *9* – шихта, *10* – гранулы пенополистирола с упрочняющей оболочкой, *11* – полая сферическая оболочка

Как видно из схемы (рис. 1, a), устройство включает корпус, состоящий из двух частей: нижней l и верхней 2, разделенных металлической сетчатой заслонкой 3. В нижней части lкорпуса имеется вставка 4 с проточкой и расположена засыпка 5 порообразующего наполнителя. Верхняя часть 2 корпуса состоит из надставки-тигля 6 с нависающим буртом, съемной крышки 7 с газоотводным отверстием 8 и расположенной в ней на металлической сетчатой заслонке 3 порцией металлической шихты 9.

В соответствии с конструктивно-технологической схемой (рис. 1, *a*) изготовили два варианта устройства: первый – в виде кокиля и второй – в виде песчаного стержня, фотоснимки которых представлены, соответственно, на рис. 1, δ и 1, ϵ .

Перед тем как производить пропитку, необходимо подготовить (собрать) кокиль (стержень). Для этого в нижнюю часть *1* кокиля устанавливали вставку *4* (нижняя часть стержня выполнена глуходонной) и размещали в ней засыпку *5* порообразующего наполнителя. Затем на нижнюю часть *1* кокиля (или стержня) устанавливали верхнюю часть *2*, ставили металлическую сетчатую заслонку *3*, а на нее надставку-тигель *6*, в полость которой на металлическую сетчатую заслонку *3* загружали порцию металлической шихты *9* и накрывали крышкой *7* с газоотводным отверстием *8*. После чего кокиль и стержень были готовы к проведению пропитки.

На рис. 2 представлены фотоснимки использованных при свободной пропитке порообразующих наполнителей: гранул с упрочняющей оболочкой (рис. 2, a), полых сферических оболочек (рис. 2, δ), полученных из плакированных гранул пенополистирола методом пиролиза и спекания и частиц (гранул) водорастворимой поваренной соли (рис. 2, ϵ). Материал оболочек (упрочняющей и полой сферической) – жидкостекольное покрытие с добавкой поверхностно-активного вещества (ПАВ) и дисперсных порошков: алюминия l, смеси глинозема и кремнезема 2 и карбида кремния 3.



Рис. 2. Фотоснимки порообразующих наполнителей: *a* – гранулы пенополистирола с упрочняющей оболочкой; *б* – полые сферические оболочки; *в* – частицы поваренной соли; материал оболочек – жидкостекольное покрытие с добавкой ПАВ и дисперсных порошков: *l* – алюминия; *2* – смесь глинозема с кремнеземом; *3* – карбида кремния

В качестве шихты для изготовления пористых цинковых отливок использовали лом фасонных отливок сплава ЦАМ 4-1, а для свинцовых – лом отработанных автомобильных аккумуляторов.

При проведении операции свободной пропитки подготовленный кокиль (или стержень) помещали в лабораторную камерную электропечь сопротивления СНОЛ 80/12 (объем камеры 80 дм³, номинальная температура 1200 °C). При изготовлении образца пористой цинковой отливки нагрев начинали от комнатной температуры и доводили температуру в печи до 450– 470 °C, а при изготовлении образца пористой свинцовой отливки до 400–420 °C. По достижении в печи температуры плавления (и выше) шихта плавилась и расплав каплями и струями самотеком под действием силы тяжести, проходя через ячейки металлической сетчатой заслонки 3, обтекая гранулы порообразующего наполнителя 5, имеющие адекватную температуру, доходит донизу, накапливается и затем снизу до заданного верхнего уровня (до сетчатой заслонки 3) заполняет зазоры в засыпке 5. Всплытие гранул наполнителя не происходит – препятствует встроенная между нижней и верхней частями корпуса металлическая сетчатая заслонка 3. Газы (воздух и др.), вытесняемые расплавом, поднимаются вверх и выходят через газоотводной канал 8 в крышке 7. По окончании плавления шихты заканчивали пропитку, кокиль (стержень) выгружали из печи, снимали надставку-тигель с крышкой и металлическую сетчатую заслонку 3. После затвердевания и остывания полученную отливку выбивали, ударяя молотком по вставке 4.



Рис. 3. Фотоснимок образца опытной пористой цилиндрической отливки, изготовленной свободной пропиткой сплавом ЦАМ 4-1 засыпки полых сферических оболочек: *а* – главный вид; *б* – вид снизу; *в* – вид в разрезе

На рис. 3 представлены фотоснимки образца пористой полой цилиндрической отливки, изготовленной из цинкового сплава ЦАМ 4-1 с размерами: h = 50 мм, $D_{\text{нар}} = 70$ мм, $d_{\text{вн}} = 18$ мм (рис. 1, δ) свободной пропиткой в кокиле засыпки полых сферических оболочек с применением стержня, выполненного из алюминиевой трубки, заполненной формовочной смесью и установленной между вставкой и сетчатой заслонкой.

Как видно из фотоснимков, в отливке с внешней стороны на главном виде и на виде снизу и в продольных сечениях разреза распределение пор (сферических оболочек) достаточно равномерное. Смещения и всплытия оболочек не произошло. Разрушенных оболочек и проникновения расплава внутрь оболочек в плоскостях разреза не замечено. Плотность металла пористого цинкового сплава в отливке 3200 кг/м³ (плотность ЦАМ 4-1 – 6980 кг/м³, монолитного цинка – 7140 кг/м³ [6]). Изделия, изготовленные пропиткой, считаются пористыми, если плотность металла в них составляет \geq 50 % плотности их монолитного строения.

