МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

Волгоградского государственного технического университета Серия ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ Выпуск 6

№ **9**(96)

Межвузовский сборник научных статей Издается с января 2004 г.

2012



УДК 620.22+621.79+62-19

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

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

Главный редактор сборника «Известия ВолгГТУ»

академик РАН И. А. Новаков

Редакционная	засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук., проф. Ю. П. Трыков (научный редактор),
коллегия серии:	засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. В. И. Лысак,
1	д-р техн. наук, проф. В. П. Багмутов,
	д-р техн. наук, проф. Н. А. Зюбан,
	д-р техн. наук, проф. М. М. Матлин,
	д-р техн. наук, проф. Н. А. Кидалов,
	канд. техн. наук, доц. 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(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – 200 с. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). ISBN 978-5-9948-0997-6

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. 201. Табл. 32. Библиогр.: 327 назв.

ISBN 978-5-9948-0997-6

© Волгоградский государственный технический университет, 2012

СОДЕРЖАНИЕ _____

І. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гуревич Л. М.	
Расчетная оценка прочности слоистых металло-интерметаллидных	
композитов системы титан-алюминий с двухфазной прослойкой	
с различным содержанием глобулей алюминидов	6
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Волчков В. М., Киселев О. С., Даненко В. Ф., Писарев С. П.	
Моделирование процессов деформирования слоистых титано-алюминиевых композитов в процессе изгиба	11
Проничев Д. В., Трыков Ю. П., Волчков В. М., Трунов М. Д.	
О моделировании температурных полей и полей напряжений в слоистых интерметаллидных композитах	16
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Киселев О. С., Писарев С. П., Кондаков А. Е.	
Моделирование деформаций при неполной горячей прокатке	•
титано-алюминиевого композита	20
Гуревич Л. М.	
прогнозирование твердости слоев слоистых металло-интерметаллидных титано-алюминиевых композитов с глобулами алюминилов	24
$III_{MOD2VU} B \Gamma There Ю П Слаути 0 В Кротое F B Tavbe 4 0$	21
Влияние статической нагрузки на диффузионные процессы	
в биметалле титан ВТ1-0+медь М1	28
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Гурулев Д. Н., Мотузова А. Ю., Иванов Ю. В.	
Влияние температуры прокатки на предельную деформационную	
способность титано-алюминиевого композита	30
Трыков Ю. П., Шморгун В. Г.	
Механические своиства сваренного взрывом оиметалла В 11-0+Ст3	22
$T_{\rm DURGR} (O, \Pi, A_{\rm DURGR}, B, H, Пононарода, M, A, Конданов, A, F, Ворошков, П, A$	55
Грыков Ю. П., Арисова Б. П., Пономирева И. А., Коноиков А. Е., Боронков Д. А. Исспелование влияния степени леформации на структуру и свойства	
магниево-алюминиевого композита	37
Проничев Д. В., Трыков Ю. П., Трунов М. Д.	
Применение токовихревого метода для исследования удельной	
электропроводности слоистых интерметаллидных композитов	41
Проничев Д. В., Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Трунов М. Д.	
Исследование теплопроводности диффузионных прослоек,	12
полученных в слоистом композите алюминии–медь в жидкой фазе	43
<i>Туревич Л. М., Трыков Ю. П., Киселев О. С., Козлов И. Г., Коноаков А. Е.</i> Влияние неполной горячей прокатки на трансформацию оплавов	
в сваренном взрывом титано-алюминиевом композите	47
Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И., Гуревич Л. М.	
Влияние высокотемпературной термообработки на трансформацию	
структуры гибридных покрытий Ni/Ni ₂ Al ₃	50
Слаутин О. В., Евстропов Д. А.	
Кинетика роста диффузионных прослоек в трехслойных СКМ системы Ti-Cu	54
Трыков Ю. П., Трудов А. Ф., Арисова В. Н.	
Исследование влияния нагревов на формирование тонкой структуры	57
оиметалла углеродистая сталь-нержавеющая сталь	57

=

Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И., Трунов М. Д.	(1
Оценка термических напряжении в СКМ СТ3+Н112+АД1	61
Даненко В. Ф., 1рыков Ю. П., 1 уревич Л. М., Понкратова Г. В. О неолноролности леформации в перехолной зоне биметалла	
о неоднородности деформации в переходной зоне онметалия углеродистая сталь-сталь 12X18H10T	64
Рогозин В. Л.	
Расчет скоростей при метании многослойного пакета	69
II. ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Писарев С. П., Рогозин В. Д., Арисова В. Н.	
Влияние термической обработки на тонкую структуру	
и электрические свойства порошковых прессовок из карбида титана	70
и никеля, полученных высокоскоростным прессованием	73
Гоник И. Л., Бондарева О. П., Новицкий Н. А., Тюпина А. Г.	
исследование макро- и микроструктуры оксидоуглеродных орикетов	76
	/0
Прохалев А. В., Джанта Анори Имули Особанности уплотнания порониковых тварлых спларов	
при уларно-волновом нагружении	78
	,0
III. ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Ярославкин В. Н., Арисова В. Н.	
Влияние взрывного воздействия на формирование структуры	
вторичного фторопласта-4	82
Адаменко Н. А., Игнатьева Л. Н., Агафонова Г. В., Курявый В. Г., Зверев Г. А.,	
Меркулов Е. Б., Герасимук А. Э., Бузник В. М.	0.0
Изменение структуры фторопласта-4 при взрывной обработке	86
Адаменко Н. А., Залина С. М., Арисова В. Н., Хашиева М. У.	0.0
Структурные изменения полиарилата при взрывном прессовании порошков	89
Адаменко Н. А., Сергеев И. В., Казуров А. В., Рыбин А. С.	
Влияние взрывного прессования на термомеханические своиства	02
Полиимидных композитов	92
Аоаменко п. А., Казуров А. Б., Писарев С. П., Сергеев И. Б. Исследование влияния размивной обработки на электросопротивление	
мелнофторопластовых композиционных материалов.	96
IV. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ	
Багмутов В. П., Водопьянов В. И., Горунов А. И.	
Предельная пластичность, накопление повреждений и анализ разрушения	
титанового сплава в деформируемом и литейном состояниях	100
Багмутов В. П., Столярчук А. С., Коробов А. В.	
Исследование повреждаемости конструкционных материалов	
при малоцикловой усталости после предварительного упрочнения	10-
поверхности	105
Кукса Л. В., Клименко В. И.	
Сравнительные исследования устойчивости сжатых стальных стержней	100
в состоянии после нормализации и механико-термической оораоотки	105
Тышкевич В. П. Иссланование краевого эффекта иля криволинейних тонкостениих труб	
из композитов	113
Барон А. А. Слюсарева О. Ф.	- 15
Диаграмма трещиностойкости трубных сталей	117
Матлин М. М., Мозгунова А. И., Фролова А. И., Куликова М. А.	
Экспресс-оценка соотношения прочностных свойств металлоизделий	121
Матлин М. М., Мозгунова А. И., Лебский С. Л., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.	
Контроль материалов с высокой пластической твердостью	123
Савкин А. Н., Седов А. А., Федченков П. В.	
Оценка усталости в локальных областях металла с учетом развития	
неупругих явлений	125

Багмутов В. П.	
Особенности биомеханического моделирования состояния мостовидного	121
двухопорного протеза при деиствии функциональной нагрузки Багмутов В. П. Тышкевич В. Н	131
Система оптимального проектирования трубопроводов из армированных	
пластиков	135
Тескер Е. И., Тараненко В. Ю., Пермякова А. В., Болотова А. А.	
Влияние упрочняющих обработок на механизм и кинетику контактных	120
разрушении деталей при ударно-циклических нагрузках	139
V. УГЛЕРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Гулевский В. А., Мухин Ю. А., Тодорова Я. О., Доменти Е. А.	
Применение боридов тугоплавких элементов для получения	1.40
меднографитовых композиционных материалов	142
1 улевскии В. А., Полеткина Ю. В., Герзиман О. В. Исспедование свойств скедетных графитовых композитов	
пропитанных металлическими сплавами под высоким давлением	145
· УИ ВОПРОСЫ МЕТА ЛЛОВЕЛЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ	
Зюоан Н. А., Галкин А. Н., Скрипкин И. Н., Гуцкии Д. В. Впияние охлажления прибыльной части спитка стали 38ХН3МФА	
на образование и расположение дефектов усадочного происхождения	150
Габельченко Н. И., Неберикутя С. А., Жильцов А. В.	
Исследование влияния химического состава на дисперсность	
дендритной структуры литой нелегированной стали	153
Кукса А. В., Кидалов Н. А., Гуревич Л. М., Хохлачев А. В.	
Литейная форма для получения отливок из модифицированного чугуна и экспериментация, оценка се работоспособности	157
и экспериментальная оценка се работоспособности	137
Комплексный процесс молифицирования и фильтрационного	
рафинирования литейных сплавов алюминия	161
Кидалов Н. А., Осипова Н. А., Закутаев В. А., Ковязина Ю. М., Маликов А. А.	
Исследование влияния технологических добавок на прилипаемость	164
формовочных смесей к модельно-технологической оснастке	164
Пегишева С. А., Релмасира К. Д. Исспедование влияния насышения углеродом и азотом	
при высокотемпературной нитроцементации с фазовой	
перекристаллизацией на структуру и профиль концентраций в металле	169
Зюбан Н. А., Галкин А. Н., Ильин И. Н., Руцкий Д. В.	
Влияние охлаждения прибыльной части слитка стали 38ХНЗМФА	
на распределение углерода и ликвационные процессы	172
Крючков О. Б., Копасов Е. А., Ковылин А. В. Распетно экспериментали ное определение нараметрор при физическом	
гасчетно-экспериментальное определение параметров при физическом молелировании нагрева металла	175
Палаткин С. В., Зюбан Н. А.	
Анализ процесса затвердевания модельных слитков,	
отлитых с различными скоростями	179
Тескер Е. И., Пермякова А. В., Тараненко В. Ю.	
Лазерные методы упрочнения деталей, работающих в условиях	183
многофакторного возденствия	165
VII. СВАРКА МЕТАЛЛОВ	
Трошков А. С., Соколов Г. Н., Сычева С. С., Лысак В. И.	
Структура и свойства низкоуглеродистого металла, наплавленного	
под керамическим флюсом, содержащим композиционные	197
Тибиов Ю Н Зопин И В Сохолов Г Н Пледи В И	10/
дуоцов го. п., зория п. д., соколов г. п., люсак д. п. Особенности проектирования композиционной проволоки для наплавки	
сплавов на основе алюминида никеля.	190
Литвиненко-Арьков В. Б., Соколов Г. Н., Кязымов Ф. А.	
Структура и свойства термостойкого металла, наплавленного	
порошковыми проволоками с наночастицами TiCN	194

5

TT					т
ч	Я	C	т	ь	
- 1	u	v		υ	-

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791

Л. М. Гуревич

РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ ТИТАН–АЛЮМИНИЙ С ДВУХФАЗНОЙ ПРОСЛОЙКОЙ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ГЛОБУЛЕЙ АЛЮМИНИДОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

По результатам фрактографических исследований образцов слоистых металло-интерметаллидных композитов системы титан—алюминий двухфазные слои с глобулями алюминидов можно рассматривать как композиты, упрочненные частицами, не деформирующимся при растяжении, и использовать для прогнозирования их поведения известные модели пределов текучести и прочности.

Ключевые слова: титан, алюминий, алюминиды, слоистые композиты, прогнозирование, предел текучести, предел прочности.

According results of fractography of samples laminate metal–intermetallic composites of titanium-aluminium system two-phase layers with nodule aluminide can be considered as the composites strengthened by particles, not deformed at a stretching, and to use for forecasting of their behaviour known models of yield stress and ultimate strength.

Keywords: titanium, aluminium, aluminide, layered metal-intermetallic composites, forecasting, yield stress, ultimate strength.

Слоистые металло-интерметаллидные титано-алюминиевые композиты являются одной из наиболее перспективных групп композиционных материалов, способных работать в условиях повышенных температур и нагрузок [1, 2], что вызвало резкое увеличение объема исследований за последние два десятилетия, посвященных как технологиям их получения, так и их прочностных и эксплуатационных свойств. В зависимости от температуры формирования интерметаллидных прослоек при термо-силовых воздействиях на исходный слоистый титано-алюминиевый композит можно получать алюминидные слои сплошные или двухфазные, состоящие из алюминиевой матрицы и упрочняющих частиц наиболее термодинамически вероятного алюминида TiAl₃ [3].

Целью настоящей работы является разработка метода прогнозирования прочности при нормальных и повышенных температурах слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК) системы титан–алюминий с двухфазной прослойкой различной морфологии.

Для прогнозирования прочности СМИК системы титан-алюминий с двухфазной прослойкой с различным содержанием глобулей алюминидов можно воспользоваться (по аналогии с волокнистыми КМ [4]) уравнением

$$\sigma_{\rm CMUK} = \sigma_{\rm BT1-0}' \left(1 - V_{\rm uht}^* \right) + \sigma_{\rm uht}^* V_{\rm uht}^*, \qquad (1)$$

где $\sigma_{инт}^*$ и $V_{инт}^*$ – соответственно прочность и объемная доля двухфазной прослойки, которую можно рассматривать, как композит, упрочненный частицами алюминида.

За пределом упругой области композиты, армированные частицами, по своему поведению делятся на две категории в зависимости от возможности пластической деформации упрочнителя перед разрушением [5]. Твердые частицы препятствуют деформации пластичной матрицы под действием приложенного напряжения, что приводит к возникновению поля гидростатических напряжений, уровень которых растет с увеличением нагрузки. В первом варианте, когда гидростатическая составляющая напряжения превысит предел текучести нестес-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р поволжье а.

ненной матрицы приблизительно в 3,0–3,5 раза, может наступить разрушение, начинающееся с появления трещин в частицах, а затем распространяющееся в матрице. При выполнении этого условия предел текучести СМИК системы титан-алюминий может определяться

$$\sigma_{\rm K}^{\rm T} = \sqrt{\frac{G_{\rm Al}G_{\rm TiAl_3}b}{C\lambda}},\qquad(2)$$

где $G_{\rm Al}$ и $G_{\rm TiAl_3}$ – соответственно модули сдвига материала алюминиевой матрицы и частиц алюминида (преимущественное TiAl₃), b – вектор Бюргерса, C – постоянная, характеризующая прочность материала, λ – толщина прослоек алюминия между частицами интерметаллидов.

В случае, когда под действием высоких напряжений в стесненной матрице частицы могут деформироваться, уравнение для предела текучести композитов с деформируемыми частицами [5] принимает вид

$$\sigma_{\rm K}^{\rm T} = \sqrt{\frac{G_{\rm Al}G_{\rm TiAl_3}b}{C^*}} \,. \tag{3}$$

Возможность различного поведения композита, армированного частицами, потребовала проведения экспериментальных исследований деформационных свойств СМИК на основе системы титан-алюминий в процессе нагружения при различных температурах испытаний и структурно-конструктивных характеристиках образцов.

Исследование состояния разрушенных образцов с различным объемным содержанием алюминидов в двухфазном слое при температурах испытания до 550 °C показали, что плоскость разрыва наклонена примерно на 45° к оси рабочей части образца, что свидетельствует о разрушении под действием не нормальных о (как это характерно для хрупких материалов), а касательных т напряжений (рис. 1). Только у образцов с объемным содержанием алюминидов



Рис. 1. Расположение поверхности разрушения образцов с различным объемным содержанием алюминидов в двухфазном слое при температурах испытания 550 °C: $a - V_y = 92 \%, \delta - V_y = 65 \%$

в двухфазном слое, близком к 100 %, появлялись участки поверхности долома, расположенные перпендикулярно направлению приложения растягивающей нагрузки (рис. 1, *a*).

Мелкозернистая поверхность излома двухфазного слоя заметно отличалась от крупнозернистой поверхности разрушения титановых слоев (рис. 2).



Рис. 2. Поверхность излома образца (титан вверху) с объемным содержанием алюминидов в двухфазном слое $V_q = 92 \%$ при температуре испытания 550 °C (×200)

Отслоений на границе титан – двухфазный слой при фрактографическом исследовании не наблюдалось. На шлифованных рабочих поверхностях разрушенных образцов вблизи поверхности излома обнаруживалась система трещин, фокусы которых располагались как на границе раздела титан–двухфазный слой, так и внутри двухфазного слоя (рис. 3).

Трещины в большинстве случаев не развивались внутрь титанового слоя, а вызывали его локальную пластическую деформацию (рис. 3, δ , c). В двухфазном слое трещины многократно изменяли направление своего развития в момент, когда их устье приближалось к включениям алюминидов, что свидетельствует о достаточно высокой вязкости разрушения. На шлифах, полученных в результате удаления поверхностного слоя, система трещин уже не обнаруживалась (рис. 3, e), что подтверждает их возникновение и развитие, в основном, вблизи свободной поверхности.

В образцах с высоким содержанием алюминидов в двухфазном слое изменение формы частиц интерметаллидов в зоне концентрированной пластической деформации вблизи поверхности излома не происходило, наблюдалось лишь увеличение толщины прослоек алюминия между алюминидами (рис. 4, б), при содержании в двухфазном слое менее 60 % алюминидов стеснение деформации алюминиевой матрицы не обнаруживалось и прослойки алюминия равномерно изменяли свою толщину вблизи поверхности излома и на удалении от нее (рис. 4, a).



Рис. 3. Система трещин на шлифованных рабочих поверхностях вблизи поверхности излома на границе раздела титан (1) – двухфазный слой (2) и внутри двухфазного слоя: *а*, *б* – *V*₄ = 92 %, *в*-*д* – *V*₄ = 65 %, *е* – шлиф вблизи поверхности излома при *V*₄ = 82 %



Рис. 4. Состояние двухфазного слоя вблизи поверхности излома после проведения испытаний на растяжение при 550 °C: *a* – объемное содержание алюминидов $V_{u} = 60\%$; $\delta - V_{u} = 92\%$, 1 – титан, 2 – двухфазный слой

Таким образом, результаты исследования поведения частиц алюминидов в зоне интенсивной пластической деформации позволяют отнести двухфазные слои с глобулями алюминидов к композитам, упрочненным частицами, не деформирующимся при растяжении, и использовать для прогнозирования их поведения известные модели пределов текучести и прочности:

 – для композитов с малым содержанием твердых дисперсных частиц (до 50 % об.) [6]

$$\sigma_{\kappa}^{\rm B} = \sigma_0 + 0.5\sigma_{\rm Al}^{\rm B} \cdot \sqrt{\rho/\lambda} , \qquad (4)$$

где σ_0 – напряжение трения, $\sigma_{Al}^{\scriptscriptstyle B}$ – предел прочности алюминиевой матрицы, ρ – радиус кривизны кончика трещины, который можно принять равным межатомному расстоянию, λ – длина линии скольжения, принятая равной расстоянию между частицами;

– для композитов со средним содержанием твердых дисперсных частиц (расстояние между частицами $\lambda \ge 0.5$ мкм) можно использовать выражение (2);

- для композитов с высоким содержанием частиц (расстояние между частицами $\lambda \le 0.5$ мкм) разрушение является хрупким при напряжениях ниже предела текучести матрицы со стесненной деформацией (в очень тонких слоях пластичной матрицы не может происходить релаксация местной концентрации напряжений, что и приводит к возникновению трещин). На этой стадии увеличение объемного содержания частиц приводит к снижению прочности композита. Для композитов типа WC-Co со столь высоким содержанием хрупких карбидов известны несколько теорий разрушения [7], основанных на критерии Гриффитса-Орована, в которых связывается критическое разрушающее напряжение $\sigma_{\rm q}$ с удельной работой разрушения $\gamma_{\rm q}$

$$\sigma_{\rm q} = k \sqrt{E \gamma_{\rm q}} / l_c , \qquad (5)$$

где l_c – длина дефекта, инициирующего разрушение, приблизительно равная размеру частиц, k – постоянная, E – модуль Юнга твердого сплава, зависящий от содержания карбидов. Основная часть работы, идущая на распространение трещины, затрачивается на пластическую деформацию матрицы. Прочность подобных микроструктур увеличивается с увеличением содержания пластичной фазы и размеров частиц [5]. Теоретический расчет прочности композитов с высоким содержанием частиц не позволяет в настоящее время получать достоверных результатов.

Учитывая содержание алюминидов в двухфазных слоях образцов СМИК системы титаналюминий, подвергнутых кратковременным испытаниям при повышенных температурах, и зависимость расстояния между частицами алюминидов от их объемного содержания (рис. 5), исследованные материалы можно отнести по морфологии к композитам со средним содержанием твердых дисперсных частиц.



Рис. 5. Зависимость расстояния между частицами алюминидов от их объемного содержания в двухфазном слое: 1 – *d* = 5 мкм, 2 – 10 мкм, 3 – 15 мкм, 4 – 20 мкм, 5 – 25 мкм, 6 – граница между композитами со средним и высоким содержанием алюминидов

Справочные значения упругих констант при нормальной температуре, используемых в (3) для расчета прочности слоя, для вероятных составляющих СМИК приведены в таблице. Повышение температуры испытания должно приводить к практически линейному снижению упругих констант всех возможных составляющих СМИК системы титан–алюминий (рис. 6).

Значения упругих констант для наиболее вероятных составляющих СМИК системы титан-алюминий при нормальных температурах [8]

Вероятные	Модули упруг	Коэффициент		
составляющие СМИК	Ε	G	Пуассона µ	
Al	71	26	0,35	
Ti	120	46	0,36	
TiAl ₃	215-230	93–97	0,16–0,19	
TiAl	160-175	66	0,23	
Ti ₃ Al	120–145	52	0,28	



Значение коэффициента *C*, характеризующего прочность материала в уравнении (3), для СМИК титан–алюминий с двухфазным слоем, упрочненным частицами алюминида, рассчитывали по экспериментальным результатам определения предела прочности СМИК при различных температурах

$$C = \frac{G_{\rm Al}G_{\rm TiAl_3}b}{\sigma_{\rm инт}^2\lambda} = \frac{F_{\rm uhr}^2G_{\rm Al}G_{\rm TiAl_3}b}{\left(P_{\rm pa3} - F_{\rm Ti}\sigma_{\rm BT1-0}'\right)^2\lambda}, \quad (6)$$

где $P_{\text{раз}}$ – усилие, при котором произошло разрушение образца, $F_{\text{инт}}$ и F_{Ti} – соответственно площади двухфазного слоя с частицами алюминида и слоев титана. Величину вектора Бюргерса принимали 0,3 нм, то есть близкой к параметру решетки алюминия. Расчет по формуле (6) показал, что величина *C* соответствует 8,4– 8,7. Определенная экспериментально прочность двухфазных слоев хорошо коррелирует с значениями прочности, рассчитанными по уравнению (3) (рис. 7).



Рис. 6. Зависимость модулей упругости алюминия, титана и алюминидов от температуры испытания по данным [8]: 1 – TiAl₃, 2 – TiAl, 3 – Ti₃Al, 4 – Ti₅ – Al



Рис. 7. Значения прочности двухфазного слоя с глобулами алюминида:

1, 2 и 3 –рассчитанные по уравнению (3) для температур испытания, соответственно 20, 200 и 550 °С, ◆ – экспериментальные значения

Выводы

1. Фрактографические исследования разрушенных образцов СМИК системы титаналюминий позволили отнести двухфазные слои с глобулями алюминидов к композитам, упрочненным частицами, не деформирующимся при растяжении, и использовать для прогнозирования их поведения известные модели пределов текучести и прочности.

2. На основе кратковременных испытаний прочности при повышенных температурах определены коэффициенты используемой модели, обеспечивающие хорошую корреляцию экспериментальных и расчетных значений прочности двухфазных слоев.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Fleischer, R. L.* Intermetallic compounds for strong high-temperature materials: status and potential / R. L. Fleischer, D. M. Dimiduk, H. A. Lipsitt // Annual Review of Materials Science. –1989. – Vol. 19. – P. 231–263.

2. Vecchio, K. S. Synthetic Multifunctional Metallic-Intermetallic Laminate Composites / K. S. Vecchio // Journal of the Minerals, Metals and Materials. $-2005. - N \le 57$ (3). - P. 25-31.

3. *Гуревич, Л. М.* Структурообразование в титаноалюминиевых композитах в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров, Д. Н. Гурулев, В. А. Локтюшин // Журнал функциональных материалов. – 2008. – Т. 2, № 4. – С. 153–157. 4. *Ярошенко, А. П.* Металлические композиционные материалы / А. П. Ярошенко, А. Ф. Трудов; ВолгГТУ. – Волгоград, 1998. – 68 с.

5. Современные композиционные материалы / Под ред. Л. Браутмана и Р. Крока. – М.: Мир, 1979. – 672 с.

6. *Liu, C. T.* The strengthening mechanism in spheroidized carbon steels / C. T. Liu, J. Gurland // Transactions of the Metallurgical Society of AIME. V. 242, Aug. 1968, № 8. – P. 1535–1542.