По такой же технологии изготовлены пробные пористые отливки из цинкового сплава ЦАМ 4–1 (рис. 4, *a*) и свинца (рис. 4, *б*) с использованием устройства в виде песчаного стержня (рис. 1, б). При получении пористой свинцовой отливки в качестве порообразующего наполнителя применяли поваренную (аптечную «морскую») соль с размерами частиц 2–4 мм (рис. 2, *в*), для экстрагирования которой из пор отливку выдерживали в кипящей воде, а затем сушили. Плотность пористого свинца в отливке – 5370 кг/м³ (плотность свинца – 11340 кг/м³ [6]).



Рис. 4. Фотоснимки опытных образцов пористых отливок: a - из сплава ЦАМ 4-1; $\delta - из$ свинца

Таким образом, разработанные устройства (кокиль и стержень) технологичны, подтвердили свою работоспособность, позволяют осуществить единый технологический процесс – последовательно вести формообразование, плавление шихты, свободную пропитку и затвердевание – при изготовлении пористых отливок под действием силы тяжести из тяжелых легкоплавких металлов и их сплавов без всплытия частиц порообразующего наполнителя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Финкельштейн, А. Б. Сплавы для изготовления пористых отливок пропиткой водорастворимого наполнителя / А. Б. Финкельштейн, С. П. Казанцев // Литейное производство. – 2013. – № 8. – С. 2–5.

2. Кукса, А. В. Получение пористых литых заготовок вакуумной пропиткой с использованием в качестве порообразователя гранулированного пенополистирола / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, П. В. Рожков, А. В. Торощин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 6(109) / ВолгГТУ. –

Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 7). – С. 115–119.

3. Пат. на полезную модель № 128136 РФ, В22D 25/00. Устройство для изготовления пористых отливок вакуумной пропиткой / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, П. В. Рожков; заявитель и патентообладатель Волгоградский государственный технический университет. – № 2012158182/02 ; зявл. 28.12.2012 ; опубл. 20.05.2013, Бюл. №14.

4. Кукса, А. В. Устройство для изготовления пористых отливок вакуумной пропиткой и экспериментальная оценка его работоспособности / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, П. В. Рожков // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 15(118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 8). – С. 126–128.

5. Заявка на полезную модель № 2013152126/02. Устройство для изготовления пористых отливок пропиткой / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов; приоритет от 22.11.2013 г., решение о выдаче патента от 15.01.2014 г.

6. Производство отливок из сплавов цветных металлов : учеб. для вузов / А. В. Курдюмов, М. В. Пикунов, М. В. Чурсин, Е. Л. Бибиков. – М. : Металлургия, 1986. – 416 с.

УДК 669.1:622.788.32

Н. А. Зюбан, И. Л. Гоник, Н. А. Новицкий ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БРИКЕТИРОВАННОГО ШИХТОВОГО МАТЕРИАЛА ИЗ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gonik@vstu.ru

Анализ сложившейся за последнее время экологической ситуации говорит о необходимости сырьевой переориентации металлургической промышленности, чему способствует процесс неуклонного сокращения запасов природных ископаемых, рост их себестоимости, тарифов на энергоресурсы и железнодорожные переозки, а также ряд экологических проблем, присущих производству традиционной металлошихты.

Окалиноуглеродный брикет (ОУБ), разработанный на кафедре «Технология материалов» ВолгГТУ, представляет собой новый шихтовой материал. Целью исследований являлось изучение технологических свойств ОУБ, которые должны обеспечить его транспортировку, хранение и загрузку в металлургический агрегат.

Ключевые слова: брикет, рудный концентрат, окалина, шлам, металлургические отходы, углерод, восстановитель, жидкое стекло, рециклинг отходов.

Analysis of the current recent environmental situation suggests the need reorientation raw steel industry, aided process sustainably reduce the stock of natural resources, increase their cost, energy tariffs and rail transportation, as well as a number of environmental problems inherent in the traditional production of metal.

Oxide coal briquette, developed at the department «Materials technology» VSTU, represents a new feedstock material. The aim of research was to study the technological properties of briquette, which should ensure its transportation, storage and loading into a metallurgical plant.

Keywords: briquette, ore concentrate, slag, sludge, waste steel, carbon, reductant, liquid glass, recycling.

На территории Российской Федерации ежегодно образуется около 7 млрд. т твердых железосодержащих отходов, пригодных для вторичной переработки, однако на сегодняшний момент перерабатываются только 28 % из них. Значительная часть железосодержащих отходов по содержанию железа сравнима с рудными концентратами, являясь ценным сырьем. Так окалина прокатного и кузнечного производства может содержать до 80 % железа. В табл. 1, к примеру, представлены данные по количеству твердых железосодержащих отходов, образующихся на Западно-Сибирском металлургическом комбинате. Количество образующейся ежегодно прокатной окалины 203,75 тыс. т, что составляет около 80 % от общего объема образующихся отходов. Источники и объем железосодержащих отходов на Западно-Сибирском металлургическом комбинате

Источники образования железосодержащих отходов	Объем железосодержащих отходов, тыс. т.
Окалина МНЛЗ	22,5
Шламы газоотчистки	31,25
Окалина прокатного производства	203,75

Невозможность использования твердых отходов без предварительной подготовки, связанная с большим пылеуносом и угаром данного материала при непосредственной загрузке в печь, не позволяет эффективно использовать его в качестве продукта, готового к вторичному использованию. В настоящее время твердые отходы используются в качестве сырья при производстве агломерата и окатышей, однако это также связано с рядом технологических трудностей. Например, дисперсные железосодержащие отходы обладают низкой газопроницаемостью при применении в агломерационном производстве, что ограничивает объемы их использования [1].