7. *Креймер Г. С.* Прочность твердых сплавов / Г. С. Креймер. – М.: Металлургия, 1971. – 200 с.

8. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology / F. Appel, J. D. H. Paul, M. Oehring. – John Wiley & Sons. – 2011. – 762 p.

УДК 621.791

Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СЛОИСТЫХ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ В ПРОЦЕССЕ ИЗГИБА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведенная верификация моделирования поведения слоистого титано-алюминиевого композита при трехточечном изгибе с применением программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* показала близость расчетных и экспериментально полученных значений пластической деформации.

Ключевые слова: титан, алюминий, слоистые композиты, изгиб, деформация, моделирование, метод конечных элементов.

The spent verification of modelling of behaviour of a laminated titanium-aluminium composite under a threepoint bending with application of program complex *SIMULIA/Abaqus* has shown affinity of the calculated and experimentally received values of plastic deformation.

Keywords: titanium, aluminium, laminated metallic composites, three-point bending, deformation, modeling, finite element method.

В последнее десятилетие в связи ростом быстродействия компьютерной техники все большее распространение стали получать универсальные и специализированные программные системы конечно-элементного анализа, позволяющие, наряду с другими возможностями, моделировать процессы деформирования изотропных и композиционных материалов, например, *ANSYS* (компания *ANSYS Inc.*, США), *T-FLEX* Анализ (компания *ANSYS Inc.*, США), *T-FLEX* Анализ (компании «Топ Системы», Россия), *ABAQUS* (*Abaqus Inc.*, США), *DEFORM* (компания *Scientific Forming Technologies Corporation*, США).

Целью настоящей работы являлось определение достоверности получаемых результатов при моделировании изгиба слоистых титаноалюминиевых композитов с использованием пакета программ *SIMULIA/Abaqus*.

Верификация расчетных моделей проводилась с использованием ранее полученных [1, 2] экспериментальных данных по распределению деформаций по объему полученного сваркой взрывом трехслойного титано-алюминиевого композита АМг6+АД1+ВТ1-0 (толщина слоев: АМг6 – 14 мм, АД1 – 1,6 мм, ВТ1-0 – 4 мм) при трехточечном изгибе (рис. 1).

По экспериментальным данным, нейтральная ось изгиба находилась в АМг-6 на расстоянии около 8 мм от границы раздела ВТ1-0– АД1, что отличается на 3 мм от результатов расчета (таблица) по методике, обычно используемой для схемы плоского изгиба слоистых балок, в которой применяются следующие комплексные характеристики:

приведенная площадь A_i неоднородного сечения в исходной системе zOy ниже уровня y_i

$$\overline{A}_i = \sum_{j=1}^i \left(\sum_{m_j} E_{x,j}^{m_j} b_j^{m_j} \right) (y_j - y_{j-1}); \tag{1}$$

приведенный статический момент \overline{S}_i неоднородного сечения в исходной системе zOy ниже уровня y_i

$$\overline{S}_{i} = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^{i} \left(\sum_{m_{j}} E_{x,j}^{m_{j}} b_{j}^{m_{j}} \right) \left(y_{j}^{2} - y_{j}^{2} \right); \quad (2)$$

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р поволжье а.

координата центра тяжести \overline{y}_c

$$\overline{y}_c = \frac{\overline{S}_i}{\overline{A}_i},\tag{3}$$

где номер слоя i совпадает с номером (индексом) ординаты y_i его верхней границы.

Различия расчетных \overline{y}_c и эксперименталь-

ных значений $\overline{y}_{c\,3\kappa c}$, по-видимому, связаны с тем, что методика предназначена для определения упругой деформации балки и не учитывает различия в величинах пределов текучести материалов, составляющих конструкции, дифференцированного их упрочнения в процессе пластической деформации и возможности проскальзывания по границам между слоями.



Рис. 1. Схема трехточечного изгиба (*a*) и распределение пластической деформации в композите АМг6–АД1–ВТ1-0 (б) на удалении от границы ВТ1-0–АД1:

1 и 2 – соответственно 4 и 2 мм в слое ВТ1-0; 3 – граница ВТ1-0 – АД1; 4 – 0,5 мм в слое АД1; 5 и 6 – соответственно 6 и 10 мм в слое АМг6

Тс	олщины слоен	в, мм	Модули	упругости	слоев, ГПа	$\overline{4}$ $\Gamma\Pi_{2}$ ·MM ²	\overline{S}_{Zi} , ГПа·мм ³	\overline{y}_c , MM	\overline{y}_{c} экс, MM
y_1	<i>y</i> ₂ – <i>y</i> ₁	<i>y</i> ₃ – <i>y</i> ₂	E_1	E_2	E_3	n_i , i i i www			
13,9	1,5	4,6	70	70	112	31860	348400	10,9	7,9

Расчетные и экспериментальные ординаты положения нейтральной оси

Для моделирования процессов изгиба трехтитано-алюминиевого слойного композита АМг6+АД1+ВТ1-0, сопровождающегося пластической деформацией, использовался программный комплекс SIMULIA/Abaqus, предназначенный для конечно-элементных прочнорасчетов и содержащий стных модули Abaqus/Standard, использующий неявную формулировку метода конечных элементов для анализа статики и динамики конструкций во временной и частотной области, а также Abaqus/Explicit, использующий явную схему интегрирования метода конечных элементов для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов.

Материалы слоев трехмерного деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2i}$ в зависимости от локальной пластической деформации по известным зависимостям [3, 4, 5] (рис. 2). Прочность связей в модели между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Размер стороны кубической ячейки конечно-элементной сетки выбирался равным 1 мм, что обеспечивало достаточную точность расчетов и технологически приемлемое время на их проведение.



Рис. 2. Зависимость предела текучести сплавов от степени пластической деформации: 1 – АДІ [3], 2 – АМгб [4], 3 – ВТІ-0 [5]

Поддерживающие опоры и деформирующий индентор принимались абсолютно жесткими телами. Коэффициент трения между ними и слоями балки варьировался от 0 до 0,4.

Использованная расчетная схема для моделирования испытаний образцов серии I показана на рис. 3.



Рис. 3. Расчетная схема моделирования изгиба образцов с нанесенной конечно-элементной сеткой

Расчет проводился при двух видах деформирования: приложение сосредоточенной вертикальной нагрузки к индентору, соответствующей максимальному усилию при деформировании образца;

вертикальное перемещение индентора вниз с постоянной скоростью до достижения заданного перемещения, соответствующего прогибу образца с учетом восстановленной упругой деформации.

Расчетная модель позволяла выводить следующие переменные для заданных элементов:

распределение главных напряжений;

распределение эквивалентных напряжений Мизеса;

распределение составляющих пластической деформации в различных направлениях и эквивалентной пластической деформации;

распределение величин и скоростей перемещения и вращения ячеек конечноэлементной сетки;

усилия и моменты реакций на опорах;

распределение напряжений на контактных поверхностях.

Приведенная на рис. 4 визуализация распределения напряжений Мизеса и пластической деформации вдоль оси *X* деформированной сетки при обоих вариантах нагружения свидетельствует об их практической идентичности.



Рис. 4. Визуализация распределения напряжений Мизеса (*a*, б) и пластической деформации вдоль оси *X* деформированной сетки (*в*, *г*) при обоих вариантах нагружения: *а* и *в* – приложение сосредоточенной вертикальной нагрузки к индентору; б и *г* – вертикальное перемещение индентора вниз с постоянной скоростью

Кривые изменения пластической деформации вдоль оси *X* деформированной сетки на

различных расстояниях от границы раздела ВТ1-0–АД1 при обоих вариантах нагружения и

коэффициенте трения между поддерживающими опорами (деформирующим индентором) и материалами слоев балки f=0,1 показаны на рис. 5. Сравнение полученных расчетных и экспериментальных (рис. 1) кривых изменения пластической деформации показало:

близость характеров расчетных кривых при обеих расчетных схемах;

близость расчетных и экспериментальных кривых деформации в титановом слое и несов-

падение их для алюминиевых слоев с появлением в слое АД1 участков сжатия.

Варьирование в процессе расчета коэффициентов трения между поддерживающими опорами (деформирующим индентором) и материалами слоев от 0 до 0,4 слабо изменяло кривые изменения пластической деформации, несколько увеличивая ширину деформированной области и уменьшая значения экстремальных значений деформации.



Рис. 5. Кривые изменения пластической деформации вдоль оси *X* деформированной сетки при приложении сосредоточенной вертикальной нагрузки к индентору (*a*) и вертикальном перемещении индентора вниз с постоянной скоростью (*б*) на удалении от границы BT1-0 – АД1:

1 и 2 – соответственно 4 и 2 мм в слое ВТ1-0; 3 – граница ВТ1-0–АД1; 4 – 0,5 мм в слое АД1; 5 и 6 – соответственно 6 и 10 мм в слое АМг6 (коэффициент трения *f* = 0,1)

Вероятной причиной обнаруженных различий между расчетными и экспериментальными значениями может являться принятое в используемой модели постоянное значение толщины слоя алюминия (1,6 мм) с плоскими границами раздела с ВТ1-0 и АМг6. В то же время металлографический анализ образца с нанесенными реперными линиями показал, что волнообразность границы соединения АМг6–АД1 приводила при изгибе реального трехслойного композита к локализации основной деформации в АД1 между плоской границей с титаном и вершинами волнового профиля границы со сплавом АМг6, а участки АД1 во впадинах волн деформировались совместно с АМг6 (рис. 6).



Рис. 6. Кривые изменения пластической деформации вдоль оси X деформированной сетки при вертикальном перемещении индентора вниз с постоянной скоростью и коэффициенте трения f = 0 (*a*) и f = 0,4 (*б*) на удалении от границы BT1-0 – АД1: 1 и 2 – соответственно 4 и 2 мм в слое BT1-0; 3 – граница BT1-0–АД1; 4 – 0,5 мм в слое АД1; 5 и 6 – соответственно 6 и 10 мм в слое АМг6



Рис. 7. Смещение слоев ВТ1-0 и АМг6 в изогнутом образце АМг6–АД1–ВТ1-0, приводящее к искажению нанесенных реперных линий



Рис. 8. Кривые изменения пластической деформации вдоль оси *X* деформированной сетки при вертикальном перемещении индентора вниз с постоянной скоростью при толщинах слоя АД1 1,0 мм (*a*) и 0,5 мм (*б*) на удалении от границы ВТ1-0 – АД1: 1 и 2 – соответственно 4 и 2 мм в слое ВТ1-0; 3 – граница ВТ1-0–АД1; 4 – 0,5 мм в слое АД1; 5 и 6 – соответственно 6 и 10 мм в слое АМг6

к экспериментально полученным, что подтверждает возможность применения программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* для прогнозирования распределения величин пластической деформации при различных схемам деформирования композита со слоями из ВТ1-0, АД1 и АМг6 и использованных зависимостях предела текучести сплавов от степени пластической деформации.

Вывод

Близость расчетных и экспериментально полученных значений пластической деформации подтверждает возможность применения программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* для моделирования поведения слоистого титаноалюминиевого композита при различных схемах деформирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

В связи с этим было произведено исследо-

вание влияния толщины слоя АД1 в расчетной модели на форму кривых изменения пластической деформации вдоль оси *X* деформированной сетки при вертикальном перемещении индентора вниз с постоянной скоростью (рис. 8). Уменьшение толщины слоя АД1 менее

1 мм, то есть менее размера ребра кубической ячейки конечно-элементной сетки, не изменяло форму кривых распределения пластической

деформации вдоль оси Х деформированной

сетки. Расчетные значения пластической де-

формации в скорректированной модели близки

1. *Трыков, Ю. П.* Изменение микромеханических характеристик при изгибе сваренного взрывом титаноалюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев, А. Н. Жоров // Материаловедение и прочность материалов: межвуз. сб. научн. трудов. – Волгоград, 2003. – С. 36–42.

2. *Трыков, Ю. П.* Особенности деформирования и кинетика диффузии в сваренном взрывом титано-алюминиевом композите / Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров, В. Д. Рогозин // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 3. – С. 50–54.

Алюминий. Свойства и физическое металловедение: справочник / Под ред. Дж. Е. Хэтча. – М.: Металлургия, 1989. – 422 с.

 Промышленные алюминиевые сплавы: справ. изд. / С. Г. Алиева, М. Б. Альтман, С. М. Амбарцумян [и др.]. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.

5. Анализ влияния повторной деформации на механическое поведение образцов титана, продеформированных методом винтовой экструзии / Ю. Н. Подрезов, В. И. Даниленко // Электронная микроскопия и прочность материалов: сб. научн. тр. – К.: ППМ НАН України, 2009. – Вип. 16. – С. 68–79. УДК 621.7-97

Д. В. Проничев, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, М. Д. Трунов О МОДЕЛИРОВАНИИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ И ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В СЛОИСТЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТАХ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Описан способ моделирования температурных полей и напряженно-деформированного состояния в слоистых композитах. Приведены результаты моделирования для двухслойных материалов, а также материалов, содержащих диффузионную прослойку.

Ключевые слова: слоистые композиты, метод конечных элементов, Comsol Multiphysics.

In this paper heat transfer and thermal stress modeling in laminated composites methods are described. The results of such modeling for double-layered composites and composites, that include diffusion layer are given. *Keywords:* laminated composites, the finite element method, Comsol Multiphysics.

Работа слоистых композиционных материалов (СКМ) в условиях одновременного воздействия механических нагрузок и высоких температур в энергетическом или нефтеперерабатывающем оборудовании требует разработки новых методов оценки их работоспособности, учитывающих влияние различных видов структурно-механической неоднородности, характерных для этого вида материалов.

Наиболее опасным видом неоднородности СКМ являются хрупкие диффузионные прослойки, которые образуются на границе соединения слоев при высокотемпературных нагревах, обладают высокой хрупкостью при обычных температурах [1], а их теплофизические свойства существенно отличаются от свойств основных металлов композита [2].

Таким образом, слоистые интерметаллидные композиты (СИК) обладают высокой степенью неоднородности благодаря сочетанию слоев с различными свойствами металлов, обладающих пластичностью, ударной вязкостью, высокими тепло- и электропроводностью, и интерметаллидов, основными достоинствами которых являются твердость, износостойкость, гораздо меньшая способность проводить тепло и электричество.

Значительные различия в механических и физических свойствах основных и интерметаллидных слоев в этих композитах делают крайне опасными термические напряжения, возникающие как при диффузионном отжиге, так и при последующей работе материала. До сих пор не предпринималось попыток оценить уровень этих напряжений, несмотря на то, что он определяет работоспособность композита. Причиной этого было отсутствие достоверных данных о теплофизических свойствах интерметаллидных слоев, которые необходимы для построения температурных полей и полей напряжений в многослойной системе с высокой степенью неоднородности, которой и является слоистый интерметаллидный композит.

В последние годы в результате экспериментальных исследований [2, 3] были определены коэффициенты теплопроводности интерметаллидных прослоек в системах алюминиймедь, титан-сталь, алюминий-сталь, титан-алюминий, никель-алюминий, что позволило перейти к моделированию температурных полей и напряжений в слоистых интерметаллидных композитах.

Наличие сведений об этих свойствах позволят решать задачи о термомеханических напряжениях в реальных конструкциях. Подобные задачи успешно решаются современными численными методами с применением ЭВМ преимущественно с использованием метода конечных элементов.

Как известно, [4] основная идея метода конечных элементов состоит в том, что любую непрерывную величину, такую, как температура, давление и перемещение, можно аппроксимировать дискретной моделью, которая строится на множестве кусочно-непрерывных функций, определенных на конечном числе подобластей. Область определения непрерывной величины разбивают на конечное число подобластей (элементов), имеющих общие точки, и аппроксимируют форму области, непрерывная величина аппроксимируется на каждом элементе полиномом, который определяется с помощью узловых значений этой величины.

Точность вычислений зависит от числа конечных элементов, которые описывают модель, и ограничивается только мощностью компьютера. На рис. 1 показана конечно-элементная сетка для модели композитного многослойного радиатора.



Рис. 1. Пример конечно-элементной сетки композиционного радиатора

Решение задач методом конечных элементов реализовано во многих современных пакетах математического моделирования. В настоящей работе использовали пакет Comsol Multiphysics, обладающий необходимой гибкостью в постановке связанных мультифизичных задач и в задании граничных условий для отдельных слоев композита. В частности, COMSOL имеет готовый модуль Thermal Stress, позволяющий решать связанные задачи термоупругости. Имеется также встроенный инструмент Thin Layer, позволяющий естественным образом вставить слой диффузионной прослойки.

В указанном пакете решалась задача о распределении температур и температурных напряжений для композиционного материала с интерметаллидной прослойкой. Модель строилась для СИК М1+АД1 с толщинами основных слоев 5 мм, их коэффициенты теплопроводности составляли 400 и 230 Вт/(м·К).

Расчет температурных полей в этих слоях проводится по уравнению теплопроводности

$$\rho \cdot C_P \cdot \frac{\partial T}{\partial \tau} - \nabla \cdot \left(\lambda \cdot \nabla T\right) = Q, \qquad (1)$$

где ρ – плотность, C_p – удельная теплоемкость, λ – коэффициент теплопроводности, Q – мощность внутренних источников (стоков) теплоты.

Диффузионная прослойка толщиной 0,5 мм рассматривалась как тонкий слой с низким коэффициентом теплопроводности (30 Вт/(м·К) [2]).

В таком слое предполагается, что температура изменяется по прямолинейному закону. В качестве математического описания тонкого слоя используется условие равенства тепловых потоков на его границах:

$$-n_{d}\left(-\lambda_{d}\cdot\nabla T_{d}\right) = -\lambda_{\Pi p}\frac{T_{u}-T_{d}}{d_{\Pi p}}$$
$$-n_{u}\left(-\lambda_{u}\cdot\nabla T_{u}\right) = -\lambda_{\Pi p}\frac{T_{d}-T_{u}}{d_{\Pi p}}.$$
 (2)

Здесь индексы d и u относятся к слоям, располагающимся выше и ниже тонких слоев соответственно, $d_{\Pi p}$ – толщина тонкого слоя, $\lambda_{\Pi p}$ – его теплопроводность.

В качестве граничных условий, которыми в решаемой задаче являются температура и тепловой поток, было принято следующее:

 – нагрев биметаллической пластины ведется снизу, температура источника 400 °C;

 – с остальных поверхностей происходит теплоотвод в среду с температурой 20 °С и коэффициентом теплоотдачи 1000 Вт/(м²·К), что соответствует интенсивному обдуву воздухом. Моделировались образцы биметалла М1+АД1 без интерметаллидной прослойки и с прослойкой толщиной 0,4 мм. Длина образцов составляла 100 мм, толщина основных слоев – 5 мм.



Рис. 2. Распределение температуры по толщине биметалла (а) и интерметаллидного композита (б) алюминий-медь

Как видно из распределения температуры по толщине материала (рис. 2, *a*), в отсутствие интерметаллидов перепад температур при прохождении теплового потока составляет 24 °C, введение в расчетную модель диффузионной прослойки (рис. 2, δ) увеличивает перепад в 2,7 раза (до 65 °C).

При расчете термических напряжений были приняты следующие допущения: все границы образца свободны от нагрузок, нижняя левая точка полностью зафиксирована, в правой нижней точке запрещены вертикальные перемещения.

Для оценки термических напряжений, возникающих при нагреве слоистого композита алюминий–медь, в соответствии с описанными выше условиями, построены поля эквивалентных напряжений Мизеса (рис. 3). Согласно критерию пластичности Мизеса, напряжения, рассчитанные по формуле:

$$\sigma_{M} = \sqrt{\frac{1}{2} \left[\left(\sigma_{11} - \sigma_{22} \right)^{2} + \left(\sigma_{22} - \sigma_{33} \right)^{2} + \left(\sigma_{33} - \sigma_{11} \right)^{2} + 6 \left(\sigma_{12}^{2} + \sigma_{23}^{2} + \sigma_{31}^{2} \right) \right]}.$$
(3)

которые следует сопоставлять с пределом пластичности материала, который пластически деформируется, если полученные значения $\sigma_{\rm M}$ будут превышать предел текучести.

Как видно из рис. 3, наиболее опасные напряжения как в биметалле, так и в СИК формируются на границе соединения алюминия и меди. Их уровень достигает 200 и 150 МПа соответственно, что выше предела текучести М1 и АД1. Как следствие, под действием термических напряжений биметалл пластически деформируется, величину деформаций можно оценить по величине вертикальных перемещений при прогибе моделируемого образца согласно рис. 4. Максимальный прогиб в отсутствие интерметаллидной прослойки составляет 0,28 мм (рис. 4, a), при добавлении ее в модель величина прогиба снижается на 30–35 % (рис. 4, δ), то есть интерметаллидная прослойка в рассматриваемой модели способствовала упрочнению композита.

Таким образом, удалось в первом приближении смоделировать процессы передачи тепла в слоистых интерметаллидных композитах, рассчитать поле термических напряжений и спрогнозировать возможную деформацию, показана возможность применения современных программ для конечно-элементных расчетов к моделированию СИК. Это позволит в дальнейшем, уточняя модель, оценивать работоспособность подобных материалов и конструкций из них в условиях силовых и термических нагружений.



Рис. 3. Напряжения Мизеса в биметалле (*a*) и интерметаллидном композите (*б*) алюминий–медь (деформация приведена в масштабе 1:1000)



Рис. 4. Перемещения при прогибе под действием термических напряжений биметаллического (*a*) и интерметаллидного (*б*) композита АД1+М1

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. *Трыков, Ю. П.* Теплопроводность медно-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, А. В. Волчков // Технология материалов. – 2007. – № 7. – С. 31–35.

3. *Гуревич, Л. М.* Теплопроводность слоистых титаноалюминиевых интерметаллидных композитов / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев // Тепловые процессы в технике. – 2010. – № 1. – С. 32–36.

4. Сегерлинд, Л. Применение метода конечных элементов / Л. Сегерлинд. – М.: Мир, 1979. – 392 с. УДК 621.791

Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев, С. П. Писарев, А. Е. Кондаков МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ НЕПОЛНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Используя экспериментальные данные, проведена верификация базирующегося на вариационных принципах механики сплошных сред уравнения, описывающего величину деформации при прокатке слоев титано-алюминиевого биметалла.

Ключевые слова: титан, алюминий, слоистые композиты, прокатка, деформация, прогнозирование, уравнение.

Using the experimental data, carried out verification based on variational principles of continuum mechanics equations, describing the deformation of titanium-aluminum bimetal in rolling.

Keywords: titanium, aluminium, layered metallic composites, rolling, deformation, forecasting, equation.

Неравномерность деформации слоистых композиций при прокатке, зависящая от соотношения сопротивлений деформации составляющих, исходных толщин слоев и порядка их укладки, параметров очага деформации, а также от контактных сил трения и касательных напряжений на границах соединения, оказывает отрицательное влияние на процесс прокатки и свойства биметалла, так как приводит к возникновению значительных остаточных напряжений, которые могут вызывать расслоение биметалла, его изгиб, коробление, разрыв более твердых слоев. Теоретические и экспериментальные исследования процессов деформирования при прокатке слоистых композитов с сильно различающимися по свойствам слоями ведутся с середины XX века [1, 2, 3], однако пока получены лишь частные зависимости для некоторых сочетаний металлических слоев, например, для биметалла медь-сталь.

Целью настоящей работы являлось выяснение возможностей использования моделей, полученных с использованием вариационных принципов механики сплошных сред, для прогнозирования деформации слоев при прокатке титано-алюминиевых композитов, полученных сваркой прокаткой.

Зависимость относительной деформации биметалла от основных параметров процесса имеет вид

$$\varepsilon_{\rm T} = f \left(\sigma_{\rm T} / \sigma_{\rm M}; H_{\rm T} / H; / H_{\rm cp}; \tau; \varphi \right), \quad (1)$$

где H и $H_{\rm T}$ – начальная толщина биметалла и его твердого слоя соответственно; $\sigma_{\rm T}$ и $\sigma_{\rm M}$ – со-противление деформации металлов твердого и

мягкого слоев соответственно; l_{π}/H – параметры очага деформации; τ – прочность соединения слоев; ф - параметр, характеризующий расположение слоев в биметаллической заготовке. Прочная связь между слоями, характерная для заготовок, полученных сваркой взрывом или прокаткой, препятствует взаимному смещению частиц металла на границе раздела слоев и оказывает существенное влияние на характер деформированного состояния. Деформация в таких заготовках более равномерная, чем при отсутствии межслойной связи, но различия в деформации мягкого и твердого слоев приводят к изгибу биметалла. При создании условий, препятствующих изгибу, неравномерность деформации проявляется в виде наплывов мягкого слоя на краевых частях полосы, идущих в отходы.