Перспективным способом переработки железосодержащих отходов является брикетирование. Данный способ более универсален и позволяет перерабатывать такие типы отходов, как кузнечная и прокатная окалина, металлическая стружка, пыль установок газоочистки и пр. Брикет представляет собой прессованные совместно железосодержащие отходы различных типов и восстановитель, в качестве которого может быть использован графит, коксовая мелочь, а также отходы электродного производства. Количество железосодержащего материала, вводимого в брикет, зависит от типа отходов и может составлять до 90 % массы брикета. Восстановитель вводится в количестве, необходимом для восстановления железа и науглероживания расплава. Производственный опыт ряда российских и зарубежных металлургических предприятий показывает, что брикетирование мелкодисперсных материалов в металлургии наиболее универсальный способ переработки железосодержащих отходов, зачастую непригодных для непосредственного использования в производственном процессе.

На кафедре «Технология материалов» Волгоградского государственного технического университета разработан оксидоуглеродный брикет (ОУБ), который состоит из твердых железосодержащих отходов, восстановителя а также многокомпонентного полиоксидного связующего вещества [2]. В состав брикета, используемого в лабораторных исследованиях, входит 75–80 % прокатной окалины, 15–20 % графита и 5 % связующего вещества.

В качестве железосодержащего компонента использовали прокатную окалину ОАО ВМЗ «Красный октябрь», имеющую состав, представленный в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав прокатной окалины ОАО ВМЗ «Красный Октябрь», %

Fe _{общ}	FeO	Fe ₂ O ₃	Р	S
72,49	56,3	41,0	0,009	0,008

Для обеспечения в брикете требуемой прочности ОУБ в процессе нагрева используется полиоксидное связующее вещество SiO₂–B₂O₃– CaO–K₂O. Особенность свойств связующего вещества заключается в следующем:

• при нагреве брикета в интервале температур 600-800 °С происходит оплавление связующего, в результате чего сохраняется герметичность ОУБ;

 данное вещество способствует максимальному взаимодействию углерода при прохождении восстановительного процесса внутри брикета благодаря обеспечению тесного контакта реагирующих веществ внутри брикета до полного расплавления;

• герметизация брикета с помощью связующего на начальных этапах нагрева обеспечивает взаимодействие кислорода в порах брикета с углеродсодержащим компонентом, что создает условия для образования монооксида углерода.

Важным технологическим свойством брикетов является их прочность. Для определения прочности на сжатие были проведены испытания в соответствии с методиками, применяемыми для угольных брикетов [3]. Для испытаний была изготовлена серия образцов различного компонентного состава. Образцы ОУБ изготавливали по следующей технологии: окалину и восстановитель сушили до влажности 7 % и размалывали до фракции 1,0 мм, после чего компоненты смешивали вместе с полиоксидным связующим в требуемом соотношении и в смесь добавляли водный раствор жидкого стекла для обеспечения прочности брикетов после прессования. Брикеты подвергали сушке при температуре 200 °C. Металлизацию опытных образцов

Таблица 1

Таблица 3

проводили при температуре 800 °С и выдержке 2 ч [4, 5].

Состав образцов и результаты проведенных испытаний представлены в табл. 3.

Прочность на сжатие образцов брикетов

Компо	Компонентный состав, %			ı сжатие, МПа
Углерод	Окалина	Связующее вещество	Сушка (200 °С)	Обжиг (800 °C)
_	97	3	11,3	38,8
2	95	3	9,2	34,2
5	92	3	6,2	27
7	90	3	4,7	22,5
10	87	3	3,5	16,2
14	71	5	_	13,2
13	72	10	_	28,6
12	73	15	-	32,1
10	70	20	_	38,3

Опытные плавки с применением ОУБ проводились в индукционной плавильной печи ИПП-25 вместимостью 10 кг. Шихта для индукционной печи состояла из 9 % ОУБ массой 0,4 кг и 91 % обрези проката из конструкционной стали (Сталь 40 ГОСТ 1050–88). Общая масса шихты для плавки в индукционной плавильной печи составляла 4,4 кг. Средняя продолжительность плавок 25–35 мин.

При плавке наводили шлак следующего состава:

• негашеная известь (CaO) – 45 %;

• кремнезем (SiO₂) – 25 %;

• глинозем (Al_2O_3) + плавиковый шпат (CaF_2) – остальное.

Полученный железоулеродистый сплав раскисляли алюминием и отливали в земляные формы для последующего определения химического состава.

В результате опытных плавок в индукционной плавильной печи были получены образцы следующего химического состава (см. табл. 4).

Проведенные опытные плавки подтвердили возможность применения брикетов также и в качестве науглероживающей части шихты, при этом дополнительный углерод для науглероживания металла не вводился. Согласно проведенным расчетам, эффективность науглероживания 1 т брикетов эквивалентна 1,5–2,0 т передельного чугуна.

Брикетирование является оптимальным видом окускования для большинства типов отходов, но использование окалины увеличивает содержание железа в брикете.