В последние десятилетия для решения задач по обработке давлением слоистых композитов успешно применяются энергетические и вариационные принципы механики сплошных сред [4]. С. А. Голованенко и Л. В. Меандровым [3] рассмотрено деформирование слоев биметалла с прочной связью (скольжение и трение между слоями отсутствуют) с учетом трения на плоскости контакта металла с инструментом. Вариационное уравнение, описывающее истинное поле скоростей в очаге деформации, имело в рассматриваемом случае следующий вид:

$$\delta \left[\tau_{S} \iint_{V} \int \frac{1}{2} \mu K^{2} dV + \iint_{S} \sqrt{3} \alpha \mu \xi_{\max S} v_{c\kappa} \Delta S \right] = 0, \quad (2)$$

где K – интенсивность скоростей деформаций сдвига; μ – коэффициент вязкости; α – экспериментальный коэффициент, определяемый состоянием поверхности контакта металла и инструмента и формой очага деформации; $\xi_{\max s}$ – наибольшая скорость деформации на контакт-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р поволжье а.

ной поверхности; *v*_{*cк*} – скорость скольжения на контактной поверхности.

Используя ряд допущений, авторы [3] по-

лучили уравнение, описывающее величину деформации более твердого слоя биметалла при каждом проходе

$$\frac{\Delta H_T}{\Delta H} = B \times \frac{1 + C^2 + (B^3 + C^2 B)(A - 1) - 0,65\alpha C(A - 1)(1 - B)}{1 + C^2 + (4B^3 - 6B^2 + C^2 B + 3B)(A - 1)},$$
(3)

где A – отношение вязкости слоев композита ($\mu_{\rm T}/\mu_{\rm M}$) \approx ($\sigma_{\rm BT}/\sigma_{\rm BM}$), B – объемная доля твердого слоя биметалла $B = H_{\rm T}/H$; C – параметр очага деформации $C = \frac{l_{\rm g}}{\Delta H} = \sqrt{R\Delta H}/H$, $l_{\rm g}$ – длина ду-

ги контакта валка с металлом, H и ΔH –толщина и абсолютная величина обжатия биметалла за проход, R – радиус валков.

Переходя к относительным деформациям, получаем

$$\frac{\xi_T}{\xi} = \frac{1 + C^2 + (B^3 + C^2 B)(A - 1) - 0,65\alpha C(A - 1)(1 - B)}{1 + C^2 + (4B^3 - 6B^2 + C^2 B + 3B)(A - 1)},$$
(4)

где α – экспериментальный коэффициент, определяемый состоянием поверхности контакта металла и инструмента и формой очага деформации.

С увеличением параметра очага деформации $C = l_{A} / \Delta H$ неравномерность деформации по слоям должна уменьшаться, так как силы межслойного сцепления, способствующие выравниванию деформаций по слоям, оказывают тем большее влияние на деформированное состояние, чем выше отношение площади поверхности сцепления к объему очага деформации.

Для верификации полученных авторами [3] уравнений (3) и (4) применительно к сваренному прокаткой титано-алюминиевому композиту ВТ1-0 +АД1 образцы прокатывали на стане

«дуо» без натяжения и правки при температуре 430 °С, обеспечивающей протекание рекристаллизационных процессов алюминия АД1 и недостаточной для полной рекристаллизации титана BT1-0. Разная деформационная способность алюминиевых и титановых слоев вызывала в условиях отсутствия натяжения и правки изгиб прокатанных образцов в сторону составляющей КМ с большим сопротивлением деформации – титана. Расслоения на границе соединения или разрушения образцов при обжатиях композита $\varepsilon_{h\Sigma}$ до 55 % не наблюдалось. Металлографические исследования показали, что имеющийся у исходного образца близкий к прямолинейному профиль границы соединения с высотами микронеровности до 6-8 мкм оставался практически неизменным во всем интервале обжатий (рис. 1).



Рис. 1. Профиль границы соединения полученного сваркой прокаткой композита ВТ1-0–АД1 после полугорячей прокатки с различными степенями обжатия: a - 0 %; b - 12 %; e - 45 %; c - 55 %

Различия в исходных прочностных характеристиках составляющих композита и неравномерность распределения между ними высотной деформации привели к нарушению соотношения толщин слоев после прокатки (рис. 2) как на установившейся стадии, так и в зонах отставания и опережения.

При $\varepsilon_{h\Sigma}$ композита до 30 % высотная деформация ε_{hAl} обладающего меньшим сопротивлением пластическому деформированию слоя алю-



Рис. 2. Зависимость высотной деформации при неполной горячей прокатке слоев полученного сваркой прокаткой композита ВТ1+АД1 от ε_{hΣ} KM: *a* – заходная часть пластины (зона отставания); *б* – конец пластины (зона опережения): 1 – KM, 2 – ВТ1-0, 3 – АД1



Рис. 3. Рассчитанные по (4) деформации слоев композита ВТ1-0+АД1 при неполной горячей прокатке от $\varepsilon_{h\Sigma}$ КМ (обжатие за проход $\Delta H = 0,15$ мм) при варьировании коэффициента α : $a - \alpha = 1; \delta - \alpha = 2; e - \alpha = 3; z - \alpha = 4; 1 - \text{KM}, 2 - \text{BT1-0}, 3 - \text{AД1}$

миния возрастала до 62 % при изменении толщины титана не более 5 %. Несмотря на то, что температура прокатки превышала порог рекристаллизации алюминия, при больших степенях обжатия наблюдалось развитие характерных для холодной деформации процессов наклепа и повышения предела текучести, затрудняющих течение алюминиевого слоя и приводящих к интенсификации процессов деформирования титана (при $\varepsilon_{\Sigma} = 30-53$ % толщина алюминиевого и титанового слоев изменялась на 28 и 20 % соответственно).

Теоретические зависимости распределения деформаций по слоям (4) применялись для прогнозирования величины деформации каждого слоя по известным прочностным характеристикам компонентов биметалла и условиям прокатки. Используя значения прочности составляющих слоев композита при температуре прокатки о_{ввТ1-0} = 160 МПа [5] и о_{вАД1} = 15 МПа [6], провели пошаговый расчет величин обжатий слоев при ΔH на каждом шаге 0,15 мм, варьируя значения α от 1 до 4 (рис. 3).

Сравнение расчетных кривых с экспериментальными (рис. 2) показало, что наилучшая корреляция наблюдалась при значениях $\alpha = 3$. Корреляция между экспериментальными и расчетными по зависимости (4) величинами деформации позволила использовать модель для проверки часто приводимых рекомендаций по сближению величин деформации слоев с различными механическими характеристиками за счет изменения величины обжатия при каждом проходе или использовании прокатных станов с увеличенным диаметром валков.

Расчетом значений деформации слоев композита при неполной горячей прокатке составляющих слоев композита ВТ1-0+АД1 с различными величинами обжатия за один проход (рис. 4) установлено, что варьирование є в ши-



Рис. 4. Рассчитанные по (4) деформации слоев композита ВТ1-0+АД1 в процессе неполной горячей прокатки от ε_{Σ} KM (α = 3) при различных величинах обжатия за 1 проход: $a - \Delta H = 0,1$ мм, $\delta - \Delta H = 0,3$ мм, 1 -KM, 2 -BT1-0, 3 -AД1



Рис. 5. Рассчитанные по (4) деформации слоев композита ВТ1-0+АД1 в процессе неполной горячей прокатки от $\varepsilon_{h\Sigma}$ КМ при различных радиусах валка прокатного стана ($\alpha = 3$, $\Delta H = 0,1$ мм): $a - R = 2R_{\text{экс}}, \delta - R = 8R_{\text{экс}}, 1 - \text{KM}, 2 - \text{BT1-0}, 3 - \text{AД1}$

роких пределах в соответствии с уравнением (4) практически не позволяет уменьшить коэффициент неравномерность деформации, представляющий отношение исходной относительной толщины слоя BT1-0 к конечной

$$K_{_{\mathrm{H,R}}} = \frac{H_{_{\mathrm{T}}}}{H} / \frac{h_{_{T}}}{h} = \frac{1 - \varepsilon}{1 - \varepsilon_{_{\mathrm{T}}}}.$$
 (5)

По итогам расчета (пренебрегая возможным изменением коэффициента α) несколько более эффективно, с точки зрения уменьшения коэффициента неравномерности деформации слоев, использование прокатных станов с большим диаметров валков (рис. 5), однако и в этом случае увеличение радиуса валков в 8 раз по сравнению с используемыми в лабораторном стане изменяло расчетное значение $K_{\rm Hz}$ на 7–8 %.

Выводы

 С использованием экспериментальных данных, полученных при прокатке титано-алюминиевого слоистого композита, проведена верификация базирующегося на вариационных принципах механики сплошных сред уравнения, описывающего величину деформации более твердого слоя биметалла при каждом проходе. 2. По итогам расчетов уменьшение коэффициента неравномерности деформации слоев возможно при использовании прокатных станов с большим диаметров валков, однако увеличение радиуса валков в 8 раз изменяло расчетное значение $K_{\rm Hg}$ только на 7–8 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гильденгорн. – М.: Металлургия, 1970. – 237 с.

2. Голованенко, С. А. Сварка прокаткой биметаллов / А. С. Голованенко. – М.: Металлургия, 1977. – 158 с.

 Голованенко, С. А. Производство биметаллов / С. А. Голованенко, Л. В. Меандров. – М.: Металлургия, 1966. – 404 с.

4. Тарновский, И. Я. Вариационные методы механики пластических сред в теории обработки металлов давлением / И. Я. Тарновский. – Инженерные методы расчета технологических процессов обработки металлов давлением. – М.: Металлургиздат, 1963. – С. 45–72.

5. Фокин, М. Н. Титан и его сплавы в химической промышленности / М. Н. Фокин, Ю. С. Рускол, А. В. Мосолов. – Л.: Химия, 1978. – 200 с.

6. *Микляев, П. Г.* Сопротивление деформации и пластичность алюминиевых сплавов: справочник / П. Г. Микляев, В. М. Дуденков. – М.: Металлургия, 1979. – 183 с.

УДК 621.791

Л. М. Гуревич

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТВЕРДОСТИ СЛОЕВ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ С ГЛОБУЛАМИ АЛЮМИНИДОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Предложена методика прогнозирования твердости при нормальных и повышенных температурах слоистых металло-интерметаллидных титано-алюминиевых композитов со слоями из смеси алюминия и глобулей алюминидов. Проведенная верификация показала, что коэффициент корреляции расчетных и экспериментальных значений R = 0.91.

Ключевые слова: титан, алюминий, алюминиды, слоистые композиты, прогнозирование, микротвердость.

The prediction technique of hardness at the normal and elevated temperatures laminate metal-intermetallic titanium-aluminium composites with layers of a mixture of aluminium and nodule aluminide. So offered. The spent verification has shown that correlation coefficient of settlement and experimental values R = 0.91.

Keywords: titanium, aluminium, aluminide, layered metal-intermetallic composites, forecasting, microhardness.

Разработка методов прогнозирования свойств слоистых металлических и металло-интерметаллидных композитов необходима для проектирования структурно-геометрических параметров материалов применительно к условиям эксплуатации изготавливаемых из них деталей. В зависимости от используемых температурновременных параметров окончательной термиче-

ской обработки слоистых титано-алюминиевых композитов возможны две различные морфологии интерметаллидных слоев: при отжиге ниже температуры плавления Al – сплошные интерметаллидные прослойки, фазовый состав которых включает набор алюминидов (Ti₃Al, TiAl, TiAl₃); а выше температуры плавления Al – глобули алюминидов (преимущественно TiAl₃), связанные тонкими прослойками алюминия [1]. Методы прогнозирования свойств

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р_поволжье_а.

титано-алюминиевых композитов, содержащих глобули алюминидов, в настоящее время не развиты.

Целью настоящей работы являлось создание метода расчета твердости слоистых металло-интерметаллидных титано-алюминиевых композитов с глобулами алюминидов различной морфологии при нормальных и повышенных температурах.

Исследования микромеханических свойств двухфазных слоев с глобулами алюминидов, сформировавшихся в слоистых композиционных материалах ВТ1-0+АД1 и ВТ1-0+АД1+ +ВТ1-0 в процессе отжига при температурах 675, 700 и 750 °С различной продолжительности, позволили получить экспериментальную зависимость микротвердости слоя от объемного содержания в нем частиц TiAl₃ (рис. 1, *a*) [1]. При объемном содержании частиц алюминидов менее 40–50 % определялась микротвердость, в основном, алюминиевой фазы, деформацию которой ограничивали частицы

позволили получить экспериментальную имость микротвердости слоя от объемнодержания в нем частиц TiAl₃ (рис. 1, *a*) ри объемном содержании частиц алюмив менее 40–50 % определялась микроость, в основном, алюминиевой фазы, омацию которой ограничивали частицы

Микротвердость Н, МПа

интерметаллидов за счет механического стеснения [2], что приводило к упрочнению матрицы в 2-3 раза. При объемном содержании алюминидов свыше 50 % отпечатки индентора микротвердомера ПМТ-3М захватывали как интерметаллидные частицы, так и алюминиевую матрицу, что вызывало значительное увеличение микротвердости. Происходящее при этом разворачивание и вдавливание глобулей алюминидов в алюминиевую матрицу без образования трещин в углах квадратного отпечатка (рис. 2) свидетельствует о значительном запасе пластичности. Максимальные значения микротвердости интерметаллидного слоя при объемном содержании алюминидов 95-97 % находились на уровне 4,5-4,7 ГПа, приближаясь к твердости интерметаллида TiAl₃ (4,5-6,8 ГПа), полученной нами при измерении твердости сплошных интерметаллидных прослоек, сформировавшихся в процессе твердофазной диффузии, и приводимой в технической литературе [3, 4].



Рис. 1. Зависимость микротвердости интерметаллидного слоя от объемного содержания в нем глобулей TiAl₃ (*a*) и толщины прослоек алюминия λ между частицами (*б*)



a

Рис. 2. Поворот и вдавливание глобулей алюминидов в алюминиевую матрицу в зоне внедрения алмазного индентора (×500)

Таким образом, варьирование объемного содержания TiAl₃ в двухфазном слое за счет изменения температурно-временных параметров процесса термической обработки выше точки ликвидуса Al позволяет оказывать значительное влияние на его микромеханические свойства. В связи с тем, что по своей морфологии получаемые двухфазные слои с глобулами алюминидов наиболее близки к структуре твердых сплавов (зерна карбидов вольфрама в кобальтовой матрице) или улучшаемых сталей со структурой сорбита отпуска (зерна цементита в ферритной матрице), воспользуемся для прогнозирования твердости таких слоев моделями, предложенными для твердых сплавов. Дж. Горланд и Х. Ли [5] считали, что они состоят из частично соединенных между собой карбидных зерен, степень связанности которых постепенно уменьшается по мере увеличения содержания кобальта и толщины прослоек цементирующей фазы, отделяющих в объеме сплава «агрегаты» карбидов друг от друга. На основании этих представлений авторами [5] была предпринята попытка использовать для расчета твердости Н твердых сплавов системы WC-Со правило аддитивности с учетом размеров частиц карбидов вольфрама d, толщины прослоек пластичного кобальта λ и состояния карбидного скелета:

$$H = H_{WC}V_{WC}C + H_{M}(1 - V_{WC}C), \qquad (1)$$

где $H_{wc} = 13820 + \frac{231}{\sqrt{d}}$ – твердость частиц карбидов вольфрама, V_{wc} – объемное содержание частиц карбидов, $H_{M} = 3040 + \frac{127}{\sqrt{\lambda}}$ –

твердость матрицы с учетом эффекта стеснения ее пластической деформации, C – коэффициент связанности, определяющий количество частиц карбидов, контактирующих друг с другом без прослойки кобальта, то есть образовавших карбидный скелет. Анализ данных [5] (рис. 3) показывает, что изменение коэффициента связанности при различном объемном содержании карбидов может быть успешно апроксимировано уравнением $C = V_{\rm WC}^3$ с коэффициентом корреляции R = 0.85.



Рис. 3. Зависимость коэффициента связанности карбидов С от их объемного содержания в твердых сплавах [5]

Твердость двухфазных сплавов с упрочняющими частицами алюминидов в пластичной матрице после подстановки предложенной степенной функции можно выразить как

$$\overline{\mathbf{H}} = \mathbf{H}_{\mathbf{q}} C_{\mathbf{q}} V_{\mathbf{q}} + \mathbf{H}_{\mathbf{M}} \left(1 - C_{\mathbf{q}} V_{\mathbf{q}} \right) \approx$$
$$\approx \mathbf{H}_{\mathbf{q}} V_{\mathbf{q}}^{4} + \mathbf{H}_{\mathbf{M}} \left(1 - V_{\mathbf{q}}^{4} \right), \quad (2)$$

где \overline{H} , H_M , H_q – соответственно твердости двухфазного слоя, матрицы с учетом эффекта стеснения пластической деформации и упрочняющих частиц, V_q – объемное содержание частиц, C_q – коэффициент связанности частиц:

$$H_{\rm q} = H_{\rm q0} \left(1 + \frac{a_1}{\sqrt{d}} \right),$$
 (3)

$$H_{\rm M} = H_{\rm M0} \left(1 + \frac{a_2}{\sqrt{\lambda}} \right). \tag{4}$$

Толщину прослоек λ в двухфазном слое определяли металлографически по методу Р. Фуллмана [6], в соответствии с которым

$$\lambda = \frac{1 - V_{\mathrm{q}}}{N_{\mathrm{l}}},\tag{5}$$

где $V_{\rm q}$ – объемное содержание алюминида, N_1 – количество частиц алюминидов, попавших на произвольную секущую микрошлифа единичной длины.

Размер глобулей алюминидов с формой, близкой к сферической, [6]

$$d = \frac{3V_{\rm q}\lambda}{2(1-V_{\rm q})}.$$
 (6)

В получаемых при взаимодействии расплава алюминия с титаном двухфазных слоях диаметр упрочняющих частиц варьируется по сечению в достаточно узком диапазоне 10– 25 мкм (рис. 4), поэтому можно не учитывать влияние размера частиц на их твердость.



Рис. 4. Распределение среднего размера интерметаллидных частиц по толщине прослойки после отжига биметалла ВТ1-0+АД1 при 750 °C: 1 – 3 ч, 2 – 4 ч, 3 – 5 ч

Толщина прослоек алюминиевой матрицы может быть рассчитана через известные диаметр частиц алюминидов и их объемное содержание

$$\lambda = \frac{2d\left(1 - V_{\rm q}\right)}{3V_{\rm q}}.\tag{7}$$

Используя экспериментальные данные о толщине алюминиевых прослоек (рис. 1, δ) и распределении размеров алюминидов, получили формулу, позволяющую прогнозировать твердость Н [МПа] двухфазных слоев в зависимости от размера *d* [мкм] и объемного содержания алюминидов $V_{\rm q}$ (коэффициент корреляции с эмпирическими значениями R = 0,91)

$$\overline{\mathbf{H}} = \mathbf{H}_{\mathbf{q}} V_{\mathbf{q}}^{4} + \mathbf{H}_{\mathbf{M}} \left[1 + 0.03 \sqrt{\frac{3V_{\mathbf{q}}}{2d(1 - V_{\mathbf{q}})}} \right] \left(1 - V_{\mathbf{q}}^{4} \right).$$
(8)

Уравнение (8) позволяет прогнозировать твердость не только при нормальной, но и повышенных температурах, используя известные температурные зависимости прочности и твердости алюминия [8] и алюминида TiAl₃ [7] (рис. 5, кривая 1), свидетельствующие о практической неизменности значений HV вплоть до 600 °C. Результаты расчета твердости двухфазного слоя при различных температурах приведены на рис. 6.



Рис. 5. Изменение твердости HV (1) и пластичности δ_н (2) TiAl₃ при различных температурах, определенных методом микроиндентирования [7], где δ_н – доля пластической деформации алюминида в общем объеме



Рис. 6. Значения твердости двухфазного слоя Al+TiAl₃ при различных температурах, рассчитанные по уравнению (8): 1 – 20 °C, 2 – 400 °C, 3 – 600 °C

Вывод

Разработана методика прогнозирования твердости двухфазных слоев титано-алюминиевых металло-интерметаллидных композитов при нормальных и повышенных температурах, учитывающая объемное содержание частиц алюминидов и их дисперсность с коэффициентом корреляции между расчетными и экспериментальными значениями R = 0,91.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич, Л. М. Диффузионное взаимодействие в титано-алюминиевом биметалле ВТ1-АД1 в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров, В. Н. Арисова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолгГТУУУ. – Волгоград, 2005. – (Серия «Материаловедение и прочность элементов конструкций»; вып. 1). – С. 9–12.

 Современные композиционные материалы/ Под ред. Л. Браутмана и Р. Крока. – М.: Мир, 1979. – 672 с.

 Рябов, В. Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами / В. Р. Рябов. – Киев : Наукова думка, 1983. – 264 с.

 Самсонов, Г. В. Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов, И. М. Винницкий. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.

5. Lee, H. C. Hardness and deformation of cemented tungsten carbide / H. C. Lee, J. Gurland // Materials Science and Engineering, V. 33, Issue 1, April 1978. – P. 125–133.

6. Fullman, R. L. Measurement of Particle Sizes in Opaque Bodies / R. L. Fullman // Journal of Metals. $-1953. - N_{\odot} 5. - P. 447-453.$

7. Mechanical behaviour of Al_3Ti intermetallic and Ll_2 phases on its basis / Yu.V. Milmana [et al] // Intermetallics. – 2001. – No 9. – P. 839–845.

8. *Микляев, П. Г.* Сопротивление деформации и пластичность алюминиевых сплавов: справочник / П. Г. Микляев, В. М. Дуденков. – М.: Металлургия, 1979. – 183 с. УДК 621.791

В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, Е. В. Кротов, А. О. Таубе ВЛИЯНИЕ СТАТИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ НА ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В БИМЕТАЛЛЕ ТИТАН ВТ1-0+МЕДЬ М1*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние растягивающей и сжимающей нагрузки, приложенной по нормали к границе соединения биметалла медь-титан, на кинетику роста диффузионной зоны. Получены цифровые значения параметров диффузии.

Ключевые слова: медно-титановый композит, сварка взрывом, диффузия, интерметаллидные слои.

The influence of the effect of tensile and compressive load is applied normal to the boundary of the bi-metal compounds of copper-titanium at the growth kinetics of the diffusion zone is investigated. Numerical values of the diffusion parameters are obtained.

Keywords: copper-titanium composite, explosion welding, diffusion, intermetallic layers.

Биметалл медь-титан нашел широкое применение при изготовлении контактных узлов электролизеров производства рафинированной меди. Поэтому изучение строения и фазового состава участков сварных соединений после термического воздействия имеет важное значение, как для определения максимальной длительности безопасных нагревов при технологических перед деформированием отжигах медно-титановых деталей, так и для определения рабочего ресурса контактных узлов при повышенных температурах. Одним из основных способов получения биметалла является сварка взрывом. Учитывая, что задача исключения или торможения диффузионного взаимодействия между медью и титаном, способного за счет образования интерметаллидной фазы после термообработки привести к охрупчиванию сварного соединения весьма актуальна, целью данной работы явилось получение расчетных зависимостей, описывающих кинетику роста диффузионной прослойки с учетом

знака прилагаемой по нормали к границе раздела слоев нагрузки.

Материалы и методы исследования

Сварка взрывом осуществлялась на оптимальном режиме, обеспечивающем при разрывных испытаниях нормально границе соединения стабильное разрушение композиционных образцов при напряжениях 300-350 МПа. Для последующей термообработки (отжига) использовалась печь SNOL 8,2/1100. Влияние нагрузки (0,01 МПа), приложенной при растяжении и сжатии композита по нормали к границе соединения, на диффузионные процессы иссле-довали по методике, изложенной в работе [1]. Металлографические исследования проводили с помощью микротвердомера ПМТ-3. Фазовый состав диффузионных зон исследовался на дифрактометре ДРОН-3. Расчет основных параметров диффузии, протекающей на границе раздела слоев при нагреве биметалла медь М1+титан ВТ1-0, выполнен на ПЭВМ с приме-



Рис. 1. Зависимость толщины диффузионной зоны и микротвердости составляющих ее слоев от времени выдержки: 1 – прослойка со стороны титана, 2 – прослойка со стороны меди, 3 – толщина диффузионной зоны

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и № 11-08-97021-р поволжье а.

нением пакета прикладных программ DataFit фирмы «Oakdale Engineering». В качестве исходных данных использовались опытные значения толщины диффузионной прослойки, полученной в результате термообработки биметалла в интервале температур 750–850 °C и временах выдержки от 1 до 10 часов (рис. 1).

Результаты и их обсуждение

Использование рентгеноструктурного анализа позволило установить, что в медно-титановом биметалле диффузионная зона состоит из двух слоев. Начиная от меди, промежуточные слои соответствуют фазам TiCu и Ti₂Cu на диаграмме состояния медь-титан. Прослойка со стороны титана обладает твердостью 3,5– 4,2 ГПа, а прослойка со стороны меди- 0,9– 1,5 ГПа (рис. 1). Исследование медно-титановых соединений показало, что диффузионные прослойки суммарной толщиной до $1,5 \times 10^{-6}$ м не снижают их прочность, при больших толщинах наблюдается резкое падение прочности. Так, при $h = 85 \times 10^{-6}$ м прочность не превышает 5 МПа.