Таблица 4

Химический состав металлошихты и железоуглеродистого сплава

Поморототи	Содержание элементов (% по массе)						
Показатели	С	Mn	Si	S	Р	Cu	Al
Металлошихта (Сталь 40)	0,36	0,66	0,30	0,026	0,017	0,11	0,025
Железоуглеродистый сплав	0,94	0,20	0,14	0,023	0,017	0,09	0,08

При использовании пыли газоочисток содержание металла в брикетах уменьшается, однако совместное использование в брикете пыли и окалины может быть одним из направлений утилизации вновь образующихся и ранее накопленных отходов. Применение для изготовления брикетов чугунной стружки сопровождается ее повышенным угаром, в связи с чем введение совместно со стружкой 3–5 % углерода обеспечивает практически 100 %-ное ее использование.

Выводы

 Применение многокомпонентной оксидной системы в качестве связующего компонента ОУБ обеспечивает высокую степень восстановления железа в брикете в условиях технологического нагрева.

2. Представленная технология производства ОУБ может быть реализована на металлургическом производстве любого масштаба и позволяет использовать практически большинство типов твердых железосодержащих отходов и углеродсодержащих материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Равич, Б. М.* Брикетирование в цветной и черной металлургии / Б. М. Равич. – М. : Металлургия, 1975. – 232 с.

2. Пат. 2102494 РФ, МПК 6 С 21 В 11/00, 13/00. Способ получения чугуна и стали в металлургических агрегатах / Е. Е. Агеев, Ю. А. Бондарев, В. Г. Булгаков, И. Л. Гоник, Н. И. Кулешов, В. П. Лемякин, В. И. Синев ; ВолгГТУ. – 1998.

3. ГОСТ 21289–75. Брикеты угольные. Методы определения механической прочности.

4. Гоник, И. Л. Технологические свойства оксидоуглеродных брикетов с комплексным связующим / И. Л. Гоник, О. П. Бондарева, Н. А. Новицкий, А. Г. Тюпина // Ме-таллург. – 2012. – № 8.

5. Гоник, И. Л. Особенности применения брикетируемых железосодержащих отходов / И. Л. Гоник, В. П. Лемякин, Н. А. Новицкий // Металлург. – 2011. – № 6. – С. 36–38.

УДК 669.14.018.29

Д. В. Руцкий¹, С. А. Гузенков², А. С. Воробьева¹ ОБРАЗОВАНИЕ МЕЖКРИСТАЛЛИТНЫХ ТРЕЩИН В КРУПНЫХ ПОКОВКАХ* ¹Волгоградский государственный технический университет ²ЗАО «ВМК «Красный Октябрь»

e-mail: tecmat@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования качества металла дефектных участков крупногабаритных поковок типа валов роторов турбогенераторов. Установлено, что природа дефектов, встречающихся с первого конца поковок, носит кристаллизационный характер. Причиной образования горячих межкристаллитных трещин является образование по границам зерен прослоек неметаллических включений. На распределение образующихся неметаллических включений оказывает значительное влияние произведение содержания в металле серы и кремния. Оценка горячей пластичности металла показала, что снижение пластичности становится более ярко выраженным, что связано с повышенным произведением содержания [Si]x[S]. *Ключевые слова*: слиток, поковка, неметаллические включения, пластичность металла.

In work results of research of quality of metal of defective sites of large-size forgings like shaft of rotors of turbogenerators are presented. It is established that the nature of the defects meeting since the first end of forgings, has crystallizational character. Education on borders of grains of layers of nonmetallic inclusions is the reason of formation of hot intercrystalline cracks. Work of the content in sulfur and silicon metal has considerable impact on distribution of being formed nonmetallic inclusions. Assessment of hot plasticity of metal showed that decrease in plasticity becomes more pronounced that is connected with the increased work of the contents [Si]x[S].

Keywords: ingot, forging, nonmetallic inclusions, plasticity of metal.

В ряде случаев при ультразвуковом и других методах контроля в крупных поковках выявляются дефекты, не выходящие на поверхность и имеющие вид продольно-радиальных разрывов металла различной длины. Характерное расположение таких дефектов в изделиях типа роторов турбогенераторов, откованных из слитков массой 100 т и выше, показано на рис. 1, где Iк – соответствует донной части слитка, а IIк – соответствует подприбыльной части слитка.



Рис. 1. Расположение дефектов, выявленных в поковках: Ік – первый конец поковки, соответствующий донной части слитка; Ік – первый конец поковки, соответствующий подприбыльной части слитка; *1* – дефектные участки, выявленные УЗК в поковке ротора турбогенератора; *2* – зона «конуса осаждения» в слитке Ранее проведенными исследованиями [1–3] установлено, что в металле крупных кузнечных слитков имеются дефектные участки, характеризующиеся различной степенью развития в зависимости от параметров и массы слитков. Это, в первую очередь, относится к так называемому «конусу кристаллов» или «осаждения», располагающемуся в нижней части слитка (см. рис. 1). При этом в указанной зоне отмечается значительное загрязнение металла оксидами и сульфидами [4, 5], на распределение которых влияют форма и масса слитка, способ выплавки, раскисления и разливки, марка стали и другие факторы [6, 7].

Цель настоящей работы – изучение природы образования межкристаллитных трещин в крупных поковках и выработка технологических рекомендаций по предотвращению их образования.

Объектом исследований являлся металл вала ротора турбогенератора из стали 25ХНЗМФА, откованного из слитка массой 140 т и забракованного по трещинам длиной от 25 до 100 мм, обнаруженным в осевом канале с первого конца заготовки Ік (см. рис. 1). Сталь раскисляли кремнием и марганцем и отливали в оснастку, установленную в вакуумной камере.

Для исследования использовался «трепан», высверленный полым сверлом из осевой зоны ротора и разрезанный на двенадцать поперечных темплетов через каждые 1000 мм.