Было установлено, что рост диффузионной зоны (рис. 2) происходит по параболическому закону:

$$h^2 = K \left(\tau - \tau_{\pi} \right), \tag{1}$$

где h – толщина зоны, τ – время диффузионного процесса, τ_{π} – длительность латентного (инкубационного) периода образования зародышей новых фаз, K – пропорциональный коэффициенту диффузии параметр, характеризующий скорость роста диффузионной зоны.



Рис. 2. Микроструктура границы раздела металлов в соединении титана (вверху) с медью после нагревов в течение 1 (*a*), 5 (*б*) и 10 (*в*) часов при температуре 850 °C ×200

Приближенная оценка энергетических характеристик зарождения новых фаз на границе раздела между медью и титаном без учета концентрационной зависимости коэффициентов диффузии и влияния деформаций и напряжений осуществлялась с учетом данных, изложенных в работах [2, 3]. Произведенные в соответствии с изложенной в работе [4] методикой расчеты основных параметров диффузии позволили получить следующие уравнения, описывающие кинетику роста диффузионной зоны *h* при нагреве биметалла медь М1 + титан ВТ1-0 в течение времени т и учитывающие знак прилагаемой по нормали к границе раздела слоев нагрузки:

$$h^{2} = 14,1 \exp(-\frac{124650}{RT}) \cdot \left[\tau - 2,28 \exp(\frac{8690}{RT})\right]$$
 – после сварки взрывом, (2)

$$h^{2} = 14,1 \exp(-\frac{174040}{RT}) \cdot \left[\tau - 2,28 \exp(\frac{8690}{RT})\right] - \text{растяжение},$$
(3)

$$h^{2} = 14,1 \exp(-\frac{147320}{RT}) \cdot \left[\tau - 2,28 \exp(\frac{8690}{RT})\right] - \text{сжатие.}$$
(4)

Сопоставление экспериментальных данных и расчетных зависимостей появления и роста диффузионной зоны от температурно-временных усовий и знака прилагаемой по нормали к границе раздела слоев нагрузки свидетельствовало об их достаточно хорошей сходимости.

Выводы

1. Энергия активации процесса зарождения интерметаллидов в соединениях меди марки М1 с титаном марки ВТ1-0, полученных сваркой взрывом, практически не зависит от знака прилагаемой по нормали к границе раздела слоев нагрузки и колеблется в исследованном диапазоне от 8680 до 8700 Дж/моль.

2. Значения энергий активации, полученных для инкубационного периода, меньше соответствующих значений энергий активации, определяющих рост интерметаллидного слоя.

3. Полученные цифровые значения параметров диффузии в биметалле медь-титан могут быть использованы в практических целях для назначения обоснованных режимов промежуточных или окончательных отжигов полуфабрикатов или готовых изделий из данной композиции с учетом знака прилагаемой по нормали к границе раздела слоев нагрузки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Влияние термического и силового воздействия на кинетику диффузии в слоистых композитах на основе алюминия / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, А. И. Богданов // Материаловедение. – 2011. – № 1. – С. 7–9.

2. Крашенинников, С. В. Исследование кинетики диффузионных процессов при контактном плавлении металлов в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом / С. В. Крашенинников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 6 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2004. – С. 78–81.

3. *Казак, Н. Н.* О микронеоднородности соединений при сварке взрывом: дис. ... канд. тех. наук: 05.03.06 / Н. Н. Казак. – ВолгПИ. – Волгоград, 1968. – 276 с.

4. *Трыков, Ю. П.* Влияние холодной прокатки на диффузионные процессы на границе слоев биметалла медьалюминий, полученного сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин / Сварочное производство. – 2004. – № 7. – С. 27–29.

УДК 621.791

Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Д. Н. Гурулев, А. Ю. Мотузова, Ю. В. Иванов ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОКАТКИ НА ПРЕДЕЛЬНУЮ ДЕФОРМАЦИОННУЮ СПОСОБНОСТЬ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведенные исследования деформационной способности при прокатке трехслойного композита АМг6– АД1–ВТ1, полученного по комплексной технологии, включающей сварку взрывом, прокатку и термообработку, показали, что максимальное сближение деформаций составляющих КМ наблюдалось при температурах 400–450 °C.

Ключевые слова: композит, титан, алюминий, прокатка, деформационная способность, температура.

The studies of deformation capacity in the rolling three-layer composite AMg6-AD1-VT1, prepared according technology, including explosive welding, rolling and heat treatment, showed that the maximum convergence of the deformation components of the composite was observed at temperatures 400–450 °C.

Keywords: composite, titanium, aluminium, rolling, deformation capacity, temperature.

Детали из титано-алюминиевых композитов используются в различных отраслях машиностроения в качестве переходных элементов для сварки конструкций из титана и алюминия, для получения которых широко применяются такие способы обработки давлением, как штамповка и прокатка.

В работе исследовалась предельная деформационная способность при прокатке трехслойного композита АМг6–АД1–ВТ1, полученного по комплексной технологии, включающей сварку взрывом, прокатку и термообработку. Информация о деформационной способности КМ при различных температурах прокатки необходима при создании новых, оптимальных технологических методов обработки металлов давлением, разработке технологий получения конкретных деталей, а также усовершенствовании существующих технологических процессов. Знание предельной степени деформации материала позволяет наряду с оптимизацией самого процесса прокатки выбирать такие его параметры, которые обеспечивали бы получение изделий с повышенными эксплуатационными свойствами. Однако теоретическое определение предельной деформационной способности при прокатке композиционных материалов представляет значительные трудности из-за сложности напряженно-деформированного состояния в очаге деформации.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р поволжье а.

Влияние температурного режима прокатки на предельную деформационную способность титано-алюминиевого композита исследовалось на специально подготовленных образцах размерами 100 × 40 × 10 мм (толщина АМг6, АД1 и BT1-0 соответственно составляла 4, 2 и 4 мм). Образцы, нагретые до температур 20, 100, 200, 300, 450 и 510 °С, прокатывали на двухвалковом стане вплоть до разрушения композита и определяли соответствующую этому моменту степень деформации. Различие в сопротивлениях деформации алюминиевых и титанового слоев вызывало при прокатке изгиб образца в сторону более твердой составляющей КМ – титана и к нарушению соотношения их толщин после прокатки [1]: при небольших величинах обжатия композита, в основном, деформировались слои алюминия и сплава АМг6. Развитие процессов наклепа, приводящих к повышению пределов текучести алюминиевых слоев, существенно затрудняло их деформацию при более высоких обжатиях и интенсифицировало деформирование титана. Таким образом, при больших величинах обжатия происходило снижение неравномерности деформации слоев, а, следовательно, и некоторое уменьшение его влияния на сдвиговые напряжения на границе составляющих КМ, значительно понижающее пластичность металла [2] и способствующее его хрупкому разрушению.

Представляется, что разрушение при прокатке может произойти в следующих случаях:

 Касательные напряжения на границе слоев превышают предел прочности на срез соединения или прочность одной из составляющих композиции. Возникающий при этом сдвиг по границе соединения может и не приводить к разрушению композита, если условия деформирования позволяют восстанавливать связи аналогично процессу сварки прокаткой.

2. Касательные напряжения на границе слоев после прокатки, которые возникли из-за разницы в упругопластических свойства материалов при холодной прокатке или разницы в упругопластических свойствах и термических коэффициентах линейного расширения при горячей прокатке, превышают предел прочности на срез соединения или прочность одной из составляющих композиции.

3. Величина деформации одной из составляющих композиции превышает запас пластичности. За величину пластичности для хрупких материалов, не образующих шейки, можно ориентировочно принять определенную при испытаниях на растяжение величину относительного удлинения. Для пластичных материалов, образующих сосредоточенную шейку при испытаниях на растяжение, предельная величина удлинения при прокатке λ равномерно распределена по длине композита и значительно превышает величину относительного удлинения δ при растяжении. Под предельной деформацией слоя надо понимать такую величину деформации, при которой плотность дислокации соответствует плотности дислокаций в образовавшейся шейке в момент разрыва.

 Величина деформации тонкого слоя на границе соединения составляющих композита превышает запас его пластичности.

При исследовании влияния термического режима прокатки на предельную деформационную способность титано-алюминиевой композиции было установлено, что повышение температуры приводит к росту максимально допустимых величин обжатия $\mathcal{E}_{\Sigma}^{np}$ (рис. 1).



Рис. 1. Влияние температуры прокатки на предельную деформационную способность композита АМг6-АД1-ВТ1-0

В интервале температур 20–400 °С наблюдалась близкая к линейной зависимость функции $\varepsilon_{\Sigma}^{np} = f(t)$; при этом $\varepsilon_{\Sigma}^{np}$ возрастала с 24 до 32,5 %. Повышение температуры деформации свыше 450 °С приводило к резкому увеличению деформационной способности композита, достигавшей 47,5 % при температуре 520 °С.

Обнаруженный «перегиб» на кривой зависимости предельной деформационной способности композита от температуры прокатки во многом объясняется изменением свойств его компонентов, в первую очередь алюминия АД1 и алюминиевого сплава АМг6. Из рис. 2, характеризующего деформационную способность алюминиевых и титанового слоев, видно, что в диапазоне температур от 20 до 400 °C дефор-



Рис. 2. Влияние температуры прокатки на деформацию алюминиевых (1) и титанового слоев (2) в момент разрушения КМ



мация алюминиевых слоев в момент разрушения практически не изменялась, в отличие от деформации титанового слоя, которая увеличивалась с 13 до 33,5 %. Этот эффект можно объяснить тем, что даже в условиях квазистатического приложения нагрузки повышение температуры до 250 °С практически не приводит к изменению предела текучести и относительного удлинения алюминия АД1 и алюминиевого сплава АМг6 (рис. 3, *a*), в то время как у титана происходит интенсивное снижение предела текучести (рис. 3, *б*).

Обжатия свыше 23 и 27,5 % при температурах прокатки 200 и 300 °C соответственно приводили к зарождению микротрещин в вершинах волнового профиля границы соединения АД1+АМг на боковых поверхностях образцов и распространению их вглубь алюминиевого сплава. Разрушение композита происходило вблизи границы соединения титан–алюминий с сохранением на титане тонкой сплошной алюминиевой пленки.



Рис. 3. Пластические и прочностные характеристики алюминиевого сплава АМг6 (*a*) и титана ВТ1-0 (б) при повышенных температурах:

1 - относительное сужение, 2 - относительное удлинение, 3 - предел прочности, 4 - предел текучести

В указанном температурном интервале рост допустимых обжатий происходил преимущественно за счет увеличения обжатия титана ВТ1-0; при этом максимальное сближение деформаций составляющих КМ наблюдалось при температуре 400–450 °С.

Увеличение температуры свыше 450 °С приводит к резкому повышению пластичности алюминиевых слоев, что связано не только с ростом энергии теплового движения атомов, но и с созданием условий для одновременного действия наиболее эффективных механизмов пластической деформации. Так, наибольшая пластичность алюминиевых поликристаллов, наблюдающаяся при температуре 450–500 °C, согласно литературным данным, связана с возникновением возможности скольжения по двум системам: по плоскости октаэдра и плоскости куба (при более низких температурах скольжение по плоскости октаэдра затрудняется и пластичность алюминиевых поликристаллов заметно снижается). В этом случае разрушения композиционного соединения не наблюдалось, так как условие деформирования позволяло восстанавливать связи аналогично процессу сварки прокаткой, высокая пластичность алюминия позволяла релаксировать возникающим сдвиговым и нормальным напряжениям.

Выводы

Предельная деформационная способность при прокатке титано-алюминиевого композита во многом определяется свойствами алюминиевых слоев при температуре обработки. В температурном интервале до 400 °С рост допустимых обжатий происходит преимущественно за счет увеличения деформации титана, при этом максимальное сближение деформаций составляющих КМ наблюдалось при температурах 400–450 °C.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Trykov, Yu. P.* Special features of deformation of explosion–welded, titanium–aluminium composite / Yu. P. Trykov, L. M. Gurevich, D. N. Gurulev// Welding International. – 1999. – № 13 (7). – P. 567–570.

2. *Трыков, Ю. П.* Влияние прокатки при повышенных температурах на свойства титано-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев // Сварочное производство. – 1999. – № 6. – С. 6-10.

3. *Микляев, П. Г.* Сопротивление деформации и пластичность алюминиевых сплавов: справочник / П. Г. Микляев, В. М. Дуденков. – М., Металлургия, 1979. – 183 с.

4. *Фокин, М. Н.* Титан и его сплавы в промышленности / М. Н. Фокин. – Л.: Химия, 1978. – 200 с.

УДК 621.791

Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛА ВТ1-0+Ст3 ПОСЛЕ ПРОКАТКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследованы механические свойства биметалла ВТ1-0+Ст3 после сварки взрывом и горячей прокатки. *Ключевые слова:* сварка взрывом, прокатка, механические свойства.

Mechanical properties of bimetal VT1-0 + St3 after welding by explosion and hot rolling are investigated. *Keywords:* explosion welding, rolling, mechanical properties.

Для получения качественных титано-стальных тонколистовых СКМ и устранения микродефектов, образовавшихся при сварке взрывом, применяется горячая прокатка [1, 2]. Анализ работ, посвященных горячей прокатке титаностальных композитов [1–6], показывает, что их авторы всегда сталкиваются с образованием на границе раздела диффузионных зон, резко понижающих прочность соединения. Наиболее простым решением этой проблемы является снижение температуры прокатки до превращения ее в теплую и даже холодную. Однако реализация таких технологических процессов требует мощного, иногда даже уникального оборудования.

Авторы работ [3, 7] показали, что при неизбежном образовании сплошной интерметаллидной прослойки между титаном и сталью во время нагрева под прокатку прочность их соединения после прокатки, по сравнению с прочностью аналогичных соединений, подвергнутых только высокотемпературному нагреву по такому же температурно-временному режиму, повышается за счет дробления про-

слойки на отдельные осколки. Причем такой процесс возможен только при соответствующих условиях прокатки, так как по данным [8], зависимость твердости и хрупкости интерметаллидов от температуры выражается кривыми с максимумом при 0,5-0,7 от их температур плавления. Для композиции титан-сталь это соответствует прокатке при 700-920 °С (0,5-0,7 от температуры плавления интерметаллидов TiFe – 1317 °С и TiFe₂ – 1427 °С). «Ножницы» между зависимостями твердости интерметаллидных фаз и окружающего их металла от температуры вызывают неравномерность деформации системы металл-прослойка при прокатке, дробление и растекание прослойки с деформирующимся металлом и образование новых связей между абсолютно чистыми поверхностями титана и стали, вступающими в контакт между осколками прослойки. Энергетические условия образования связей обеспечиваются за счет тепловой и механической активации при прокатке. Если после прокатки на участках вновь образовавшихся связей не появятся и не разрастутся в сплошную прослойку новые зародыши интерметаллидных фаз, соединение слоев в биметалле будет обладать высокой прочно-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р поволжье а.

стью. Для возникновения зародышей новых интерметаллидных фаз, также как и для образования любого нового вещества путем химической реакции, необходим определенный температурно-временной инкубационный период. Если создать температурно-временные условия прокатки и последующего охлаждения, вписывающиеся в этот период, то сваренная взрывом композиция титан-сталь должна сохранить высокую прочность соединения слоев.

Изложенные представления о необходимых условиях прокатки, обеспечивающих получение качественного титано-стального листового проката, были подтверждены с помощью опытов, результаты которых изложены ниже. Двухслойные композиты титан BT1-0 + сталь Ст3 получали сваркой взрывом на оптимальном режиме (скорость детонации $V_{\kappa} = 2200-2300$ м/с, скорость соударения слоев биметалла $V_c = 480-520$ м/с), обеспечивающем прочность соединения слоев в 380–450 МПа и микротвердость у границы раздела 1800– 3100 МПа для стали и 2200–2500 МПа для титана (таблица). Образцы имели клиновидную форму, что позволило после прокатки реализовать плавное изменение величины обжатия титана по длине заготовки. Прокатку осуществляли с суммарным обжатием за 8 пропусков концевой части заготовки до 80 % с нагревом заготовок до температур 720–730 и 820–840 °С.

Состояние материала	Микротвердости	Микротвердость		
Состояние материала	Феррита	Перлита	титана ВТ1-0, ГПа	
После сварки	1,8–2,2	2,8–3,1	2,2–2,5	
Отжиг 700 °С, 0,5 ч	1,6–1,7	2,6–2,7	1,8–2,0	
Отжиг 800 °С, 0,5 ч	1,5–1,6	2,4–2,5	1,8–2,0	
Прокатка 700 °С	2,0-	1,8–2,2		
Прокатка 800 °C	2,1-	1,8–2,5		

Зависимость твердости у границы раздела биметалла ВТ1-0+Ст3 от температуры отжига и прокатки

Выбор температуры прокатки осуществляли в соответствии с соображениями, изложенными выше, и данными, приведенными в работе [1], анализ которых свидетельствует о нецелесообразности осуществления процесса прокатки биметалла при температуре, превышающей 800 °C, из-за низких прочностных свойств последнего, связанных с интенсивным развитием диффузионных процессов, протекающих в процессе нагрева металлов перед прокаткой. Нагрев биметалла до температуры $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения в титане нежелателен еще по трем причинам. Коэффициент линейного расширения титана при 900-100 °C в 2,5 раза меньше, чем у стали, а полиморфное превращение сопровождается изменением пластичности титана и уменьшением его объема на 5,5 % [9].

После горячей прокатки на границе раздела были обнаружены отдельные рассредоточенные осколки (до ≈ 5 %) интерметаллидных включений. Микротвердость стального и титанового слоя, независимо от степени обжатия, после прокатки при температуре 700 °C составляла 1800–2200 МПа, при 800 °C она была равна 2100–3000 МПа и 1800–2500 МПа соответственно. Прочность соединения на отрыв слоев после прокатки при температуре 700 °C колебалась в пределах 350–380 МПа, при 800 °С – в пределах 330–370 МПа. Произведенная по результатам гибовых испытаний оценка деформационной способности прокатанных образцов показала, что при загибе на 180° в сторону титана образцы сохраняли высокую пластичность и не разрушались (под деформационной способностью понималось отсутствие трещин и расслоений на границе сваренных слоев).

В образцах, не подвергаемых прокатке, нагрев в течение часа (что соответствовало длительности процесса прокатки) до 700 °С приводил к падению прочности до 300 МПа, а нагрев до 800 °С вызывал расслоение образцов с хрупким разрушением по границе раздела за счет образования интерметаллидов.

Металлографические исследования биметаллов после прокатки показали, что в обоих случаях наблюдалась некоторая неравномерность деформации титановых и стальных слоев (рис. 1). Однако расслоений по межслойным границам или разрушений образцов, прокатанных при температуре 700 (800) °C с обжатием до 80 % включительно, не наблюдалось. Установлено, что различие в исходных прочностных характеристиках слоев приводит к нарушению соотношений толщин слоев в результате деформации при малых степенях обжатия композита в целом. Так, например, при степени $\varepsilon_{\rm KM} = 55$ %, обжатие титана и стали составляло соответственно 44 и 64 %. Увеличение обжатия до 72 % привело к практически равномерной деформации как стального, так и титанового слоев.



Рис. 1. Поперечная деформация титановых и стальных слоев при прокатке (1, 3 – 700 °C, 2, 4 – 800 °C) с различными степенями обжатия: 1, 2 – Ст.3; 3, 4 –ВТ1-0

Различие в механических свойствах биметалла, сваренного взрывом и прокатанного по двум режимам, обусловлено тем, что во втором случае сталь СтЗ обезуглероживается на глубину 0,15–0,2 мм (рис. 2), а в титане в дополнение к интерметаллидам образуются карбиды, способствующие охрупчиванию соединения.

Для проведения испытаний на растяжение из прокатанного биметалла были изготовлены образцы толщиной 1,5 мм и шириной 4 мм таким образом, чтобы продольная ось образца была перпендикулярна направлению прокатки. При этом верхний слой образца полировали, а затем наносили центральную реперную линию с помощью приспособления, имеющего форму индентора для ПМТ-3, в котором алмазный наконечник заменен стальным резцом. Далее на нее с помощью индентора микротвердомера ПМТ-3 наносили реперные точки с интервалом 1 мм на базовой длине 5–10 мм.

Металлографический анализ образцов после испытаний показал, что кинетика деформации и разрушения при растяжении биметалли ческих соединений характеризуется следующими особенностями. Если на границе раздела слоев отсутствуют включения интерметаллидов, то первоначально преимущественная деформация реализуется, как правило, на какомто одном участке, претерпевшем максимальную деформацию. С повышением нагрузки наблюдается расширение зоны деформации и снижение ее интенсивности на первоначальном участке. Такая неравномерность наблюдается вплоть до разрушения образца.

Если же на границе раздела присутствуют рассредоточенные включения интерметаллидных фаз, то уже при растяжении биметалла на 0,7 % в этих включениях появляются отдельные поперечные трещины (рис. 3). Увеличение деформации до 1,5 % приводит к их раскрытию и появлению новых произвольно ориентированных трещин. При деформации 4 % интерметаллидное включение полностью разрушается и частичное выкрашивается. Следует, однако, отметить, что описанный процесс имеет локальный характер. Он развивается только в объеме включения (поскольку при выходе трещин на границу с титаном или сталью происходит их торможение и в основной металл они не распространяются) и не влияет на формирование шейки в образце и последующее разрушение биметаллического соединения, при напряжении 430-440 МПа.



Рис. 2. Микроструктура биметалла титан ВТ1-0 + сталь Ст3 после прокатки при 700 (a) и 800 °С (б) с обжатием 50 %. x200



Рис. 3. Структура зоны соединения ВТ1-0+Ст3 после растяжения

Выводы

1. Горячая прокатка приводит к неравномерной послойной деформации сваренного взрывом биметалла ВТ1-0+Ст3, степень которой зависит от величины его общего высотного обжатия.

2. Горячая прокатка биметалла не повышает прочность соединения, так как последняя определяется только интенсивностью протекания диффузионных процессов в зоне соединения. Технологические параметры горячей прокатки следует назначать таким образом, чтобы они не выходили за рамки температурно-временных условий образования интерметаллидов на межслойной границе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, В. А. Коротеев. – М.: Машиностроение, 1978. – 168 с.

2. Сидоров, И. И. Биметалл титан-сталь, полученный сваркой взрывом, и его применение / И. И. Сидоров, А. М. Тынтарев, Э. Ф. Кирилин // Вопросы материаловедения. – 1999. – № 3. – С. 276–292.

З. *Трыков, Ю. П.* Свойства и работоспособность слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун : монография / ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.

4. *Кобелев, А. Г.* Производство металлических слоистых композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, А. А. Быков, В. П. Востриков. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 496 с.

5. *Крупин, А. В.* Деформация металлов взрывом / А. В. Крупин, В. Я. Соловьев, Н. И. Шефтель, А. Г. Кобелев. – М.: Металлургия, 1975. – 616 с.

6. *Кобелев, А. Г.* Технология слоистых металлов / А. Г. Кобелев, И. Н. Потапов, Е. В. Кузнецов. – М.: Металлургия, 1991. – 248 с.

7. Седых, В. С. Сварка взрывом и свойства сварных соединений / В. С. Седых, Н. Н. Казак. – М.: Машиностроение, 1971. – 72 с.

8. Савицкий, Е. М. Новые металлы и сплавы / Е. М. Савицкий. – М.: Знание. 1967. – 250 с.

9. Еременко, В. Н. Титан и его сплавы / В. Н. Еременко. – Киев: Изд. АН УССР, 1960. – 500 с.
УДК 621.791:621.771

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние прокатки при различных степенях обжатия и деформации изгиба на характер изменения тонкой структуры и микромеханических свойств магниево-алюминиевого композиционного материала АД1–МА2-0, сваренного взрывом. Установлено, что в процессе прокатки и изгиба композиционного материала можно наблюдать зоны разупрочнения при определенных степенях пластической деформации; показана связь микромеханических характеристик с изменениями физического уширения рентгеновских отражений, микронапряжениями и размерами блоков мозаики.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционный материал, прокатка, деформация изгиба, околошовные зоны, микротвердость, физическое уширение, микронапряжения, блоки мозаики.

The effect of rolling at different degrees of compression and bending strain on the behavior of the fine structure and micromechanical properties of magnesium-aluminum composite material AD1–MA2-0, welded by explosion. Found that in the process of rolling and bending of the composite material with the certain deformation degrees can be observed areas of softening, the relationship of micro-mechanical properties with changes in the physical broadening of x-ray reflections, microstresses and the size of mosaic blocks were shown.

Kevwords: explosion welding, composite material, rolling, bending deformation, heat-affected zone, the physical broadening, microstresses, mosaic blocks.

Различные стадии технологического процесса изготовления деталей и узлов из композиционных материалов (КМ), полученных сваркой взрывом (СВ), сопровождаются операциями пластического деформирования (правка, гибка, прокатка и т. д.), а их работа под нагрузкой сопряжена с возникновением упругих и пластических деформаций. Поэтому необходимо учитывать влияние пластических деформаций на структуру и свойства КМ при расчете и проектировании конструкционных деталей и узлов [1-3]. В [4] было исследовано влияние пластической деформации на структуру и свойства биметалла титан BT1-0-сталь12X18H10T и триметалла АМг6-АД1-ВТ1-0. Установлено, что после СВ и последующего деформирования композитов исследуемых образцов на расстоянии 0,2-0,5 мм при степени деформации до 7 % возникает зона существенного разупрочнения, в которой наблюдается увеличение областей когерентного рассеяния до 100 нм и уменьшение относительной деформации кристаллической решетки до 0,18.10-3, что подтверждает возможность перераспределения и исчезновение дислокаций, приводящих к «разгрузке» материала в этой зоне.

Материалы и методика исследования

В данной работе исследовался магниевоалюминиевый КМ АД1–МА2-0, полученный СВ, после различных видов пластического деформирования: прокатки и изгиба.

Прокатку предварительно нагретых до температуры 320 °С заготовок АД1–МА2-0 осуществляли на прокатном стане «ДУО» (диаметр валков 130 мм) без натяжения и правки. Степень обжатия за один проход составляла около 5 % (0,3–0,4 мм). Деформацию изгибом осуществляли по методике, описанной в работе [5].

Распределение микротвердости в поперечном сечении КМ определяли в зависимости от удаления границы раздела с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н. Характеристики тонкой структуры исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа. Методика эксперимента предусматривала рентгеновскую съемку профилей дифракционных линий (200) и (400) алюминия, (100) и (200) магния на аппарате ДРОН-3. Расчет относительной деформации решетки (є) и размера областей когерентного рассеяния (ОКР) – блоков мозаики проводили по методу аппроксимации [6].

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования показали, что при прокатке с повышением степени обжатия синусоидальная волнообразная форма границы соединения после CB (рис. 1, *a*) сглаживается за счет уменьшения шага и амплитуды волн (рис. 1, δ , *в*). Экспериментально установлено, что после CB и прокатки при степенях обжатия 10 и 40 % интерметаллидные включения на границах раздела АД1 с МА2-0 отсутствуют.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р поволжье а.



Рис. 1. Микроструктуры КМ АД1–МА2-0: *а* – после сварки взрывом; *б*, *в* – после прокатки при обжатии 10 и 40 % соответственно. ×200

После СВ (рис. 2) максимальное упрочнение магния и алюминия наблюдается в околошовной зоне (ОШЗ). Твердость алюминия достигает 500 МПа, а сплава МА2-0–950 МПа. После прокатки при обжатии 40 % вблизи границы соединения (0,2–0,3 мм) проявляется эффект локального разупрочнения, микротвердость магния снижается до 400 МПа, а в алюминиевых слоях до 220 МПа. Данный эффект, как и в [4], обусловлен перераспределением дислокационной структуры по определенным плоскостям скольжения кристаллической решетки [6]. Больший эффект разупрочнения наблюдается в магнии, имеющем меньшую температуру плавления, чем у алюминия.

Распределение микротвердости коррелирует с изменением физического уширения рентгеновских линий (111) и (222) у АД1, (002) и (004) у МА2-0 (рис. 3).

Исследования показали, что на уширение линий в ОШЗ КМ помимо микронапряжений влияние оказывает измельчение блоков мозаики.







1 – после СВ; 2, 3 – после прокатки со степенью обжатия 10 и 40 % соответственно



Рис. 3. Изменение физического уширения линий в поперечном сечении композита: $a - (111) \text{ AД1}, (002) \text{ MA2-0}, \delta - (222) \text{ AД1}, (004) \text{ MA2-0}; 1- после сварки взрывом; 2 – после прокатки с обжатием 10 %, 3 – после прокатки с обжатием 40 %.$

соединения увеличиваются до 2,8·10⁻³. Размер ОКР уменьшается до 500 Å по АД1, в приграничной зоне немного увеличивается до 650 Å. Увеличение степени обжатия ($\varepsilon = 40$ %) приводит к увеличению уровня структурных искажений до 2·10⁻³ по основному слою АД1, а на расстоянии 0,25 мм от границы соединения уменьшается до 1,5·10⁻³. При этом размер блоков мозаики по основному сечению алюминиевого слоя составляет 800 Å, а на расстоянии 0,05 мм от зоны соединения дробятся до 400 Å.

Микронапряжения по магниевому слою остаются на низком уровне $(0,5-1,5)\cdot 10^{-3}$, а физические уширения связаны только с дроблением ОКР. Так, при прокатке со степенью обжатия 40% размер блоков мозаики на границе соеди

нения магниево-алюминиевого композита составляет 300 Å.

Распределение деформаций в слоях композита после изгиба в исследуемых сечениях показано на рис. 4. В АД1 действуют только растягивающие напряжения, а в магниевом сплаве МА2-0, через который проходит нейтральная линия, образуются сжимающие напряжения.

Послойные деформации преимущественно локализованы в области протяженностью около 20 мм вблизи места приложения нагрузки, а характер соответствующих кривых практически симметричен относительно максимума деформации. Максимальные значения деформации б внешних слоев алюминия АД1 и магниевого сплава МА2-0 составили 12 и 14 % соответственно (участок 11).



Рис. 4. Распределение послойных деформаций в биметалле АД1-МА2-0 после изгиба



Рис. 5. Микроструктуры КМ АД1–МА2-0 на различных участках изогнутого образца, где *а*, *б*, *в* и *г* – вид ОШЗ на участках 4, 9, 11–12 и 17 соответственно

Микроструктурный анализ ОШЗ КМ АД1-МА2-0 после изгиба показал, что волновой профиль границы соединения претерпевает изменения, растяжение приводит к изменению формы волновых завихрений (рис. 5).

Анализ распределения микротвердости в ОШЗ алюминия АД1 и магниевого сплава МА2-0 показал, что в непосредственной близости от границы (0,1 мм) на всех участках с различной степенью пластической деформации наблюдается локальное разупрочнение. На участках 10–12 разупрочнение ОШЗ алюминия шириной до 100 мкм достигает 550 МПа, а магния – 600 МПа.

Установлено, что распределение физических уширений линий (β) КМ АД1–МА2-0 после свар-



Рис. 6. Характер изменения микротвердости слоев магниево-алюминиевого композита на участках 10–15



Рис. 7. Зависимость значений физических уширений КМ АД1-МА2-0 от расстояния до зоны соединения после СВ и изгиба

ки и последующего изгиба коррелирует с изменением микротвердости (рис. 7). Так, при степенях деформации до 5 % Воод, В222 АД1 и β₀₀₂, β₁₁₁ MA2-0 уменьшаются, что связано с дислокационных протеканием реакций И частичной аннигиляцией дислокаций. Больший градиент значений наблюдается в ОШЗ АД1. Упругая деформация решетки уменьшается на 20 %, размер блоков мозаики увеличивается с 750 до 910 Å. Увеличение степени деформации до 14 % приводит к росту В, то есть увеличивается плотность дислокаций, происходит развитие блочной структуры (размер блоков мозаики достигает 680 Å), что в свою очередь приводит к возникновению большого уровня упругой деформации решетки. Кроме того, в ОШЗ (до 200 мкм) поведение β-линий носит сложный характер, который связан с определенной перестройкой атомных слоев.

Выводы

1. При теплой прокатке и изгибе алюминиево-магниевого композита, полученного сваркой взрывом, наблюдаются зоны разупрочнения в околошовных слоях. Прокатка со степенью деформации 40 % приводит к наибольшему уменьшению твердости в слое магния на расстоянии до 0,3 мм от зоны соединения, а при изгибе с деформацией до 5–7 % эффект более ярко выражен в ОШЗ алюминия АД1. Повидимому, эффект локального разупрочнения при пластическом деформировании сваренных взрывом композитов является характерным для большого числа материалов.

2. Разупрочнение в ОШЗ коррелирует с характеристиками тонкой структуры: уменьшением физического уширения рентгеновских линий, релаксацией микронапряжений, укрупнением блоков мозаики.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. *Трыков, Ю. П.* Свойства и работоспособность слоистых композитов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун; ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.

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

4. Влияние пластической деформации на структуру

и свойства слоистых композиционных материалов / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, Д. Н. Гурулев, С. А. Волобуев // Сварочное производство. – 2002. – С. 14–17.

5. Влияние деформации изгиба и последующей термической обработки на характер упрочнения магниевоалюминиевого композита / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, Д. С. Самарский // Технология металлов. – 2008. – С. 36–44.

 Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев: учеб. пособие для вузов. – 4-е изд. доп. и перераб. – М.: МИСИС, 2002. – 360 с.

УДК 620.1.08

Д. В. Проничев, Ю. П. Трыков, М. Д. Трунов ПРИМЕНЕНИЕ ТОКОВИХРЕВОГО МЕТОДА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ УДЕЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ СЛОИСТЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследованы электрофизические свойства диффузионных зон слоистого композита АД1+М1. Показана возможность применения токовихревого метода для исследования и диагностики слоистых интерметаллидных композитов. Установлено, что электрофизические свойства диффузионных интерметаллидных прослоек в слоистых композитах значительно отличаются от свойств основных металлов.

Ключевые слова: слоистые композиты, диффузионная прослойка, электропроводность.

In this paper electro-physical properties of the diffusion layers in Al–Cu composite are investigated. The eddycurrent method is used to explore electro-physical properties of the composites. It is founded that, electro-physical properties of the diffusion layers differ from ones in Al and Cu.

Keywords: layer composites, the diffusion layer, electrical conductivity.

Расширение знаний о свойствах интерметаллидных композиционных материалов позволяет находить все больше областей их возможного применения, более точно определять их конструкцию, оптимизировать процессы получения.

Электропроводность является одной из фундаментальных характеристик материала и зависит от его природы, структурного состояния, условий эксплуатации. В то же время точное определение электрической проводимости металлов - задача достаточно сложная, особенно применительно к композитам, имеющим большую степень структурной неоднородности. С этой точки зрения наиболее перспективен метод вихревых токов, который основан на регистрации изменения электромагнитного поля возбуждающей катушки в контролируемом объекте под действием электромагнитного поля вихревых токов, наводимых этой катушкой. Интенсивность и распределение этого изменения зависит от его геометрических, электромагнитных (и связанных с ними) параметров,

от взаимного положения измерительного преобразователя (ИП) и объекта контроля. Так как вихревые токи могут возбуждаться в электропроводящих материалах, этот метод контроля может быть использован для любых металлов, сплавов и композиционных материалов на их основе [1].

Существенным недостатком этого метода является малая толщина контролируемого слоя, не превышающая обычно нескольких миллиметров.

Задачей данного исследования было изучение возможности применения токовихревых измерителей электропроводности для изучения свойств и диагностики слоистых интерметаллидных композитов.

Для этого сваркой взрывом был получен композиционный материал алюминий-медь (АД1+М1) с толщинами слоев 5,5 и 6,5 мм. Режимы сварки взрывом обеспечили качественное соединение слоев без непроваров и оплавов. Зафиксировано наличие зоны максимального упрочнения толщиной 130 мкм, твердость в ней составила 1,7 и 0,7 ГПа для меди и алюминия соответственно.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р поволжье а.

Поскольку начальные толщины слоев достаточно велики для того, чтобы пробить их вихревым полем, то измерение проводилось на образце, который последовательно стачивался с тем, чтобы вовлекать в область действия магнитного поля новые зоны слоистого материала. Эксперимент проводился на образцах двух типов – на образцах первого типа последовательно стачивался слой меди, на вторых – алюминия (рис. 1).



Рис. 1. Схема послойного стачивания образцов биметалла АД1–М1: *а* – образец 1-го типа, *б* – образец 2-го типа

Измерения проводились с шагом от 0,05 до 0,5 мм, в результате получали распределение удельной электропроводности по толщине композиционного материала (рис. 2).



Рис. 2. Распределение электропроводности в околошовной зоне биметалла алюминий-медь после сварки взрывом: I – алюминий, II –медь

Как видно, в отсутствие каких-либо диффузионных зон на границе соединения основных слоев слоистого композита электропроводность изменяется по закону, близкому к правилу смеси – от 34 МСм/м для чистого алюминия, постепенно увеличиваясь с приближением к медному слою до 59 МСм/м. Таким образом, зона максимального упрочнения, возникшая при сварке взрывом, практически не оказывает влияния на электропроводность композита, полученного по оптимальной технологии и не имеющего дефектов.

Формирование интерметаллидных прослоек на границе соединения при диффузионном отжиге слоистых композитов значительно изменяет их структуру и свойства, однако активно ведущиеся исследования этих материалов не отвечают на вопрос о влиянии новых слоев на электропроводность или сопротивление композита.



Рис. 3. Микроструктура композита Cu-Al после TO при 530 °C в течение 30 часов (×200)



Рис. 4. Распределение микротвердости в биметалле Cu-Al после ТО при 530 °С в течение 30 часов

Поэтому для получения интерметаллидного композита образцы биметалла АД1+М1 были подвергнуты термической обработке при 530 °C в течение 30 часов. Это позволило сформировать интерметаллидную прослойку толщиной 160 мкм и твердостью до 6,5 ГПа (рис. 3, 4). В дальнейшем на этих образцах методом послойного стачивания было построено распределение удельной электропроводности (рис. 5).

Как видно, образовавшийся слой интерметаллидов, существенно изменил характер распределения удельной проводимости по сравнению с материалом в состоянии после сварки взрывом. Удельная электропроводность интерметаллидной зоны оказалась на уровне 21– 23 МСм/м, что в 1,5 и 2,7 раза меньше, чем у алюминия и меди соответственно. При этом следует учитывать, что магнитное поле пробивает прослойки на всю толщину и вовлекает в измерение одновременно и основные слои, что позволяет говорить о том, что полученный результат имеет оценочный характер, и реальная проводимость интерметаллидов может быть значительно ниже.

Это подтверждается данными по измерению теплопроводности интерметаллидной прослойки в биметалле алюминий-медь, которая



Рис. 5. Распределение электропроводности в околошовной зоне интерметаллидного композита алюминий-медь после отжига при 530 °С в течение 30 часов:

I – алюминий, II – диффузионная прослойка, III – медь

УДК 621.7-97

также значительно ниже, чем теплопроводность алюминия и меди (в 6 и 10 раз соответственно) [2,3].

Таким образом, в работе нашло экспериментальное подтверждение предположение о том, что электрофизические свойства диффузионных интерметаллидных прослоек в слоистых композитах значительно отличаются от свойств основных металлов, что необходимо учитывать при проектировании деталей электротехнического оборудования. Кроме того показано, что токовихревой метод может быть использован для диагностики слоистых металлических и интерметаллидных композитов. Совершенствование применения токовихревого метода позволит более точно определять электропроводность, как композитов, так и диффузионных прослоек.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рудаков, В. Н. Вихретоковые методы и приборы неразрушающего контроля : учеб. пособие / В. Н. Рудаков; Санкт-Петербург, гос. электротехн. ун-т им. В. И. Ульянова (Ленина). – СПб.: СПбГЭТУ, 1992. – 71 с.

2. *Трыков, Ю. П.* Теплопроводность медно-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, А. В. Волчков // Технология материалов. – 2007. – № 7. – С. 31–35.

3. *Гуревич, Л. М.* Теплопроводность слоистых титаноалюминиевых интерметаллидных композитов / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев // Тепловые процессы в технике. – 2010. – № 1. – С. 32–36.

Д. В. Проничев, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, М. Д. Трунов ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОСЛОЕК, ПОЛУЧЕННЫХ В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТЕ АЛЮМИНИЙ–МЕДЬ В ЖИДКОЙ ФАЗЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследован фазовый состав, микромеханические свойства диффузионных прослоек в слоистом композите АД1+М1, полученных в жидкой фазе, определены их коэффициенты теплопроводности. Установлено, что такие прослойки имеют более высокие теплофизические свойства, чем в случае твердофазной диффузии. *Ключевые слова*: слоистые композиты, фазовый состав, диффузионная прослойка, теплопроводность.

In this paper the phase composition, micromechanical properties of the diffusion layers in Al–Cu composite are investigated. The diffusion layers are obtained in liquid phase. Heat conductivity coefficient of the diffusion layers is identified. It is founded that, such diffusion layers have higher thermal properties, than obtained in solid phase ones. *Keywords:* layer composites, phase composition, the diffusion layer, heat conductivity.

Исследования теплофизических свойств слоистых интерметаллидных композитов пока-

зали, что интерметаллидные прослойки, образующиеся при отжиге, имеют теплопроводность значительно меньшую, чем основные металлы. Для различных систем эта разница находится в пределах от нескольких десятков про-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р_поволжье_а.

центов до 10 раз [1-5]. В то же время влияние таких прослоек на теплопроводность композита в целом незначительно по причине их небольшой объемной доли по сравнению с основными металлами. Для повышения доли интерметаллидов предложено создавать многослойные системы [1,3]. Такие материалы были созданы и исследованы: влияние диффузионных прослоек на их свойства, как и предполагалось, оказалось значительно выше [1]. Однако процесс создания многослойных интерметаллидных композитов с помощью комплексных технологий, включающих сварку взрывом, прокатку и диффузионную термическую обработку, достаточно сложен и затратен, поэтому поиск способов повышения доли диффузионных прослоек был продолжен.

Одним из методов интенсификации диффузионных процессов на границе соединения является переход к жидкой фазе, образующейся при контактном плавлении. Это возможно, когда в системе образуется эвтектическая смесь, всегда имеющая низкую температуру плавления. В системе алюминий–медь такая смесь образуется при температуре 548 °C, что определяет возможность проведения термической обработки, сопровождающейся контактным расплавлением на границе раздела биметалла.

Для исследования сваркой взрывом на оптимальных параметрах, обеспечивающих прочное соединение слоев и отсутствие оплавов и непроваров на границе соединения, был получен композит АД1+М1. Структурная неоднородность, возникающая при сварке взрывом, проявилась в образовании зоны максимального упрочнения толщиной 50 и 30 мкм в меди и алюминии, ее твердость составила 1,23 и 0,5 ГПа соответственно (рис. 1).



Образцы из сваренного взрывом биметалла подвергали диффузионному отжигу при температуре 570 °C, что обеспечивало интенсивную диффузию на границе соединения в образовавшейся в результате контактного плавления жидкой фазы.



Рис. 2. Микроструктура двухслойного композита Cu–Al после ТО при 570 °С в течение 0,25 часа, ×500



Рис. 3. Распределение микротвердости в биметалле Cu-Al после ТО при 570 °C в течение 0,25 часа

Установлено, что при выдержке 0,25 ч в структуре композита формируются две диффузионные зоны: тонкая прослойка со стороны меди, толщиной 10 мкм с твердостью до 2,9 ГПа и зона дендритов со стороны алюминия толщиной 960 мкм и твердостью 1,75 ГПа (рис. 2, 3).

При увеличении времени выдержки до 0,5– 2,0 часов продолжался рост диффузионной прослойки, которая имела неоднородную структуру и состояла из двух зон (рис. 4): тонкой прослойки на границе с медью твердостью 7,85 ГПа и зоны взаимодействия в жидкой фазе, в которой наблюдалось большое количество дендритов, с меньшей твердостью – 1,75 ГПа.



Рис. 4. Микроструктура двухслойного композита Cu–Al после ТО при 570 °C в течение 2 часов, ×50

При этом толщина первой зоны не превышала 31 мкм, а второй зоны достигала 5900 мкм за счет сквозной диффузии на всю глубину слоя алюминия.

Таким образом, рост диффузионной прослойки при контактном плавлении происходит значительно быстрее, чем при диффузии в твердой фазе (рис. 5), толщина диффузионной зоны после 2-часового нагрева может достигать нескольких миллиметров, в то время, как при обычном отжиге без расплавления удавалось выращивать прослойки не более 160 мкм после 30-часовой обработки.

Исследование теплопроводности проводилось после сварки взрывом и диффузионного отжига, измерения проводились на компьютерном измерителе теплопроводности КИТ-02ц «Теплофон», теплопроводность диффузионных прослоек вычислялась по правилу аддитивности:

$$\lambda_{\Pi II} = \frac{\delta_{\Pi II}}{\frac{\sum \delta}{\lambda_{CKM}} - \frac{\delta_{Cu}}{\lambda_{Cu}} - \frac{\delta_{AI}}{\lambda_{AI}}},$$
 (1)

где λ_{CKM} , λ_{Cu} , λ_{AI} , $\lambda_{Д\Pi}$ – коэффициент теплопроводности композита, меди, алюминия, диффу-

зионной прослойки; δ_{Cu} , δ_{Al} , δ_{Π} – толщина меди, алюминия, диффузионной прослойки.



Рис. 5. Зависимость толщины диффузионной зоны от времени отжига при t = 570 °C (1) и 530 °C (2)

Полученные экспериментальные и расчетные данные приведены на диаграмме (рис. 6). Установлено, что коэффициент теплопроводности диффузионных прослоек, полученных в жидкой фазе, оказался на уровне 90–115 Вт/(м·К) (рис. 6, поз. 8–9), что в 2 и 3,5 меньше, чем у основных металлов – алюминия и меди, соответственно. В то же время эти значения существенно (в 3,5–4 раза) превосходят теплопроводность прослоек, полученных в твердой фазе [1] (рис. 6, поз. 12–14). Такие значительные различия в свойствах прослоек могут объясняться только разницей в фазовом составе.

Поэтому на дифрактометре ДРОН-3 был проведен качественный рентгеноструктурный анализ диффузионной прослойки, полученной при температуре 570 °С и времени выдержки 2 часа. Съемка велась послойно со стороны алюминия на расстояниях 5,9; 2,4; 0,3; 0,2 и 0,08 мм от границы с медью в результате чего установлено наличие следующих фаз: Al, Cu, CuA1₂, CuAl, Cu₃A1, Cu₉A₁₄ (см. таблицу).

Как видно, данные качественного рентгеноструктурного анализа показывают наличие в диффузионной прослойке, полученной контактным плавлением, тех же фаз, что и в случае обычного диффузионного отжига, следовательно, не позволяют объяснить разницу в коэффициентах теплопроводности прослоек, полученных в жидкой и твердой фазе. Очевидно, что для ответа на этот вопрос требуется проведение количественного рентгеноструктурного анализа.



Рис. 6. Теплопроводность КМ Си-Аl:

1 – медь; 2 – алюминий; 3, 4, 5, 6, 7 – КМ после СВ и отжига при t = 570 °C, в течение 0,25, 0,5, 1, 2 ч, соответственно; 8, 9, 10, 11 – диффузионная прослойка после отжига при t = 570 °C, в течение 0,25, 0,5, 1, 2 ч, соответственно; 12, 13, 14 – диффузионная прослойка после отжига при t = 500°C – 3 ч, t = 500 °C – 20 ч, t = 530 °C – 4 ч, соответственно

Фазовый состав диффузионной прослойки в КМ Cu-Al (t = 570 °C, 2 часа)

Фазы	Удаление от поверхности образца				
	С торца Al	2,4 мм до зоны	0,3 мм до зоны	0,2 мм до зоны	0,08 мм до зоны
Al	Установлено	Установлено	Установлено	Установлено	Установлено
Cu					
CuAl ₂					
CuAl					
Cu ₃ Al	Не установлено				
Cu ₉ Al ₄		Не установлено	Вероятно, есть	Вероятно, есть	Вероятно, есть

Таким образом, проведенные исследования показали, что контактное плавление можно использовать для ускорения диффузионных процессов на границе соединения в слоистых интерметаллидных композитах. В то же время свойства прослоек, полученных в твердой и жидкой фазах, значительно отличаются, что накладывает ограничения на возможности регулирования теплофизических свойств в таких системах, создание многослойных материалов по-прежнему представляется более перспективным методом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Теплопроводность медно-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, А. В. Волчков // Технология материалов. – 2007. – № 7. – С. 31–35.

2. *Гуревич, Л. М.* Теплопроводность слоистых титаноалюминиевых интерметаллидных композитов / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев // Тепловые процессы в технике. – 2010. – № 1. – С. 32–36.

3. Проничев, Д. В. Исследование теплопроводности слоистых металлических композитов / Д. В. Проничев, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – С. 34–36.

4. *Trykov, Y. P.* Thermal conductivity of laminar metallic and intermetallic titanium-steel composites / Y. P. Trykov, L. M. Gurevich, D. V. Pronichev, O. V. Slautin, A. I. Bog-danov // Steel in Translation. – 2009. – T. 39. – \mathbb{N} 11. – P. 969–972.

УДК 621.791:621.771

Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев, И. Г. Козлов, А. Е. Кондаков ВЛИЯНИЕ НЕПОЛНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА ТРАНСФОРМАЦИЮ ОПЛАВОВ В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Показано, что неполная горячая прокатка с различными величинами обжатия не приводила к образованию недопустимых дефектов (микро- и макротрещин) на участках границы соединения сваренного взрывом титано-алюминиевого композита с большой протяженностью оплавов и высоким содержанием в них интерметаллидов.