Морфология, расположение и состав неметаллических включений изучались на темпле-

^{*} Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № НК 14-08-31279\14.

тах и изломах методом оптической микроскопии при увеличениях x100–300 в 320 полях зрения, микрофрактографическим методом на электронном микроскопе УЭМВ-100К при увеличениях x3000–6500 и методом микрорентгеноспектрального анализа на анализаторе «Суперпроб 733».

Результатами исследования [8, 9] было установлено, что в нижней части осевой зоны слитка, соответствующей вершине «конуса осаждения», имеет место положительная ликвация серы и загрязнение металла сульфидами и оксисульфидами. Внешний вид неметаллических включений, обнаруженных в данной зоне, показан на рис. 2. По результатам микрорентгеноспектрального анализа были выявлены включения следующего состава: Si 11,5–21,7 %; S 3,8–23,1 %; Mn 0-21 %; Al 0,35–0,64 %.



Рис. 2. Сульфидные и оксисульфидные неметаллические включения х 300

Таким образом, выявленные неметаллические включения представляют собой сульфиды типа (Mn, Fe)S и оксисульфиды состава $OK_{0,5-0,7}C\Phi_{0,3-0,5}$, расположенные в межосных участках и по границам литого зерна.

В изломах дисков, вырезанных в месте расположения дугообразных трещин, имеются участки межкристаллитного разрушения. Излом по «здоровому» металлу имеет вязкое ямочное строение с глобулярными включениями на дне углублений (см. рис. 3, *a*). Электронограммы, снятые с дефектных участков излома, показали наличие на них расслоений по неметаллическим включениям, которые представляют собой полупрозрачные пленки β-кристаллита толщиной 0,1–0,2 мкм.



Рис. 3. Электронограммы участков излома: *а* – излом по «здоровому» металлу; *б* – дефектный участок излома х6000

Морфология включений, обнаруженных в изломах и на шлифах в зоне дефектного металла, позволяет предположить, что их образование происходило в двухфазной зоне вблизи границы раздела «конуса осаждения» и бокового фронта кристаллизации при обогащении пограничного слоя кислородом, серой и кремнием. Согласно данным работы [10], вид образующихся сульфидов зависит не только от степени раскисленности металла, но и от содержания в нем других элементов (углерода, кремния, алюминия). В сталях, раскисленных только марганцем и кремнием, влияние последнего на морфологию сульфидов проявляется в связывании кислорода, снижающего активность серы. В свою очередь, кремний сам значительно повышает активность серы, а при переходе к температурам двухфазной области это влияние усиливается. Следствием этого является подавление выделения оксисульфидов и образование сульфидов. Кроме того, введение кремния (0,28–0,35 %) увеличивает общую продолжительность затвердевания и долю межосных участков в литой структуре затвердевшего металла слитка. При этом возрастает вероятность образования межзеренных прослоек высококремнеземистых силикатов, которые и были обнаружены в изломах дефектного металла.

В связи с вышеизложенным представляет

интерес выявление особенностей пластической деформации стали 25ХНЗМФА в зависимости от содержания в ней кремния и серы. Горячую пластичность металла оценивали по значениям относительного сужения стандартных радиальных образцов после температурного цикла, моделирующего промышленные условия, а именно нагрева до температуры выдачи из печи (1230 °C) и последующего охлаждения до температуры ковки. Среднее значение относительного сужения отобразцов, отобранных соответственно с первого и второго конца поковки. Результаты испытаний металла четырех поковок из слитков массой 140 т представлены на рис. 4.



Рис. 4. Результаты испытаний металла поковок: *1* – первый конец поковки (Ік); 2 – второй конец поковки (Ік)

Падение пластичности металла, начиная от температур выше 1150 °С, вызывается структурными изменениями, происходящими в ходе температурных циклов. Наряду с укрупнением зерна к ним относится, прежде всего, растворение сульфидов при нагреве до высоких температур и их повторное выделение по границам аустенитных зерен. При этих же температурах происходит размягчение межзеренных аморфных прослоек силикатов. Выделения сульфидов и силикатов ослабляют границы зерен, что приводит к резкому падению пластических свойств металла. Повторный подъем деформируемости при температурах ниже 800 °C связан с начинающимся образованием феррита по границам аустенитных зерен и блокированием вредного влияния неметаллических включений. С повышением произведения [Si]х[S] количество выделений по границам увеличивается и снижение пластичности становится более ярко выраженным (рис. 4, кривая *1*).

Статистически анализ результатов сдаточных испытаний механических свойств 27 поковок выявил зависимость относительного сужения радиальных образцов от произведения [Si]x[S] при t +20 °C, которая выражается следующим полиномом:

Коэффициент корреляции для полученной зависимости составил $R^2 = 0,74$ при значимом коэффициенте для данной выборки равном 0,46 и вероятности 95 %. Из анализа полученного выражения следует, что максимально допустимое значение произведения содержаний в металле кремния и серы, при котором их влияние на пластические свойства минимально, равно $3x10^{-3}$ %.

С позиций результатов, полученных в данной работе, и ранее опубликованных исследований, механизм образования межкристаллитных трещин в крупногабаритных поковках может быть представлен следующим образом.

При формировании крупных кузнечных слитков с характерным для них низкими скоростями кристаллизации (~ 2 °С/мин), раскислении металла только марганцем и кремнием на последних стадиях кристаллизации по границам первичных кристаллов и в междуосных участках образуются прослойки сульфидов и высококремнеземистых силикатов. Особо сильное развитие этот процесс получает в период, когда образование «конуса осаждения» заканчивается, а подпитка границы его раздела с боковым фронтом кристаллизации осуществляется расплавом, обогащенным поверхностно-активными элементами.

В процессе ковки прослойки неметаллических включений вызывают зернограничное проскальзывание, которое приводит к концентрации напряжений на выделениях и возникновению вследствие этого межкристаллитных трещин. К тому же пластичность при наличии межзеренных неметаллических включений снижается за счет того, что они препятствуют перемещению границ первичных кристаллизации.

Вероятность описанных процессов тем выше, чем больше содержание в металле серы и кремния.

Установленная природа и механизм образования межкристаллитных трещин позволили разработать следующие технологические рекомендации по снижению вероятности их образования:

 – минимизация содержания в металле кремния и серы за счет использования в шихте при выплавке стали металлизованных первородных материалов, вакуумно-углеродного раскисления и внепечной обработки жидкого расплава твердыми шлаковыми смесями и комплексными лигатурами на основе ЩЗМ или РЗМ;

 увеличение скоростей кристаллизации крупных кузнечных слитков за счет их суспензионной разливки с использованием инокуляторов;

 минимизация температурного интервала ковки слитков, считая от момента выдачи из печи до начала пластической деформации.

При технической невозможности или экономической нецелесообразности использования всего комплекса разработанных мероприятий следует исходить из требований максимального подавления, наиболее негативно влияющих на свойства и структуру металла факторов. Так, промышленное опробование технологии получения крупных кузнечных слитков с ограниченным содержанием в металле кремния и серы ([Si]x[S] менее $3 \cdot 10^{-3}$ %) и отливкой их в вакууме с инокуляторами, позволило снизить ликвационную и структурную неоднородность откованных из них поковок [11, 12]. При этом значительно уменьшился разброс механических свойств по длине изделий.

Выводы

В результате исследования установлено, что одной из причин образования горячих межкристаллитных трещин в особо ответственных поковках является ликвационная и структурная неоднородность крупных кузнечных слитков и связанное с этим образование по границам зерен в зоне «конуса осаждения» прослоек неметаллических включений сульфидов и силикатов. Показано, что на морфологию и распределение образующихся неметаллических включений оказывает значительное влияние произведение содержания в металле серы и кремния.

Разработаны и опробованы в промышленных условиях технологии производства особо ответственных поковок с целью предотвращения образования в них межкристаллитных трещин.

Данные технологии позволяют обеспечить получение требуемых показателей качества металлоизделий ответственного назначения без значительного увеличения затрат на их производство.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Исследование влияния механизма затвердевания на развитие дефектов нижней половины крупных слитков / Ю. А. Посламовская, Д. В. Руцкий, А. И. Горунов, Н. А. Зюбан, С. И. Жульев // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. Спец. вып. «Актуальные проблемы машиностроения». – 2009. – Б/н. – С. 109–111.

2. Влияние геометрических параметров на процессы кристаллизации и образование дефектных зон в слитках с различной конфигурацией донной части / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, А. Н. Галкин, А. С. Воробьева, Д. Г. Шулешко // Технология металлов. – 2013. – № 4. – С. 26–33.

3. Исследование распределения неметаллических включений в слитках различной геометрии / Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, Н. А. Зюбан, В. В. Шмаль, А. Я. Пузиков // Труды Нижегородского гос. техн. ун-та им. Р. Е. Алексеева. – 2012. – № 1. – С. 216–222.

4. Петрова, В. Ф. Влияние технологии разливки стали с использованием инокуляторов на загрязненность неметаллическими включениями нижней части крупных кузнечных слитков / В. Ф. Петрова, Ю. А. Посламовская // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 5. – С. 16–19.
6. Особенности формирования сульфидных включений и их влияние на качество низколегированных конструкционных сталей / О. А. Шевцова, Н. А. Зюбан, Д. В. Руц-кий // Металлург. – 2010. – № 12. – С. 54–57.

7. Исследование особенностей формирования типа и вида сульфидных включений в зависимости от степени окисленности металла и их влияние на свойства низколегированных конструкционных сталей / О. А. Шевцова, Н. А. Зюбан, М. Н. Летников, Д. В. Руцкий // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2010. – № 2. – С. 56–60.

8. Посламовская, Ю. А. Особенности формирования нижней части крупных кузнечных слитков Cr-Ni-Mo сталей / Ю. А. Посламовская, С. И. Жульев // Металлург. – 2008. – № 4. – С. 67–70.

9. Посламовская, Ю. А. Исследование и разработка технологических мероприятий, обеспечивающих повышение качества нижней части слитков для ответвенных изделий тяжелого машиностроения : дис. ... канд. техн. наук // Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И. П. Бардина. – Волгоград, 2008.

10. Межкристаллитные трещины в поковках из крупных слитков. Часть I / С. Ю. Афанасьев, Ю. М. Батов, В. Г. Жигаржевский, В. И. Каширин, Э. Ю Колпишон, О. Н. Ямпольский // Электрометаллургия. – 2006. - № 7. – С. 37–39

11. Влияние химической неоднородности на механические свойства поковок из слитков, полученных при различных условиях кристаллизации / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, А. Н. Стяжин, А. В. Разоренов, К. Е. Титов // Технология машиностроения. – 2009. – № 8. – С. 11–14.

12. Полезная модель 42454 РФ, МПК 7 В 22 D 27/15. Устройство для отливки слитков в вакууме с инокуляторами (варианты) / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан ; ВолгГТУ. – 2004.