Ключевые слова: титан, алюминий, прокатка, сварка взрывом, слоистый композит, оплавленный металл, микротвердость. интерметаллид, температурная обработка.

It is shown that for incomplete hot rolling with different values of squeezing does not lead to the formation of invalid defects(micro-and macrocracks) on the border areas of explosive compounds brewed titanium-aluminum composite with long melted and the high content of intermetallic compounds.

Keywords: titanium, aluminium, rolling, explosive welding, layered composite, melted metal, microhardness, intermetallic, heat treatment.

Практическая актуальность титано-алюминиевых композитов обусловливает необходимость систематического изучения закономерностей формирования структурной, механической и физической неоднородности на различных стадиях процесса его изготовления. Информация о предельной деформационной способности титано-алюминиевого КМ при прокатке необходима для разработки новых технологий получения конкретных деталей и оптимизации существующих с целью с повышения эксплуатационных свойств изделий.

Целью работы являлось исследование влияния неполной горячей прокатки на трансформацию структурно-механической неоднородности вблизи линии соединения титано-алюминиевого композита, сваренного взрывом, с различными значениями кинетической энергии, затраченной на пластическую деформацию поверхностных слоев металла (W_2).

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на сваренном взрывом по угловой схеме биметалле титан ВТ1-0 + алюминий АД1 с толщинами слоев 7,0 и 7,5 мм соответственно (высота заряда ВВ из смеси 50 % аммонита № 6ЖВ и 50 % кварцевого песка – 55 мм). Варьирование технологического зазора между пластинами от 2 мм до 16 мм привело к изменению по длине пластины скорости соударения от 435 до 586 м/с и энергии W₂ от 1,2 до 2,5 МДж/м². Сваренные образцы прокатывали на стане «дуо» без натяжения и правки при температуре 430 °C, обеспечивающей протекание рекристаллизационных процессов алюминия АД1 и недостаточной для полной рекристаллизации титана BT1-0. Металлографические исследования выполняли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus» ВХ-61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12 (увеличения ×50 – ×1000), параметры структуры измеряли при обработке цифровых изображений, используя пакет программ «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System Gmbh. Испытание на микротвердость по методу восстановленного отпечатка (ГОСТ 9450-76) вдавливанием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием проводили на приборе ПМТ-3М под нагрузками 0,1-0,5 Н.

Результаты и их обсуждение

В слоистых композитах, полученных сваркой взрывом (СВ) при относительно невысоких значениях W₂, оплавы, твердость которых незначительно превышала твердость чистого алюминия, имели гетерогенную структуру, представляющую смесь твердого раствора на основе алюминия и включений интерметаллидной фазы (рис. 1). С возрастанием W_2 наблюдалось увеличение площади оплавов, содержания частиц интерметаллидов в них и одновременно появление крупных участков оплавленного металла с практически однородной структурой. Приближение кинетической энергии W₂ к максимальным значениям (2,3 МДж/м²) приводило формированию практически гомогенной к сплошной интерметаллидной прослойки [1, 2].

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р поволжье а.



Рис. 1. Микроструктуры зоны соединения (×500) ВТ1-0 + АД1 (титан снизу) при различных значениях W_2 : $a - 1,20 \text{ МДж/м}^2; \delta - 2,30 \text{ МДж/м}^2$

Неполной горячей прокатке (температура 430–440 °C) с величинами обжатия ε_{Σ} =5 и 20 % подвергали сваренный взрывом на режимах, близких к верхней границе свариваемости, биметалл титан ВТ1-0+алюминий АД1 с различными протяженностью и площадью оплавленных участков на границе соединения и, следовательно, с изменяющейся склонностью к образованию трещин при деформировании.

Металлографические исследования показали, что в процессе прокатки с обеими величинами обжатия не происходило образование недопустимых дефектов (микро- и макротрещин) на границе соединения даже на участках, где протяженность локальных оплавов превышала 80 % (рис. 2).

При обжатии $\varepsilon_{\Sigma} = 5 \%$ (рис. 2, *а–г*) морфология локальных оплавов в околошовной зоне претерпевала лишь небольшие изменения: первоначально происходило перемещение частиц алюминидов к границе раздела, вытягивание оплавов и частичное их перемешивание с прилегающим алюминием, что приводило к росту объемной доли алюминидов (рис. 3, *а*) и уменьшению визуально выявляемой площади оплавов *S* на базовой длине соединения (рис. 3, *б*).



Рис. 2. Морфология локальных оплавленных участков в титано-алюминиевом композите BT1-0+AД1 (титан снизу) после неполной горячей прокатки: a - c -обжатие $\varepsilon_{\Sigma} = 5 \%$, $\partial - 3 - \varepsilon_{\Sigma} = 20 \%$; a, $\partial - W_2 = 1,2$ МДж/м², δ , $e - W_2 = 1,8$ МДж/м², θ , $\infty - W_2 = 2,0$ МДж/м², c, $3 - W_2 = 2,3$ МДж/м² (×500)

Увеличение энерговложений при СВ интенсифицировало дробление оплавов с повышенным содержанием интерметаллидов и их перемешивание с алюминием при прокатке, что вызывало уменьшение площади визуально выявляемых оплавов S в образцах, сваренных взрывом при высоких значениях W_2 . Следует отметить, что варьирование технологических параметров сварки взрывом приводило не только к изменению объемного содержания алюминидов титана в оплавах, но и их фазового состава: рост W_2 сопровождался преимущественным формированием не Ti₃Al, а термодинамически более вероятного и менее прочного соединения TiAl₃ [2], что облегчало диспергирование включений.

При неполной горячей прокатке с обжатием $\epsilon_{\Sigma} = 20$ % в процессе сдвиговой деформации в околошовной зоне происходило объединение ранее локальных участков оплавленного металла и уменьшение их толщины, что приводило к

формированию непрерывного слоя с раздробленными частицами алюминидов (рис. 2, ∂ -3). Площадь визуально выявляемых оплавов *S* на базовой длине соединения при прокатке с обжатием $\varepsilon_{\Sigma} = 20$ % незначительно отличалась от полученной при $\varepsilon_{\Sigma} = 5$ %, что свидетельствует о завершении процессов активного перемешивания уже при небольших обжатиях.

Трансформация структурной неоднородности в процессе прокатки не приводила к серьезному снижению прочности и пластичности композита, так как сопровождалась снижением площади визуально выявляемых оплавов *S* на базовой длине соединения (рис. 3, δ) по сравнению с исходным после сварки взрывом, а твердость продеформированных оплавов оставалась ниже твердости титана (рис. 4). Микротвердость локальных оплавов несколько выше при обжатии $\varepsilon_{\Sigma} = 20$ % (рис. 4), что легко объясняется более высоким содержанием алюминидов и наклепом алюминиевой матрицы.



Рис. 3. Зависимость объемного содержания алюминидов в локальных оплавах (*a*) и площади оплавов *S* (*б*) на базовой длине на границе соединения титано-алюминиевого композита ВТ1-0+АД1 после неполной горячей прокатки от *W*₂ при CB: 1 – ε_Σ = 5 %, 2 – ε_Σ = 20 %, 3 – после CB



Рис. 4. Зависимость твердости локальных участках оплавленного металла в титано-алюминиевом ком-позите BT1-0+AД1 после неполной горячей прокатки от W_2 при сварке взрывом: 1 – после CB, 2 – ε_{Σ} = 5 %, 3 – ε_{Σ} = 20 %

Таким образом, получение титано-алюминиевых композитов ВТ1-0+АД1 сваркой взрывом на режимах вблизи верхней границы свариваемости практически не приводит к снижению их предельной деформационной способности.

Выводы

 Металлографические исследования границ соединения показали, что неполная горячая прокатка с обжатиями 5 и 20 % титано-алюминиевых биметаллов, сваренных взрывом на режимах, близких к верхней границе свариваемости, не приводит к зарождению трещин в локальных оплавах.

2. Увеличение энерговложений при CB, а следовательно, и содержания в локальных оплавах интерметаллидов, интенсифицирует дробление алюминидов и перемешивание оплавов с алюминием при прокатке, что приводит к уменьшению площади визуально выявляемых оплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич, Л. М. Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+АД1, полученном сваркой взрывом по угловой схеме / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев, А. В. Полежаев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4(64) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – С. 38–42.

2. Гуревич, Л. М. Изменение структуры и фазового состава оплавов в слоистом титано-алюминиевом композите в зависимости от параметров сварки взрывом / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев, В. Н. Арисова, А. Ю. Кондратьев, И. Г. Козлов, С. П. Писарев, В. Ф. Даненко // Известия ВолгГТУ : межвуз.сб.науч.ст. № 5(78) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – С. 14–19.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, Л. М. Гуревич ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ТРАНСФОРМАЦИЮ СТРУКТУРЫ ГИБРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ Ni/Ni₂Al₃*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние изотермического отжига при 1000°С на кинетику фазовых превращений в гибридных покрытиях Ni/Ni₂Al₃, полученных по комплексной технологии. Показано, что они осуществляются в следующей последовательности Ni/Ni₂Al₃ \rightarrow Ni/NiAl/Ni₂Al₃ \rightarrow Ni/NiAl \rightarrow Ni/NiAl \rightarrow Ni/Al).

Ключевые слова: жаростойкие покрытия, фазовый состав, диффузионная зона, алюминиды никеля.

The effect of isothermal annealing at 1000°C on the kinetics of phase transitions in the hybrid coatings Ni/Ni_2Al_3 , obtained by the complex technology, is studied. It is shown that they are realized in the following sequence $Ni/Ni_2Al_3 \rightarrow Ni/NiAl/Ni_2Al_3 \rightarrow Ni/NiAl \rightarrow Ni/Ni_3Al \rightarrow Ni(Al)$.

Keywords: heat-resistant coatings, phase composition, the diffusion zone, nickel aluminides.

Одним из перспективных методов защиты деталей и узлов газовых и паровых турбин, работающих при температуре до 700 °C, является создание на их поверхности интерметаллидных покрытий системы Al-Ni. Для нанесения таких покрытий, наряду с традиционными методами [1-6], в последнее время все чаще используют комбинированные, позволяющие получать многослойные или так называемые гибридные покрытия Ni/Ni₂Al₃ [7–9], в которых каждый отдельный слой несет определенную функциональную нагрузку. Слой никеля предотвращает проникновение атомов алюминия в стальную основу и обеспечивает высокую адгезию покрытия к подложке, а алюминид никеля Ni₂Al₃ защищает основу от окисления за счет образования на его поверхности плотной оксидной пленки Al₂O₃.

Разработанный на кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ комплексный технологический процесс получения гибридных покрытий из алюминидов никеля [10–11] включает следующие операции:

нанесение на стальную основу методом сварки взрывом слоя никеля;

обработку давлением полученного биметалла; нанесение на подслой никеля методом сварки взрывом алюминиевого слоя;

формирование в результате твердофазной диффузии интерметаллидного покрытия Ni₂Al₃.

Такая последовательность операций технологического процесса позволяет реализовать высокую прочность сцепления покрытия с основой и максимально приблизить форму полу-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и № 11-08-97021-р поволжье а.

чаемого материала или полуфабриката к форме готового изделия.

Срок службы гибридного покрытия из-за наличия градиента концентраций на границе «никель-алюминид никеля Ni₂Al₃» должен определяться кинетикой диффузионных процессов, приводящих, согласно диаграмме состояния AlNi (рис. 1), к последовательному образованию и росту интерметаллидных фаз NiAl и Ni₃Al.

В связи с этим научный и практический интерес представляет исследование влияния изотермического отжига на последовательность и кинетику фазовых превращений на границе Ni/Ni₂Al₃.



Материалы и методика эксперимента

В качестве модельного материала использовали сталь марки Ст3 толщиной 10 мм с нанесенным гибридным покрытием Ni (50 мкм)/ Ni₂Al₃ (50 мкм) (рис. 2, a).

Металлографические исследования осуществляли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus BX61» при увеличении ×500. Толщину покрытий измеряли при обработке цифровых изображений пакетом программ «AnalySIS» (Soft Imaging System Gmbh) в 20 сечениях, перпендикулярных границе раздела слоев.

Отжиг образцов проводили в воздушной атмосфере печи SNOL 8,2/1100 при температуре 1000 °C в течение 2–100 ч.

Результаты и их обсуждение

Ранее выполненные исследования [10] показали, что нагрев покрытия до 1000 °С в течение 2 часов приводит к образованию между подслоем никеля и интерметаллидом Ni₂Al₃ прослойки NiAl толщиной ~25 мкм (рис. 2, δ), рост которой происходит за счет уменьшения толщины Ni₂Al₃. После 10-часовой выдержки в структуре покрытия был обнаружен только интерметаллид NiAl (рис. 2, e). На дифрактограмме присутствовали также рефлексы от Al₂O₃, что свидетельствовало о формировании на поверхности интерметаллидного покрытия оксидной пленки. Выдержка в течение 50 часов привела к трансформации фазы NiAl в фазу Ni₃Al, а между слоем никеля и интерметаллидом Ni₃Al образовался твердый раствор алюминия в никеле Ni(Al) – никелевый аустенит переменной концентрации (рис. 2, e). Увеличение времени выдержки до 100 часов привело к расширению зоны твердого раствора за счет уменьшения прослойки Ni₃Al и слоя никеля (рис. 2, d).

Очевидно, что дальнейшее увеличение времени выдержки при данной температуре должно привести к выравниванию градиента концентрации и, в конечном счете, к формированию на стальной подложке покрытия, представляющего собой никелевый аустенит. При этом содержание алюминия в покрытии может уменьшиться до критического уровня, который не сможет обеспечить формирование защитной оксидной пленки Al₂O₃.





Рис. 2. Кинетика фазовых превращений в гибридном покрытии Ni/Ni₂Al₃ (*a*) после отжига при температуре 1000 °C в течение 2 (δ), 10 (ϵ), 50 (ϵ) и 100 (∂) часов. ×500

Высказанные предположения хорошо согласуются с данными работы [13], в которой показано, что срок службы покрытий Ni/Ni₃Al при температурах 700–800 °C составляет сотни тысяч часов, а при 1000–1100 °C – порядка нескольких тысяч часов.

Таким образом, кинетику превращений в структуре покрытия Ni/Ni₂Al₃ при его нагреве до температуры 1000 °С можно представить в следующей последовательности:

$$\begin{array}{l} \text{Ni/Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{Ni/NiAl/Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{Ni/NiAl} \rightarrow \\ \rightarrow \text{Ni/Ni}_3\text{Al} \rightarrow \text{Ni}(\text{Al}). \end{array}$$

К подобным выводам пришли и авторы работ [7, 8] при исследовании кинетики фазовых превращений в покрытиях Ni/Ni₂Al₃ при температуре 650 °С и времени выдержки более 10000 часов, которые показали, что при начальной толщине интерметаллида Ni₂Al₃, равной 10 мкм, для фазового перехода Ni/Ni₂Al₃→Ni/Ni₃Al требуется время порядка 2500 ч.

Полученные экспериментальные данные явились основой для моделирования процесса формирования покрытий из алюминидов никеля заданного химического состава, суть которого заключается в следующем.

Для расчета начальной толщины никелевого слоя, необходимой для формирования покрытия на основе интерметаллида NiAl (δ_{Ni}^{NiAl}) и интерметаллида Ni₃Al ($\delta_{Ni}^{Ni_3Al}$), выделим в реакционной зоне Ni/Ni₂Al₃ единичный элемент с размерами в плане $dx \times dz$. Исходя из закона сохранения массы, для образования интерметаллида определенного стехиометрического состава соотношение масс алюминия m_{Al} и никеля m_{Nl} в зоне реакции должно соответствовать соотношению их массовых долей в этом интерметаллиде, то есть

$$\frac{m_{AI}}{m_{Ni}} = \frac{V_{AI}^{NIAI(NI_3AI)}}{V_{Ni}^{NIAI(NI_3AI)}}.$$
 (1)

В зоне реакции алюминий содержится в интерметаллиде Ni₂Al₃, его масса

$$m_{Al}^{N_{i_2Al_3}} = V_{N_{i_2Al_3}} \cdot \rho_{N_{i_2Al_3}} \cdot v_{Al}^{N_{i_2Al_3}}, \qquad (2)$$

где $V_{Ni_2Al_3} = \delta_{Ni_2Al_3} \cdot dx \cdot dz$ – объем, занимаемый интерметаллидом Ni₂Al₃; $\delta_{Ni_2Al_3}$ – толщина прослойки Ni₂Al₃; $\rho_{Ni_2Al_3}$ – плотность интерметаллида Ni₂Al₃ (4787 кг/м³); $V_{Al}^{Ni_2Al_3}$ – массовая доля алюминия в интерметаллиде Ni₂Al₃ (40,81 %) [14].

Общая масса никеля в реакционной зоне складывается из никеля, содержащегося в интерметаллиде Ni₂Al₃ ($m_{Ni}^{Ni_2Al_3}$) и непосредственно

в никелевом слое (m_{Ni}), то есть

где

$$m_{Ni}^{\Sigma} = m_{Ni}^{Ni_2 A l_3} + m_{Ni}, \qquad (3)$$

$$m_{Ni}^{Ni_{2}Al_{3}} = V_{Ni_{2}Al_{3}} \cdot \rho_{Ni_{2}Al_{3}} \cdot v_{Ni}^{Ni_{2}Al_{3}}; \qquad (4)$$

$$m_{Ni} = \delta_{Ni} \cdot dx \cdot dz \cdot \rho_{Ni}, \qquad (5)$$

где $v_{Ni}^{Ni_2Al_3}$ – массовая доля никеля в интерметаллиде Ni₂Al₃; δ_{Ni} – толщина никелевого слоя; ρ_{Ni} – плотность никеля. Подставляя выражения (2) и (3) в уравнение (1) и решая его относительно δ_{Ni} , получим зависимость для расчета толщины никелевого слоя, необходимой для полной трансформации гибридного покрытия Ni/Ni₂Al₃ в алюминиды никеля NiAl или Ni₃Al:

$$\delta_{Ni}^{NiAl} = \frac{\delta_{Ni_2Al_3} \cdot \rho_{Ni_2Al_3} \cdot \left(v_{Ni}^{NiAl} \cdot v_{Al}^{Ni_2Al_3} - v_{Al}^{NiAl} \cdot v_{Ni}^{Ni_2Al_3} \right)}{v_{Al}^{NiAl} \cdot \rho_{Ni}},$$
(6)

$$\delta_{Ni}^{Ni_{3}Al} = \frac{\delta_{Ni_{2}Al_{3}} \cdot \rho_{Ni_{2}Al_{3}} \cdot \left(v_{Ni}^{Ni_{3}Al} \cdot v_{Al}^{Ni_{2}Al_{3}} - v_{Al}^{Ni_{3}Al} \cdot v_{Ni}^{Ni_{2}Al_{3}} \right)}{v_{Al}^{Ni_{3}Al} \cdot \rho_{Ni}},$$
(7)

где $v_{Al}^{Ni_3Al}$ и $v_{Ni}^{Ni_3Al}$ – массовая доля алюминия (13,28 %) и никеля в интерметаллиде Ni_3Al; v_{Al}^{NiAl} и v_{Ni}^{NiAl} – массовая доля алюминия (31,49 %) и никеля в интерметаллиде NiAl.

Анализ зависимостей (6) и (7) свидетельствует о том, что величины δ_{Ni}^{NiAl} и $\delta_{Ni}^{Ni_3Al}$ однозначно определяются толщиной интерметаллида Ni₂Al₃, которая зависит от температурновременных условий заключительной операции комплексного технологического процесса [15] и определяется уравнением:

$$\delta_{N_{2}A_{l_{3}}}^{2} = 0,38 \cdot 10^{10} \exp(-\frac{171700}{RT}) \cdot \left[\tau - 0,786 \cdot 10^{-6} \exp(\frac{118060}{RT})\right], \quad (8)$$

где τ – продолжительность отжига, R – универсальная газовая постоянная.

Результаты расчета толщины никелевого слоя, необходимого для формирования интерметаллидов NiAl и Ni₃Al, от толщины интерметаллида Ni₂Al₃ представлены на рис. 3.



Рис. 3. Зависимость толщины никелевого слоя, необходимого для формирования интерметаллидов NiAl и Ni₃Al, от толщины интерметаллида Ni₂Al₃

Выводы

 Фазовые превращения в гибридных покрытиях Ni/Ni₂Al₃ при высокотемпературных нагревах идут в следующей последовательности Ni/Ni₂Al₃→ Ni/NiAl/Ni₂Al₃ → Ni/NiAl → → Ni/Ni₃Al →Ni(Al).

2. Выявленная последовательность фазовых превращений открывает возможность формировать покрытия из алюминидов никеля на стальной основе заданного химического состава путем направленного регулирования соотношения толщин подслоя никеля и интерметаллида Ni₂Al₃.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пугачева, Н. Б. Влияние химического состава и технологии нанесения алюминидных покрытий на характер повреждений при эксплуатации / Н. Б. Пугачева // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – № 11. – С. 37–48.

 Нанесение покрытий из интерметаллидных Ni-Al соединений методом высокоскоростного воздушно-топливного напыления / В. М. Кисель [и др.] // Авиационно-космическая техника и технология. – 2009. – 10 (67). – С. 50–55.

 Опыт исследования и применения технологии нанесения детонационных покрытий / В. Ю. Ульяницкий [и др.] // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2010. – Т. 12. – № 1(2). – С. 569–575.

4. Microstructural, Thermal and Mechanical Properties of HVOF Sprayed Ni–Al-based Bond Coatings on Stainless Steel Substrate/ O. Culha [et al] // Journal of Materials Processing Technology. – 2008. – № 204. – P. 221–230.

5. Coating of metals with intermetallics by mechanical alloying / V. Zadorozhnyy [et al] // Journal of Alloys and Compounds. $-2011. - V.509. - N \ge 1. - P.507-509.$

6. *Wu, Chia-Che.* Microstructure and Mechanical Properties of Magnetron Co-sputtered Ni–Al Coatings/ Chia-Che Wu, Fan-Bean Wu// Surface & Coatings Technology. – 2009. – № 204. – P. 854–859.

7. A Phenomenological Model for Lifetime Design of Ni₂Al₃/Ni Hybrid Coating Formed on Creep Resistant Ferritic Steels/ Z. D. Xiang [et al]// Journal of Materials Science. – 2011. –Volume 47. – \mathbb{N} 1. – P. 257-266.

8. Degradation Kinetics at 650°C and Lifetime Prediction of Ni₂Al₃/Ni Hybrid Coating for Protection Against High Temperature Oxidation of Creep Resistant Ferritic Steels / Z. D. Xiang [et al] // Corrosion Science. $-2011. - N \ge 53. - P. 3426-3434.$

9. Steam Oxidation Resistance of Ni-aluminide/Fealuminide Duplex Coatings Formed on Creep Resistant Ferritic Steels by Low Temperature Pack Cementation Process / Z. D. Xiang [et al] // Corrosion Science. – 2011. – № 53. – P. 496–502.

10. Шморгун, В. Г. Структура и свойства покрытий из интерметаллидных Ni-Al соединений, полученных по комплексной технологии / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, В. Н. Арисова, Е. А. Семакова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5/78 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). – С. 8–11.

11. Шморгун, В. Г. Комплексная технология получения покрытий на основе алюминидов никеля / В. Г. Шмор-

гун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, Е. А. Семакова // XIX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии. В 4 т. Т. 2. Химия и технология материалов, включая наноматериалы: тез. докл. – Волгоград: ИУНЛ ВолгГТУ, 2011. – С. 666.

12. *Okamoto, H.* Al-Ni (Aluminum-Nickel) / H. Okamoto // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2004. – Volume 25. – № 4. – P. 394.

13. Susan, D. F. Ni-Al Composite Coatings: Diffusion Analysis and Coating Lifetime Estimation / D. F. Susan, A. R. Mar-

УДК 621.791

der // Acta Materialia. - 2001. - Volume 49. - P. 1153-1163.

14. Reactive Spraying of NickeI-Aluminide Coatings / S. C. Deevi [*et al*] //Journal of Thermal Spray Technology. – September 1997. – Volume 6. – N^o 3. – P. 335–344.

15. Шморгун, В. Г. Кинетика диффузионных процессов в никель-алюминиевой композиции / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, В. В. Метелкин, А. И. Богданов // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2008. – № 4. – С. 24–28.

О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов КИНЕТИКА РОСТА ДИФФУЗИОННЫХ ПРОСЛОЕК В ТРЕХСЛОЙНЫХ СКМ СИСТЕМЫ Ті–Си*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследована кинетика диффузионных процессов на границах соединения трехслойного композита Cu-Ti-Cu с различным энерговложением в зону соединения при сварке взрывом.

Ключевые слова: титан, медь, сварка взрывом, слоистый композит, микротвердость, интерметаллид, температурная обработка.

Kinetics of diffusive processes is investigational on the borders of connection of the three-layered compo of the system Cu–Ti–Cu at a different energy investment in the zone of connection at welding by an explosion.