УДК 669.716.621.785

Э. В. Седов, О. П. Бондарева, Л. В. Палаткина, И. С. Тарасов ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ГОМОГЕНИЗАЦИИ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

В работе приводятся результаты исследования структуры и твердости по Бринеллю образцов из слитков алюминиевых деформируемых сплавов в литом состоянии и после гомогенизационного отжига.

Ключевые слова: деформируемые алюминиевые сплавы, слитки, гомогенизационный отжиг, твердость, микроструктура.

The paper presents results of a study of the structure and the Brinell hardness of samples from ingots of aluminum wrought alloys in the cast state and after homogenizing annealing.

Keywords: wrought aluminum alloy, ingot, homogenizing annealing, hardness, microstructure.

Среди алюминиевых сплавов перспективными, с точки зрения производительности обработки давлением, считаются сплавы системы Al-Mg-Si под названием авиали. Типичными представителями таких сплавов являются АВ, АДЗ1, АДЗ3, АДЗ5 ГОСТ 4784-97. Количество легирующих элементов в авиалях редко превышает два процента, поэтому, по сравнению с другими деформируемыми алюминиевыми сплавами, их отличает высокая пластичность, что позволяет вести прессование со скоростями 30-60 м/мин, меньшая прочность, наилучшая коррозионная стойкость [1]. Из них изготавливают, в основном, прессованные профили, используемые в строительстве, авиастроении, транспортном машиностроении и т. д.

Для прессования исходной заготовкой чаще всего являются слитки сортового профиля простой формы, полученные непрерывной или полунепрерывной разливкой. Типичный технологический процесс производства таких заготовок состоит из следующих этапов: выплавка алюминиевого сплава, разливка металла, механическая обработка, гомогенизационный отжиг. В условиях жесткой конкуренции между производителями остро стоит вопрос повышения производительности получения прессованных профилей за счет уменьшения технологического цикла. Эту задачу можно решить путем ускорения термической обработки при гомогенизации. Режимы осуществления гомогенизационного отжига отличаются у разных производителей и проводятся при температурах 540– 580 °C в течение 4–10 ч.

Целью данной работы является оптимизация режимов термической обработки слитков из сплавов марок АД31, АД33, т. е. определение температуры и минимальной продолжительности времени выдержки при гомогенизационном отжиге, обеспечивающих благоприятную макро- и микроструктуру для обработки металла давлением.

Были исследованы слитки сплавов АД31 и АД33 диаметром 178 и 203 мм. Химический состав образцов исследуемых сплавов приведен в таблице.

Марка сплава	Содержание химического элемента,%							
	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti
АД31	ост.	0,08	0,6	0,10	0,6	0,46	0,20	0,12
АД31 по ГОСТ	ост.	менее 0,10	0,4–0,9	менее 0,10	0,3–0,7	менее 0,50	менее 0,20	менее 0,15
АД33	ост.	0,10	0,62	0,03	0,47	0,50	-	-
АД33 по ГОСТ	ост.	0,15-0,40	0,8–1,2	менее 0,15	0,4–0,8	менее 0,70	менее 0,25	менее 0,15

Химический состав алюминиевых сплавов АД31 и АД33

Объекты исследования получены способом полунепрерывного литья. В лабораторных условиях из них были вырезаны темплеты высотой 150-200 мм, которые после исследования макроструктуры разрезались на сектора. Макроструктуру изучали после травления поверхности темплетов в 20 %-ном щелочном растворе NaOH и последующем осветлении в 30 %-ном водном растворе азотной кислоты. Оценивали плотность, однородность структуры слитка, а также определяли наличие пор, раковин, шлаковых, окисных и других включений по ГОСТ 1583-93 и ГОСТ 23855-79. Вырезанные образцы подвергались гомогенизационному отжигу в электропечи SNOL 2/1100 при температурах 540-610 °C в течение 30-240 мин. На образцах определялась твердость по Бринеллю по ГОСТ 9012-59 до и после термической обработки на твердомере ТК-2М. Микроструктуру образцов исследовали после травления в 0,5 %-ном водном растворе плавиковой кислоты (HF) с помощью микроскопа МЕТАМ ЛВ-41 при увеличении х500.

Для достижения поставленной цели вначале была исследована макроструктура теплетов слитков до проведения гомогенизационного отжига (рис. 1).



Рис. 1. Макроструктура полунепрерывно-литых заготовок из алюминиевых сплавов: *a* – АД31 (*d* = 177,3 мм); *б* – АД33 (*d* = 202,8 мм)

На исследованных темплетах размеры дендритных ячеек на поверхности соответствуют аналогичным в центральной части заготовки. В слитках не выявлено центральной пористости, подкорковых пузырей, крупнозернистой ликвационной зоны поверхности, трещин, расслоений, шлаковых и других посторонних включений. Макроструктура по всему сечению плотная, однородная, а следовательно, по ней невозможно сделать вывод о деформируемости данных заготовок. Твердость по Бринеллю по всему сечению темплетов стабильная и составляет 402– 420 МПа у АД31, 402–436 МПа у АД33.

Основными элементами в сплавах являются Al, Mg, Si, Fe. На основе анализа диаграммы состояния Al-Mg-Si [2] следует, что магний и кремний характеризуются переменной растворимостью в твердом алюминии. Сплавы при комнатной температуре имеют в равновесных условиях гетерогенную структуру а+Mg₂Si. Литая структура исследуемых образцов типичная, с характерными дендритными ячейками, по границам которых располагаются выделения интерметаллидов. В сплавах присутствует технологически неизбежная примесь железа, которая практически не растворяется в алюминии и приводит к образованию избыточных фаз различной морфологии. На рис. 2 представлены микроструктура слитка сплава АД31 в литом состоянии, где фаза β-Al₅FeSi представляется в виде грубых пластин игольчатой формы, а фаза α-Al₈Fe₂Si имеет на порядок меньшие размеры и более компактную форму. В структуре также присутствуют небольшие темные включения фазы Mg₂Si.

С целью повышения технологической пластичности необходимо проведение гомогенизационного отжига, при котором наиболее актуальным представляется растворение неравновесной фазы Mg₂Si эвтектического происхождения и трансформация железистой β -фазы в α -фазу с последующей ее сфероидизацией.

Согласно ранее проведенным исследованиям [3], доказано, что для данных сплавов имеется принципиальная возможность повышения температуры отжига до 600–620 °С, при этом существенно сокращается время гомогенизации и не наступает пережога металла.



Рис. 2. Морфологические особенности микроструктуры слитков сплава АДЗ1: *а* – литое состояние; *б* – закалка 580 °С, 4 ч; *в* – закалка 600 °С, 4 ч, x 1500 [3]

Кинетика растворения эвтектической фазы Mg_2Si была изучена в процессе закалки при температурах 560–600 °С – выдержке в течение 3– 60 мин, охлаждении в воду и последующего искусственного старения при температуре 160 °С в течение 4 ч. После проведения такой термообработки по уровню повышения твердости можно проследить, сколько времени необходимо для растворения Mg₂Si кристаллизационного происхождения. На рис. 3 приведены результаты измерения твердости состаренных образцов в зависимости от времени выдержки при закалке.



Рис. 3. Зависимость твердости состаренных образцов алюминиевых сплавов АД31 (*a*) и АД33 (б) от времени выдержки при закалке с температуры 560 °С (*1*) и 600 °С (*2*)

Кривые изменения твердости образцов сплавов АД31 и АД33 носят схожий характер: с увеличением времени выдержки при закалке до 10–15 мин твердость сплавов достигает максимума и составляет примерно 730–770 МПа, а дальнейшее увеличение выдержки не приводит к заметному ее увеличению. Данное обстоятельство свидетельствует, что для растворения фазы Mg₂Si в сплавах АД31 и АД33 требуется, соответственно, примерно 10 мин при 600 °С и около 15 мин при 560 °С.

С целью изучения трансформации железистых фаз была исследована микроструктура образцов из сплава АДЗ1 в литом состоянии, а также после отжигов при температурах 560 и 600 °С в течение 30–240 мин. Согласно ранее проведенным исследованиям [3, 4], идентификация фаз α -Al₈Fe₂Si и β -Al₅FeSi по окраске при травлении в различных реактивах невозможна, поэтому их идентифицируют только по морфологии: фаза α близкая к равноосной, а фаза β – иглообразной формы, вытянутая.

Выявлено, что после отжига при 560 °С в течение 30-60 мин в отдельных полях зрения присутствуют единичные включения Mg₂Si, отмечается лишь некоторая фрагментация частиц фазы α а количество иглообразных частиц фазы уменьшается незначительно по сравнению с ß ли-тым состоянием. Однако после выдержки в течение 240 мин в структуре образцов существенно снижается количество вытянутых игольчатых частиц, прошла сфероидизация железистых фаз. Отжиг при повышенной температуре 600 °С приводит к ускорению диффузионных процессов, более полной трансформации железистых фаз, и даже при выдержке 90 мин в структуре почти полностью отсутствует вытянутая игольчатая фаза (рис. 4).



Рис. 4. Микроструктура слитка сплава АД31 в литом состоянии (a) и после отжига при 600 °С в течение 90 мин (б) (x500)

Таким образом, можно сделать вывод о целесообразности повышения температуры гомогенизационного отжига исследованных слитков до температуры 600 °С, при этом длительность выдержки такой термообработки возможно сократить до 90 мин, что позволит обеспечить благоприятную макро- и микроструктуру для обработки металлов давлением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колачев, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : учеб. для вузов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. – 4-е изд., перераб. и доп.. – М. : МИСИС, 2005. – 428 с.

2. Беляев, А. И. Металловедение алюминия и его сплавов : справ. изд. / А. И. Беляев [и др.]. – М. : Металлургия, 1983. – 281 с.

3. Золоторевский, В. С. Исследование и оптимизация режимов термической обработки слитков алюминиевых сплавов 6XXX серии / В. С. Золоторевский, В. К. Портной, Л. П. Трифоненков, П. Ю. Брянцев, Е. Г. Чувашов // Цветные металлы. – 2005. – № 4. – С. 90–94.

4. Гуревич, Л. М. Изменение микроструктуры деформируемых алюминиевых сплавов производства филиала «ВГАЗ-СУАЛ» при гомогенизационном отжиге / Л. М. Гуревич, Л. В. Рагозин, А. Н. Богомолов, В. В. Плотников, А. Н. Жоров, О. С. Киселев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15(118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 8). – С. 118–123.

Научное издание

И З В Е С Т И Я Волгоградского государственного технического университета № 9 (136), 2014 г.

Серия «ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ» (Выпуск 9)

Межвузовский сборник научных статей

Редактор *Н. Н. Кваша* Компьютерная верстка *Е. В. Макаровой*

Темплан 2014 г. Поз. № 4н. Подписано в печать 18.06.2014. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 17,7. Уч.-изд. л. 18,42. Тираж 100 экз. Заказ № 426.

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.