Keywords: titanium, cuprum, explosive welding, layered composite, melted metal, microhardness, intermetallic, heat treatment.

Технология получения нового класса конструкционных материалов - слоистых интерметаллидных композитов (СИК) предусматривает сварку взрывом (СВ) многослойных пакетов и их последующую прокатку на толщину, обеспечивающую после завершающей высокотемпературной термообработки заданное объемное соотношение основных и образующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев [1]. Эти композиты получили широкое распространение в криогенной и авиационной технике благодаря высокой удельной прочности [2]. Как известно, система Cu-Ті является востребованной в электронной технике и химической промышленности, так как интерметаллидные слои, возникающие на межслойных границах между титаном и медью после высокотемпературной термической обработки, имеют: хорошую высокотемпературную прочность, высокую устойчивость к коррозии и окислению, высокую жесткость конструкций в целом, относительно низкую плотность и т. д. [3, 4]. Также известно, что интерметаллиды системы медь-титан целесообразно использовать в качестве износостойких покрытий [5].

Таким образом, практическая актуальность медно-титановых слоистых композитов и слои-

стых интерметаллидных композитов на их основе обусловливает необходимость систематического изучения закономерностей формирования структурной, механической и физической неоднородности на различных стадиях процесса их изготовления.

В связи с изложенным целью данной работы явилось исследование кинетики диффузии и структурных трансформаций на межслойных границах трехслойной композиции медь– титан–медь после термообработки.

Материалы и методы исследования

Сварку взрывом (СВ) производили по плоскопараллельной схеме при одновременной закладке слоев из отожженных листов меди и титана следующего состава: медь М1 + титан ВТ1-0 + медь М1 (1+1+1) мм. Скорость соударения на межслойных границах соединения составила 476 м/с и 578 м/с, что позволило получить значения энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию (W_2) – 0,384 и 0,141 МДж/м². Микротвердость замеряли на приборе ПМТ-3М. Для термообработки (отжига) использовали печь СВШЛ 0,6-2/16. Сваренные заготовки отжигали для изучения кинетики роста интерметаллидных слоев при температуре 850 °С и времени выдержки (т) – от 1 до 10 часов. Химический состав слоев определяли рентгено-флуо-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и № 11-08-97021-р поволжье а.

ресцентным спектрометром NITON XLt 800, время фиксации составляло 30-40 секунд.

Металлографические исследования выполняли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus» BX-61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12 с увеличениями ×50 – ×1000. Параметры структуры исследуемых СКМ измеряли при обработке цифровых изображений на ПЭВМ, используя пакет программ «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System Gmbh.

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования показали, что после СВ на границе соединения имеются участки оплавленного металла. Причем при энерговложении $W_2 = 0,384 \text{ МДж/м}^2$ они большей протяженности, чем при $W_2 = 0,141 \text{ МДж/м}^2$. После СВ микротвердость титанового и медных слоев значительно увеличилась по сравнению со значениями твердости отожженных металлов (для меди – 0,67 ГПа и 1,5 ГПа – для титана соответственно) и у границ соединения составила 3,3–3,4 ГПа и 1,3–1,4 ГПа соответственно (рис. 1), что обусловлено наклепом в результате интенсивной пластической деформации [6]. При удалении от границы раздела микротвердость как меди, так и титана снижалась до 1,05–1,2 и 3,0–3,1 ГПа соответственно.



Рис. 1. Распределение микротвердости в поперечном сечении медных и титанового слоя: 1 – после CB; 2 – после CB и TO (отжиг 850 °C); 3 – до CB (отжиг)

В результате диффузионного отжига на межслойных границах образовывались отдельные фрагменты интерметаллидов, быстро сливающиеся в сплошную прослойку. Увеличение времени выдержки изменяло не только вид, но и суммарную толщину диффузионной зоны. Так, например, суммарная толщина диффузионной зоны при выдержке 1 час составляла 17-20 мкм, а при 10 часах увеличивалась до 100 мкм (рис. 2). При этом рост диффузионной зоны происходил как за счет уменьшения толщины титанового слоя, так и медных слоев. В контакте с медным слоем образуется диффузионная прослойка твердостью 1,5-2,0 ГПа, что на 0,6-1,0 ГПа больше микротвердости меди. В центральной части располагается оплав, твердость которого является наиболее высокой (5,0-5,5 ГПа). Прослойка со стороны титана имеет твердость в диапазоне 3,8-4,5 ГПа, что на 0,9-1,6 ГПа выше твердости титана. Микротвердость титанового и медного слоев снижалась до 2,9–3,0 и 0,9–1,0 ГПа соответственно (рис. 3).

Химический состав границы раздела определяли после механического разделения подвергнутых термообработке трехслойных образцов.



Рис. 2. Кинетика роста диффузионной зоны от времени выдержки при температуре 850 °C: 1 – *W*₂=0,384МДж/м²; 2 – *W*₂=0,141 МДж/м²



Рис. 3. Структура границ соединения композита Cu–Ti–Cu с энерговложением в зону соединения $W_2 = 0,384$ (*a*, *b*, *d*) и $W_2 = 0,141$ МДж/м² (*b*, *c*, *e*) после отжига при 850°C в течение времени: 1 (*a*, *b*), 5 (*b*, *c*) и 10 часов (*d*, *e*). ×200

Анализ приведенной гистограммы (рис. 4) показывает, что при термообработке (850 °C) диффузионные процессы интенсивно протекают не только за счет диффузионного перемещения элементов, составляющих композит (Cu и Ti), но и за счет примесных атомов. Так, интерметаллидный слой, оставшийся на титане после разделения, имеет содержание титана (меди) от 62 (34) % при энерговложении в зону соединения $W_2 = 0,384 \text{ MДж/m}^2$, до 73 (23) % при $W_2 = 0,141 \text{ MДж/m}^2$ соответственно. Слои диффузионной зоны, ос-

тавшейся после разделения, на медных слоях насыщаются титаном до 15 и 11 % при соответствующих $W_2 - 0,384$ и 0,141 МДж/ м², а процентное содержание меди на этих же участках снижается до содержания 81,5–85,0 %.

Установлено, что с ростом времени выдержки суммарная толщина диффузионной зоны увеличивается по экспоненциальной зависимости, причем диффузия протекает более интенсивно на границе с большим энерговложением (рис. 2).



Рис. 4. Результаты химического анализа композита Cu–Ti–Cu после отжига при 850 °C по данным рентгено-флуоресцентного спектрометра NITON XLt 800: 1 – внешние границы слоев меди, 2 – граница соединения со стороны меди; 3 – граница соединения со стороны титана

Выводы

1. Увеличение энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию в зоне соединения, приводит к интенсификации роста диффузионной зоны.

 Увеличение времени выдержки приводит к интенсификации диффузионных процессов в сторону меди и значительному изменению суммарной толщины диффузионной прослойки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – № 3. – С. 3–9.

2. *Трыков, Ю. П.* Структура и механические свойства слоистых интерметаллидных композитов систем Cu–Al и

Ті-Fе / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, С. А. Абраменко // Вопросы материаловедения. – 2007. – № 1. – С. 49–56.

3. Dziadon, A. Microstructure evolution at the Cu-Ti interface during high temperature synthesis of copper-intermetallic phases layered composite / A. Dziadon, M. Konieczny, M. Gajewski, M. Iwan, Z. Rzaczynska // Archives of metallurgy and materials. – 2009. – P. 455–466.

4. *Konieczny, M.* Mechanical behaviour of multilayer metal-intermetallic laminate composite synthesized by reactive sintering of Cu/Ti foils /M. Konieczny, A. Dziadoń // Archives of metallurgy and materials. – 2007. – P. 555–562.

5. Крашениников, С. В. Исследование кинетики диффузионных процессов при контактном плавлении металлов в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом / С. В. Крашенинников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 6 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2004. – С. 78–81.

6. Казак, Н. Н. Свойства и области применения сварных соединений, полученных сваркой взрывом: учеб. пособие / Н. Н. Казак; ВПИ. – Волгоград, 1984. – 77 с.

УДК 669-419:620.17

Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАГРЕВОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ БИМЕТАЛЛА УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ – НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты изучения влияния нагревов на тонкую структуру биметалла низкоуглеродистая сталь – нержавеющая сталь, полученного сваркой взрывом. Дан анализ фазовых превращений в зоне соединения с определением образующихся фаз.

Ключевые слова: биметалл, композит, сварка взрывом, диффузия, микротвердость, тонкая структура.

The results of studying the influence of heat on the fine structure of bimetallic low carbon steel - stainless steel produced by explosion welding. The analysis of phase transformations in the zone of connection with the definition of phases formed.

Keywords: bimetal, composite, explosion welding, diffusion, microhardness, fine sthucture.

Сваренный взрывом биметалл, у которого основной несущий слой выполнен из недорогой углеродистой стали, а наружный слой, взаимодействующий с рабочей средой - из высоколегированной коррозионностойкой стали, находят применение в различных отраслях техники [1,2]. Однако, если такой биметалл работает при повышенных температурах (более 450 °C) или подвергался горячей прокатке, то вследствие разных химических потенциалов компонентов наблюдается их диффузия с образованием новых фаз. В связи с тем, что протекающие в зоне соединения при нагреве процессы могут оказывать влияние на свойства биметалла, целью данной работы являлось изучение особенностей формирования структуры в зоне соединения углеродистой и нержавеющей сталей.

Материалы и методика эксперимента

Сварку взрывом соединений сталь Ст3+сталь 12Х18Н10Т проводили по параллельной схеме [3], на режимах, обеспечивающих постоянство кинематических параметров процесса СВ в пределах всей площади сваренных заготовок. Соотношение слоев в биметалле: 10 мм стали Ст3 и 10 мм стали 12Х18Н10Т.

Металлографические исследования проводили на модульном моторизованном оптическом микроскопе Olympus BX-61 с фиксацией микроструктур с помощью цифровой камеры DP-12 при увеличениях 50–1000. Обработку цифровых фотографий осуществляли на ЭВМ с использованием программного комплекса AnalySIS фирмы Soft Imaging System Gmbh (Германия).

Для измерений микротвердости методом восстановленного отпечатка в соответствии с ГОСТ 9450–76 использовали микротвердомер ПМТ.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р поволжье а.

Изучение фазового состава и параметров тонкой структуры компонентов композита проводили с использованием универсального дифрактометра ДРОН-3 в Си (k_{α})-излучении. После термической обработки проводилась послойная рентгеновская съемка, начиная со стороны стали Ст3 с приближением к зоне соединения и далее – вглубь стали 12Х18Н10Т. С этой целью слои металла со стороны стали Ст3 удалялись механической обработкой с химическим травлением для снятия наклепа в поверхностном слое.

Результаты и их обсуждение

Твердость в зоне соединения термически необработанного соединения значительно выше твердости основного и плакирующего слоев вне этой зоны. Это связано с наклепом, вызываемым макропластической деформацией волнообразования, что наблюдали и ранее [4,5].

Распределение микротвердости после сварки взрывом показано на рис.1, а, а после выдержки в течение 6 часов при температуре



900 °С на рис. 1, б. Видно, что термическая обработка снимает последствия наклепа – твердость основного металла становится значительно ниже, но вблизи зоны соединения твердость не понижается, а даже несколько возрастает, особенно со стороны стали 12X18H10T.

Изучение микроструктур показало, что в зоне соединения при нагреве происходят существенные изменения: в аустенитной нержавеющей стали образуется науглероженная зона, а в углеродистой – сильно обезуглероженная зона со структурой феррита. Между сталями в зоне соединения наблюдается промежуточный слой переменного состава [2,6]. При нагреве до высокой температуры происходит диффузия легирующих элементов из аустенитной стали в углеродистую (перлитную) и диффузия углерода в обратном направлении. Интенсивная диффузия хрома из аустенитной фазы и углерода в обратном направлении приводит к образованию со стороны углеродистой стали так называемой «карбидной гряды» (рис. 2) с повышенной твердостью.



Рис. 1. Распределение микротвердости в зоне соединения сталей Ст3 и 12Х18Н10Т: *а* – после сварки взрывом; *б* – после нагрева 900 °С и выдержки 6 ч



Рис. 2. Микроструктура зоны соединения сталей Ст3 и 12Х18Н10Т после СВ и нагрева 900 °С с выдержкой 6 часов: *а* – травление на структуру углеродистой стали; *б* – травление на структуру нержавеющей стали. ×500

Образующиеся в зоне соединения слои (обезуглероженный, науглероженный, карбидный) существенно влияют на свойства сваренного взрывом биметалла. В связи с этим проводилось детальное изучение зоны соединения с использованием рентгеноструктурного анализа.



Рис. 3. Вид дифрактограммы Ст3 в зависимости от расстояния до зоны соединения



1 – линия 220; 2 – линия 110

Из графической зависимости (рис. 4) видно, что в стали СтЗ на расстоянии от зоны 0,02– 0,12 мм наблюдается уменьшение физического уширения рентгеновских линий (110) и (220) и уменьшение периода решетки (табл. 1), что связано диффузией углерода из СтЗ в нержавеющую сталь.

На рис. 5 и в табл. 2 представлены результаты рентгеноструктурного анализа стали 12Х18Н10Т.



Рис. 5. Вид дифрактограммы стали 12Х18Н10Т в зависимости от расстояния до зоны соединения

Выявлено, что от поверхности до 0,2 мм от зоны соединения фазовый состав: γ-фаза (аусте-

Таблица 1 Изменение периода решетки в Ст3 нит), α -фаза и карбиды Cr23C6 и Cr3C2. А в зонах менее 0,2 мм α -фаза исчезает, остается аустенит и кроме карбидов Cr23C6 и Cr3C2 появляется карбид Cr7C3.

Таблица 2

Расстояние от зоны соединения, мм	aα, Å
3,97	2,864
2,0	2,865
1,0	2,865
0,65	2,865
0,35	2,865
0,12	2,865
0,05	2,860
0,02	2,860

Количественное соотношение фаз и период решетки стали 12X18H10T

Расстояние от зоны соединения, мм	Кол-во ү-фазы, %	aγ, Å
3,5	33	3,589
1,0	25	3,589
0,3	31	3,58
0,2	100	3,58
0,1	100	3,58
0,02	100	3,58

Из табл. 2 следует, что до слоя 0,2 мм от поверхности 12X18H10T присутствует значительное количество α -фазы. На расстоянии менее 0,2 мм от зоны соединения из-за диффузии легирующих элементов в СтЗ уменьшается период решетки и стабилизируется аустенит в стали 12X18H10T.

Выводы

1. Измерениями микротвердости показано, что сварка взрывом сталей СтЗ и 12Х18Н10Т приводит к значительному деформационному упрочнению материалов в зоне соединения. Последующий нагрев до 900 °C с выдержкой 6 часов не уменьшает градиент упрочнения, что связано с образованием новых фаз вследствие диффузии компонентов.

2. Металлографическими исследованиями показано, что со стороны стали Ст3 образуется обезуглероженный, а со стороны стали 12Х18Н10Т науглероженный слои и, кроме то-го, на границе наблюдается «карбидная гряда».

 Рентгеноструктурным анализом показано, что в зоне соединения вследствие диффузии углерода из стали СтЗ и легирующих элементов из стали 12Х18Н10Т на границе соединения образуются карбиды хрома Cr23C6, Cr3C2, Cr7C3, что объясняет повышенную твердость, и стабилизируется аустенит.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск: Наука, 1980. – 175 с.

2. Плакирование стали взрывом / Под ред. А. С. Гельмана. – М.: Машиностроение, 1978. – 191 с.

З. Обработка металлов взрывом / А. В. Крупин, В. Я. Соловьев, Г. С. Попов, М. Р. Кръстев. – М.: Металлургия, 1991. – 496 с.

4. *Трыков, Ю. П.* Влияние деформации и термообработки на микромеханические свойства сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, С. В. Клочков // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн.ст. № 3 (29) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 147 с.

5. *Трудов, А. Ф.* Влияние нагревов на структуру и свойства сваренного взрывом биметалла Ст3+12X18H10T / А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков, С. В. Клочков, Д. Ю. Донцов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн.ст. № 10 (48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – 164 с.

6. *Трудов, А. Ф.* Влияние термообработки на структурно-механическую неоднородность сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т / А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков, С. В. Клочков, Д. Ю. Донцов, М. О. Войнов // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 12. – С. 41–44.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, М. Д. Трунов ОЦЕНКА ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СКМ СТ3+НП2+АД1*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты расчета термических напряжений, возникающих при охлаждении слоистого композита сталь Ст3+ никель НП2+алюминий АД1. Полученные данные верифицированы с помощью пакета программ COMSOL Multiphysics.

Ключевые слова: температурные напряжения, моделирование, слоистый композит.

The results of calculation of thermal stresses which arise during cooling of the layered composite steel St3 + nickel NP2+ aluminum AD1 are stated. The obtained data are verified using the COMSOL Multiphysics software. *Keywords*: thermal stresses, modeling, layered composite.

В работах [1,2] показано, что при охлаждении СКМ сталь Ст3 + никель НП2 + интерметаллидная прослойка + алюминий АД1 в ряде случаев происходит самопроизвольное отделение алюминиевого слоя, обеспечивающее формирование гибридного покрытия Ni/Ni2Al3 на стальной основе. С точки зрения оптимизации технологии получения такого покрытия, важным представляется вопрос количественной оценки термических напряжений, возникающих при охлаждении СКМ на границе интерметаллид-алюминиевый слой и обеспечивающих отделение последнего.

Для оценки термических напряжений использовали стандартную методику, применяемую для расчета термобиметаллических пружин [3,4]. При этом были сделаны следующие допущения:

 толщины никелевого и интерметаллидного слоев пренебрежительно малы по сравнению с толщиной стальной основы и алюминия;

 температура стали и алюминия равномерна по толщине;

 температурная зависимость коэффициента температурного линейного расширения (КТЛР) и модуля упругости отсутствует.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-00437-а и № 11-08-97021-р_поволжье_а.

Расчетная схема приведена на рис. 1. Толщина, КТЛР, модуль упругости алюминия и стали обозначены как δ_1 и δ_2 , α_1 и α_2 , E_1 и E_2 соответственно.



Рис. 1. Биметаллический элемент до и после охлаждения

Для определения положения нейтральной линии рассмотрим изгиб биметаллического элемента под действием момента Мх при отсутствии охлаждения. При этом полагаем, что элемент достаточно узкий и напряженное состояние в нем одноосное.

На основании гипотезы неизменности нормалей

$$\varepsilon_x = \frac{y}{\rho_x},\tag{1}$$

где *у* (см. рис. 1) отсчитывается от нейтральной линии (положительное направление *у* – вниз); ρ_x – кривизна нейтральной линии.

Согласно закону Гука, определим напряжения, связанные с упругими деформациями, в верхнем и нижнем слоях, соответственно:

$$\sigma_{x_1} = \varepsilon_x E_1 = \frac{y E_1}{\rho_x}, \qquad (2)$$

$$\sigma_{x_2} = \varepsilon_x E_2 = \frac{y E_2}{\rho_x}.$$

Положение нейтральной линии найдем из условия равенства нулю осевой силы N, которая равна сумме интегралов от σx по толщине верхнего и нижнего слоев

$$N = \int_{-(\delta_1 + a)}^{-a} \sigma_{x_1} dy + \int_{-a}^{(\delta_2 - a)} \sigma_{x_2} dy =$$
$$= -\frac{E_1 \delta_1}{\rho_x} \left(\frac{\delta_1}{2} + a\right) + \frac{E_2 \delta_2}{\rho_x} \left(\frac{\delta_2}{2} - a\right) = 0$$

откуда

$$a = \frac{E_2 \delta_2^2 - E_1 \delta_1^2}{2(E_1 \delta_1 + E_2 \delta_2)}.$$
 (3)

Если представить изгибающий момент Мх в виде суммы интегралов по толщине верхнего и нижнего слоев:

$$M_{x} = \int_{-(\delta_{1}+a)}^{-a} \sigma_{x_{1}} y dy + \int_{-a}^{(\delta_{2}-a)} \sigma_{x_{2}} y dy$$

$$M_{x} = \frac{E_{1}J_{1} + E_{2}J_{2}}{\rho_{x}},$$
 (4)

где
$$J_1 = \frac{(\delta_1 + a)^3 - a^3}{3}$$
 и $J_2 = \frac{(\delta_2 + a)^3 + a^3}{3}$ – мо-

менты инерции сечений верхнего и нижнего слоев относительно нейтральной линии (на единицу ширины).

Тогда выражения (2) для напряжений от изгибающего момента с учетом (4) примут вид:

$$\sigma_{x_{1}}^{M} = \frac{M_{x}E_{1}y}{E_{1}J_{1} + E_{2}J_{2}},$$

$$\sigma_{x_{2}}^{M} = \frac{M_{x}E_{2}y}{E_{1}J_{1} + E_{2}J_{2}}$$
(5)

Теперь предположим, что биметаллический элемент охлажден с температуры рекристаллизации алюминия ($\Delta t = (273 - 20) - 0,4T_{nn}^{Al} \approx - \approx -80^{\circ}C$) и нагружен моментом M'_{x} , величина которого выбрана таким образом, чтобы кривизна элемента была равна нулю. Тогда относительное удлинение одинаково во всех точках и в верхнем слое равно

$$\varepsilon_0 = \frac{\sigma'_{x_1}}{E_1} + \alpha_1 \Delta t , \qquad (6)$$

а в нижнем

$$\varepsilon_0 = \frac{\sigma'_{x_2}}{E_2} + \alpha_2 \Delta t , \qquad (7)$$

где σ'_{x_1} и σ'_{x_2} – напряжения в верхнем и нижнем слое, постоянные по толщине слоя.

Приравняв правые части выражений (6) и (7), получим

$$\frac{\sigma_{x_1}'}{E_1} + \alpha_1 \Delta t = \frac{\sigma_{x_2}'}{E_2} + \alpha_2 \Delta t \; .$$

На основании условия равенства нулю нормальной силы запишем

$$N = \sigma_{x_1}' \delta_1 + \sigma_{x_2}' \delta_2 = 0.$$

Решение системы двух последних уравнений дает выражения для расчета напряжений

$$\sigma_{x_1}' = -\frac{(\alpha_1 - \alpha_2)\Delta t}{\delta_1 \left(\frac{1}{E_1 \delta_1} + \frac{1}{E_2 \delta_2}\right)},$$

$$\sigma_{x_2}' = \frac{(\alpha_1 - \alpha_2)\Delta t}{\delta_2 \left(\frac{1}{E_1 \delta_1} + \frac{1}{E_2 \delta_2}\right)}.$$
(8)

Суммируя напряжения σ'_{x_1} и σ'_{x_2} по толщи- $\delta_1 + \delta_2$

не слоев, получим пару сил с плечом 2 момент от которой

$$M'_{x} = \frac{(\alpha_{1} - \alpha_{2})\Delta t(\delta_{1} + \delta_{2})}{\left(\frac{1}{E_{1}\delta_{1}} + \frac{1}{E_{2}\delta_{2}}\right)^{2}}.$$
 (9)

Для того, чтобы определить температурные напряжения в биметаллическом элементе, охлажденном на величину Δt и нагруженном моментом M'_x , необходимо приложить момент M'_x обратного направления, тогда моменты $+M'_x$ и – M'_x взаимно уничтожатся и останутся только те напряжения и деформации, которые соответствуют охлаждению. Значения напряжений найдем как разность выражений (8) и (5) при значении момента $M'_x = -M'_x$ согласно равенству (9)

$$\sigma_{x_{1}}^{t} = -\frac{(\alpha_{1} - \alpha_{2})\Delta t}{\left(\frac{1}{E_{1}\delta_{1}} + \frac{1}{E_{2}\delta_{2}}\right)} \left[\frac{1}{\delta_{1}} + \frac{(\delta_{1} + \delta_{2})E_{1}y}{2(E_{1}J_{1} + E_{2}J_{2})}\right],$$

$$\sigma_{x_{2}}^{t} = \frac{(\alpha_{1} - \alpha_{2})\Delta t}{\left(\frac{1}{E_{1}\delta_{1}} + \frac{1}{E_{2}\delta_{2}}\right)} \left[\frac{1}{\delta_{2}} + \frac{(\delta_{1} + \delta_{2})E_{2}y}{2(E_{1}J_{1} + E_{2}J_{2})}\right],$$
(10)

Очевидно, что наибольшие термические напряжения возникают вблизи границы раздела слоев биметалла, где y = -a.

Результаты расчета по зависимостям (10) представлены на рис. 2.



Рис. 2. Термические напряжения, возникающие на границе соединения биметаллического элемента алюминий-сталь при его охлаждении

Анализ результатов расчета свидетельствует о том, что высокие растягивающие напряжения, приводящие к отделению алюминиевого слоя от стальной подложки, реализуются при соотношении толщин слоев алюминия и стали k < 0,1 и k > 4.

Для верификации полученных данных проводили расчет термических напряжений методом конечных элементов с использованием пакета прикладных программ *COMSOL Multiphysics*. Результаты расчета для k = 0,07и 2 приведены на рис. 3.

Сравнительный анализ полученных данных показал, что значения напряжений вблизи границы раздела слоев, рассчитанные по первому и второму вариантам, практически одинаковы.

Сопоставление полученных данных с результатами эксперимента [1,2] показало, что при k = 0,07 термические напряжения величи-



Рис. 3. Эпюры термических напряжений, возникающих при охлаждении биметаллического элемента алюминий–сталь, при k = 0.07 (*a*) и 2 (*б*)



Рис. 4. Микроструктура СКМ Ст3+НП2+АД1 после охлаждения с температуры 600 °С (выдержка 5 ч.), обеспечивающей формирование диффузионной зоны, при *k* = 0,07 (*a*) и 2 (*b*). ×500

ной 57 МПа достаточны для разрушения слоистого композита по слою интерметаллида NiAl3 и самопроизвольного отделения алюминиевого слоя. При k = 2 и величине напряжений 36 МПа во всем диапазоне толщин диффузионной прослойки (вплоть до 250 мкм) разрушения не наблюдалось (рис. 4).

Вывод

Полученные цифровые значения термических напряжений, достаточных для самопроизвольного отделения не вовлеченного в диффузионные процессы алюминиевого слоя от слоя интерметаллида Ni2Al3, входящего в состав гибридного покрытия Ni/Ni2Al3, могут быть использованы в практических целях при разработке технологического процесса получения последнего на этапе выбора конструкции СКМ, назначения режимов сварки взрывом, обработки давлением и диффузионного отжига.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Структура и свойства покрытий из интерметаллидных Ni-Al соединений, полученных по комплексной технологии / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, В. Н. Арисова, Е. А. Семакова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(78) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). – С. 8–11.

2. Шморгун, В. Г. Комплексная технология получения покрытий на основе алюминидов никеля / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, Е. А. Семакова // XIX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии. В 4 т. Т. 2. Химия и технология материалов, включая наноматериалы: тез. докл. – Волгоград: ИУНЛ ВолгГТУ, 2011. – С. 666.

3. Пономарев, С. Д. Расчет упругих элементов машин и приборов / С. Д. Пономарев, Л. Е. Андреева. – М.: Машиностроение, 1980. –326 с.

4. Бояршинов, С. В. Основы строительной механики / С. В. Бояршинов. – М.: Машиностроение, 1973. – 456 с.

УДК 621.778.08:669-408.3

В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Г. В. Понкратова О НЕОДНОРОДНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ В ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЕ БИМЕТАЛЛА УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ–СТАЛЬ 12X18H10T

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследована неоднородность высокотемпературной деформации микрообъемов в переходной зоне биметалла углеродистая сталь-хромоникелевая нержавеющая сталь после различных технологических переделов.

Ключевые слова: неоднородность деформации, диффузия, переходная зона, биметалл, микротвердость, микрообъемы, структура, прокатка, патентирование, отжиг, феррит, карбиды.

Heterogeneity of high-temperature deformation of microvolumes in a transitional area of bimetal carbon steelchrome-nickel stainless steel after various production step is investigated.

Keywords: heterogeneity of deformation, diffusion, transitional area, bimetal, microhardness, microvolumes, structure, rolling, patenting, annealing, ferrite, carbides.

Диффузионные процессы, развивающиеся в зоне сопряжения биметаллов углеродистая сталь-хромоникелевая нержавеющая сталь в процессе совместной горячей прокатки разнородных слоев и при последующих технологических нагревах, формируют переходные зоны, обладающие химической и структурной неоднородностью. Характер зарождения и развития микроразрушений в переходной зоне отличается от основных слоев, что отражается на свойствах изделий из биметалла.

Целью работы являлась оценка влияния уровня неоднородности деформации микрообъемов на вероятность возникновения и развития микроразрушений в переходной зоне биметалла углеродистая сталь-хромоникелевая нержавеющая сталь.

Материалы и методы исследования

Испытывались биметаллические образцы сталь 45-сталь 12Х18Н10Т (плакирующий слой), вырезанные из полосы, полученной совместной горячей прокаткой составной заготовки [1], после следующих технологических переделов: прокатки, патентирования (нагрев до температуры 950–970 °C, быстрое охлаждение до температуры 450–520 °C и изотермическая выдержка), отжига при температуре 1000 °C в течение 1 ч.

Исследование деформации микрообъемов переходной зоны биметаллических образцов в условиях ползучести при температуре 700 °С проводилось на установке ИМАШ-9-66 методом реперных точек с базами 10 и 20 мкм. Для этого на полированную поверхность биметаллического образца с размерами рабочей части 3×3 мм наносились на микротвердомере ПМТ-3 алмазным индентором по три реперных ряда отпечатков вдоль образующей в непосредственной близости от поверхности раздела слоев с числом микроучастков в каждом ряду n = 100. Нагрев образцов в установке ИМАШ-9-66 осуществлялся радиационным способом, обеспечивающим большую однородность температурного поля у образцов со слоями различной электропроводности по сравнению с прямым пропусканием электрического тока. Измерение микротвердости проводилось при комнатной температуре (нагрузка на индентор составляла 1 H).

Для количественной оценки степени неоднородности деформации микрообъемов использовался коэффициент вариации микродеформа-

ций
$$K_{\varepsilon} = S_{\varepsilon} / \overline{\varepsilon}$$
, где $S_{\varepsilon} = \sqrt{\sum_{i=1}^{n} (\varepsilon_i - \overline{\varepsilon})^2 / (n-1)}$ -

среднеквадратическое отклонение микродеформаций, ε_i – относительная деформация *i*-го микрообъема, $\overline{\varepsilon} = \sum_{i=1}^n \varepsilon_i / n$ – средняя деформация по длине реперной линии. Вклад межзеренной деформации оценивался коэффициентом $\lambda_{\Gamma} = \sum_{1}^{n_{\Gamma}} \varepsilon_{i,\Gamma} / \sum_{1}^{n} \varepsilon_{i}$, где $\sum_{1}^{n_{\Gamma}} \varepsilon_{i,\Gamma}$ суммарная деформация n_{Γ} микрообъемов, включающих границы зерен; $\sum_{1}^{n} \varepsilon_{i}$ – суммарная продольная деформация п микрообъемов.

Результаты и их обсуждение

Переходные зоны, через которые осуществляется деформационное взаимодействие основных слоев, играют важную роль в формировании механических свойств биметалла [2], и их следует рассматривать как самостоятельный элемент структуры. Объемная доля переходной зоны в исследованных образцах составляла около 13 % [1]. Установлено различие деформационных микрорельефов переходных зон и основных слоев биметаллов углеродистая сталь+12X18Н10Т: высокая интенсивность и неоднородность развития деформации в обезуглероженной зоне углеродистой стали и пониженная способность к пластическому течению микрообъемов науглероженного участка стали 12Х18Н10Т [3].

При горячей прокатке углерод диффундирует из углеродистой стали к слою стали 12X18H10T, упрочняя его приграничную зону за счет образования мелкодисперсных карбидов титана и хрома. Одновременно наблюдается встречная диффузия хрома и никеля в углеродистую сталь на глубину 5–10 мкм [4]. Диффузионные потоки приводят к значительным различиям значений твердости, косвенно характеризующих прочностные свойства микрообъемов переходной зоны биметалла в состоянии после прокатки (кривая 1 на рис. 1).



Рис. 1. Распределение микротвердости в переходной зоне биметалла с основой из стали 45:

1 - после прокатки; 2 - после патентирования; 3 - после отжига

В непосредственной близости от поверхности раздела слоев индекс сравнения значений микротвердости (отношение средних значений микротвердости граничных слоев) $i_{\rm C} = 3,1$. Такое строение переходной зоны говорит о существовании фрактальной размерности 3→2 ее структур по обе стороны от поверхности раздела: переходу от трехмерно-упорядоченной объемной кристаллической решетки к двухмерной поверхности раздела слоев биметалла. Способность частиц контактирующих фаз образовывать стехиометрические соединения обусловливает и объясняет наличие скачка свойств у поверхности раздела (размерность распределения физикомеханических свойств в непосредственной близости у поверхности раздела слоев равна 2). Микротвердость основных слоев – 2,14 ГПа для стали 45 и 2,76 ГПа для стали 12Х18Н10Т.

Патентирование изменяет соотношение сформировавшихся после прокатки значений микротвердости в переходной зоне исследованного биметалла. Как следует из кривой 2 на рис. 1, в непосредственной близости от поверхности раздела $i_{\rm C} = 2,0$. Микротвердость основных слоев различается незначительно (2,75 ГПа для стали 45 и 2,42 ГПа для стали 12Х18Н10Т). Ускоренное охлаждение при патентировании приводило к некоторому снижению твердости и повышению пластичности плакирующего слоя.

Установленное различие значений $i_{\rm C}$ после прокатки и патентирования связано, в основном, с диффузионными процессами, происходящими в приграничном слое со стороны стали 12X18H10T. Известно [5], что нагревы под прокатку (температура начала прокатки 1150– 1100 °C) и патентирование (950–970 °C) [1] способствуют растворению карбидов хрома и титана в аустените. Замедленное, по сравнению с патентированием, охлаждение после прокатки вызывает выделение карбидов в приграничном слое стали 12X18H10T, что приводит к его охрупчиванию и повышению твердости.

Структурная и химическая неоднородность вблизи поверхности раздела слоев оказывает влияние на характер развития деформации микрообъемов переходной зоны. Условием совместности деформации на поверхности раздела биметалла является равенство деформации микрообъемов металла, прилегающих непосредственно к поверхности раздела. Как следствие, должны быть одинаковыми и уровни неоднородности деформации микрообъемов слоев на поверхности раздела, оцениваемые с помощью коэффициента вариации K_{ε} . Обеспечение указанных условий сопровождается усложнением напряженного состояния в этих областях.

На рис. 2 показано изменение уровня неоднородности деформации К_є (кривые 1-3) и вклада межзеренной деформации λ_{Γ} (кривая 4) микрообъемов переходной зоны биметаллических образцов для исследованных состояний на начальных этапах деформации при температуре 700 °С (слева и справа на графике приведены значения K_{ε} и λ_{Γ} для основных слоев). В прокатанном биметалле уровни неоднородности деформации микрообъемов приграничных зон со стороны сталей 12Х18Н10Т и 45 различаются почти в 2 раза (кривая 1), что можно объяснить следующим. При температуре начала прокатки исследованного биметалла растворимость углерода в аустените высокая. При охлаждении с прокатного нагрева в слое стали 12Х18Н10Т формируется пересыщенный аустенит, степень пересыщения которого зависит от условий охлаждения и распределения углерода. В процессе последующей деформации при температуре 700 °С происходит выделение карбидов по границам зерен аустенита [5], что ведет к охрупчиванию науглероженного слоя стали 12X18Н10Т. Чем ниже пластичность металла, тем более неоднородно он деформируется. При этом повышается вероятность зарождения хрупких микротрещин: в науглероженной зоне уже после деформации $\bar{\varepsilon} = 4.0\%$ при температуре 700 °С были зафиксированы межзеренные надрывы.



Рис. 2. Изменение уровня неоднородности деформации K_{ε} и вклада межзеренной деформации λ_{Γ} (кривая 4) микрообъемов переходной зоны биметалла в процессе ползучести при температуре 700 °C после:

1 –прокатки ($\overline{\varepsilon} = 4\%$); 2 –патентирования ($\overline{\varepsilon} = 4\%$); 3 – отжига ($\overline{\varepsilon} = 6,5\%$)

Хрупкие трещины в науглероженной зоне наблюдали также и в биметалле Ст3+12Х18Н10Т в условиях растяжения при 800 °С [3]. Возникновение очагов разрушения затрудняет дальнейшую обработку давлением биметаллической заготовки.

Снижение величины іс после патентирования (кривые 2 на рис. 1), а также уровня неоднородности деформации микрообъемов переходной зоны (кривая 2 на рис. 2), особенно заметное для приграничной зоны со стороны стали 12Х18Н10Т, можно связать с повышением пластичности науглероженного слоя вследствие меньшего количества карбидов, выпадающих из аустенита при ускоренном охлаждении. Повышенный, по сравнению с основным слоем, уровень неоднородности деформации обезуглероженного слоя стали 45 приводил к концентрации микронапряжений, релаксация которых за счет пластической деформации на поверхности раздела слоев затруднена. Уровень концентрации напряжений достаточен для образования микротрещин в обезуглероженном слое: при металлографическом исследовании были зафиксированы микротрещины, лежащие перпендикулярно оси растяжения, максимальная длина которых (80-100 мкм) соответствовала глубине обезуглероженной зоны.

Пониженные значения K_{ε} в основных слоях объясняются сформировавшейся в результате термической обработки более однородной структурой – сорбит в стали 45 и мелкозернистый аустенит без следов полосчатости стали 12X18H10T.

Высокая дисперсность получаемой при патентировании структуры не позволяла оценить вклад межзеренной деформации в общую деформацию образца. Для получения крупного зерна биметаллические образцы подвергали отжигу, после которого средний размер зерна составил 70–90 мкм для стали 45 и 10–12 мкм для стали 12Х18Н10Т.

В результате более интенсивной диффузии углерода в приграничный слой стали 12X18H10T при отжиге микротвердость переходной зоны в нем повышалась (кривая 3 на рис. 1). В свою очередь, глубина диффузии хрома и никеля в основной слой стали 45 в этих условиях достигала 10–20 мкм [4]. При этом микротвердость обезуглероженного слоя изменялась незначительно. Индекс сравнения значений микротвердости в переходной зоне после отжига $i_{\rm C}$ составлял 3,6. Структура переходной зоны биметалла показана на рис. 3, *а*.

Значительную роль в повышении уровня неоднородности деформации в компонентах биметалла играло укрупнение зерна в результате отжига. Кроме того, для стали 12Х18Н10Т повышение значений К_е связано с выделением при температуре испытания по границам зерен карбидов, что вело к охрупчиванию стали. Для стали 45 увеличение значений K_{ε} , сформировавшихся в процессе отжига разноориентированных зерен феррита и перлита, приводящее к снижению механических свойств по сравнению со сталью с сорбитной структурой, наблюдали в работе [6]. Более высокий уровень неоднородности деформации стали 45 по сравнению со сталью 12Х18Н10Т объясняется усложнением процесса пластической деформации зерен двухфазного сплава, обладающих резко дифференцированными прочностными и пластическими свойствами, в отличие от различающихся лишь кристаллографической ориентировкой зерен однофазных сплавов.





Рис. 3. Структура переходной зоны биметалла сталь 45+12X18H10T (×400): *а* – после отжига; *б* – после отжига и деформации $\overline{\epsilon} = 6.5\%$ при температуре 700 °C

Характер изменения уровня неоднородности деформации по глубине переходной зоны после проведения отжига (кривая 3 на рис. 2) объясняется следующим. Высокий уровень неоднородности деформации микрообъемов науглероженной зоны связан с охрупчиванием границ зерен, результатом которого является утолщение границ и образование межзеренных трещин в процессе деформации (рис. 3, б). Для микрообъемов обезуглероженной зоны, непосредственно примыкающих к поверхности раздела, характерен, как и для других состояний (кривые 1 и 2 на рис. 2), пониженный уровень неоднородности деформации. Однако выделение карбидов по границам ферритных зерен, связанных с диффузией хрома, также является причиной образования и развития в процессе деформации межзеренных трещин (рис. 3, б).

Оценка вклада межзеренной деформации в общую деформацию образца с помощью показателя λ_{Γ} (кривая 4 на рис. 2), значения которого могут колебаться в пределах 1-90 % [7], показала, что для науглероженного слоя уровень неоднородности деформации определяется интенсивностью деформации микрообъемов, включающих границы зерен – вклад межзеренной деформации достигает 90 %. Для обезуглероженного слоя характерна внутризеренная деформация, значения λ_{Γ} составляли порядка 30 %. С удалением от поверхности раздела вклад межзеренной деформации в основном слое стали 45 практически не изменялся, значения $\lambda_{\Gamma} = 32\%$ стабилизировались уже на расстоянии ~30 мкм от поверхности раздела. Для основного слоя стали 12X18H10T исследованного биметалла оценить вклад межзеренной деформации не удалось в связи с малым размером зерна.

Анализ характера изменения кривой 3 рис. 2 показывает, что в науглероженной зоне стали 12X18H10T развитие трещин тормозится с одной стороны участками, примыкающими непосредственно к поверхности раздела, а с другой стороны – основным слоем стали 12X18H10T, где ниже уровень неоднородности деформации. Торможение трещин обезуглероженного слоя основным слоем стали 45 маловероятно, однако металлографически наблюдаемое утолщение границ зерен не оказывает существенного влияния на однородность деформации при ползучести. Деформация обезуглероженного слоя носит внутризеренный характер.

Выводы

1. Рост коэффициента вариации микродеформаций в науглероженном слое коррозионностойкой стали биметалла обусловлен повышением концентрации деформации в микрообъемах в связи с охрупчиванием границ зерен выделяющимися из аустенита карбидами.

2. Образование межзеренных трещин в обезуглероженном слое стали 45, связанное с выделением карбидов по границам зерен, не вызывает повышения в нем уровня неоднородности деформации.

3. Для предотвращения снижения механических свойств биметаллов типа углеродистая сталь + сталь 12Х18Н10Т необходимо выбирать технологические режимы их получения, обеспечивающие минимальный уровень неоднородности деформации микрообъемов в переходной зоне.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Прогнозирование прочностных характеристик биметаллической коррозионностойкой проволоки / Ю. П. Трыков, В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, А. С. Сергиенко // Производство проката. – 2009. – № 9. – С. 29–33.

2. Влияние волочения на свойства биметаллической проволоки углеродистая сталь + 12Х18Н10Т / В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, С. А. Булаева // Сталь. – 2011. – № 5. – С. 53–57.

3. Катихин, В. Д. Особенности деформации многослойных плакированных металлов при растяжении в интервале 20-1000оС / В. Д. Катихин, М. Г. Лозинский, П. О. Пашков, А. И. Тананов / ФиХОМ. – 1969. – № 4. – С. 46–57.

4. *Тананов, А. И.* Строение и свойства биметаллических материалов / А. И. Тананов, В. Д. Катихин, И. С. Грузь [и др.]. – М: Наука, 1975. – 123 с.

5. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

6. Кукса, Л. В. Микродеформации и механические свойства поликристаллических сплавов при статических, динамических и высокотемпературных испытаниях / JI. В. Кукса // Физика металлов и металловедение. – 1997. – Т. 84. – № 1. – С. 96–105.

7. Гарофало, Ф. Законы ползучести и длительной прочности / Ф. Гарофало. – М.: Металлургия, 1968. – 304 с.

УДК 621.791.76:621.7044.2

В. Д. Рогозин

РАСЧЕТ СКОРОСТЕЙ ПРИ МЕТАНИИ МНОГОСЛОЙНОГО ПАКЕТА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Описана методика и программа расчета в системе программирования МАТНСАD скорости метания пластин при сварке взрывом многослойного пакета. Методика позволяет для заданной конструкции пакета построить кривую послойного разгона пластин продуктами детонации заряда взрывчатого вещества. Ключевые слова: сварка взрывом, метание пластин, многослойный пакет.

The technique is described and the calculation program in the programming speed MATHCAD throwing plates at explosion welding of the first multi-layered package. The technique allows for a given design package to construct a curve of layered plates disperse detonation products of an explosive charge.

Keywords: explosion welding, throwing plates, multilayer package.

В практике сварки взрывом широко используется известное решение [1] газодинамической задачи расчета скорости при одномерном метании пластины продуктами детонации (ПД) заряда взрывчатого вещества (ВВ). На основе этого в работе [2] решена аналитическая задача расчета скоростей послойного метания пластин при сварке взрывом многослойного пакета. В данной работе приводится реализация компьютерного расчета этой задачи.

Расчетная схема после приведения к безразмерному виду показана на рис. 1. Плоский заряд ВВ размещен на поверхности пакета, состоящего из параллельных пластин толщиной δ_i , установленных с известными зазорами h_i. Несжимаемые пластины рассматриваются как бесконечно тонкие слои с распределенной массой $\rho_i \cdot \delta_i$, где ρ_i – плотность материала реальной пластины.

В точке О начинается детонация заряда ВВ, в точке А детонационная волна ОА достигает первой пластины многослойного пакета и продукты детонации разгоняют ее до соударения в точке В со следующей пластиной пакета. При соударении движущаяся масса скачком увеличивается и ее скорость уменьшается в соответствии с законом сохранения импульса. Соответственно увеличивается скорость звука в ПД у поверхности пакета (из условия постоянства суммы массовой и звуковой скоростей вдоль характеристики). Продукты детонации разгоняют эту увеличенную массу до соударения со следующей пластиной, и далее процесс повторяется на всех пластинах пакета. Полученные в [2] уравнения позволяют решить поставлен-

ную задачу, последовательно рассчитывая параметры метания на каждом участке траектории.



Рис. 1. Расчетная схема метания пластин: OL - фронт разлета ПД; AC - голова отраженной волны; S, E - начало и конец участка разгона; ABSE – траектория движения пакета (по суммарному зазору)

Для приведения к безразмерному виду в указанных уравнениях волновые и массовые скорости отнесены к скорости детонации ВВ, времена – ко времени детонации заряда ВВ, координаты – к высоте заряда. Для решения рассматриваемой задачи целесообразно использовать систему программирования МАТНСАД, в которой можно наглядно и оперативно осуществлять подбор параметров пакета для достижения необходимых скоростей соударения слоев. Последовательность процесса расчета скорости метания при сварке взрывом многослойного пакета далее показана на конкретном примере.

РАСЧЕТ СКОРОСТИ МЕТАНИЯ пластин МНОГОСЛОЙНОГО ПАКЕТА в системе программирования MATHCAD-14 [код PKG-7517-FN]

Обозначения величин в программе:

TS, *TE* – моменты начала и окончания участка на кривой разгона;

- *CS*, *CE* скорость звука в ПД в начале и в конце участка;
- US, UE скорость метания в начале и в конце участка;
- *XS*, *XE* координата пакета в начале и в конце участка;
- М масса движущейся части пакета;
- η отношение массы заряда к массе метаемой части пакета.

Зависимость параметров метания пакета от времени

Функция времени движения
$$\Theta(T, \eta, CS, TS) := \left[1 + 2 \cdot \eta \cdot CS^2 \cdot TS \cdot \left(1 - \frac{TS}{T}\right)\right]^{-0.5}$$
.

Координата пакета
$$X(T, \eta, CS, TS, XS) := XS \cdot \frac{T}{TS} \cdot \left[1 + \frac{1}{\eta \cdot CS \cdot XS} \cdot \left(1 - \frac{1}{\Theta(T, \eta, CS, TS)}\right)\right]$$

Скорость пакета

$$U(T,\eta,CS,TS,XS) \coloneqq \frac{XS}{TS} \cdot \left[1 + \frac{1}{\eta \cdot CS \cdot XS} \cdot \left(1 - \frac{1}{\Theta(T,\eta,CS,TS)}\right) - \frac{CS \cdot TS}{XS} \cdot \frac{TS}{T} \cdot \Theta(T,\eta,CS,TS)\right]$$

Скорость звука в ПД у поверхности пакета $C(T, \eta, CS, TS) := CS \cdot \frac{TS}{T} \cdot \Theta(T, \eta, CS, TS)$.

Программа-функция – расчет момента встречи пакета с очередным слоем (вычисляет момент времени ТЕ, когда координата пакета X станет равна координате XE конца участка):

$$\Phi TE(T, CS, \eta, TS, XS, XE) := \begin{bmatrix} \Theta(T, \eta, CS, TS) \leftarrow \left[1 + 2\eta \cdot CS^2 \cdot TS \cdot \left(1 - \frac{TS}{T}\right)\right]^{-0.5} \\ X(T, \eta, CS, TS, XS) \leftarrow XS \cdot \frac{T}{TS} \cdot \left[1 + \frac{1}{\eta \cdot CS \cdot XS} \cdot \left(1 - \frac{1}{\Theta(T, \eta, CS, TS)}\right)\right] \\ TE \leftarrow root(X(T, \eta, CS, XS) - XE, T) \\ TE \end{bmatrix}$$

Исходные данные

Высота заряда,	Плотность ВВ,	Скорость детонации,
мм	кг/м3	м/с
Hww:=60	<i>ROww</i> :=900	<i>Dww</i> :=4200

Можно добавлять любое число слоев копированием последней строки с заменой ее номера и характеристик слоя.

Характеристики слоев (ввод строк по числу слоев в пакете)

Номер слоя	Толщина, мм	Плотность, кг/м3	Зазор, мм
<i>i</i> :=1	δ _{<i>i</i>} :=5	ρ _i :=7800	<i>h</i> _{<i>i</i>} :=2.5
<i>i</i> :=2	$\delta_i := 2$	ρ _i :=8900	h_i :=4
<i>i</i> :=3	$\delta_i := 2$	ρ _i :=7800	h_i :=3
<i>i</i> :=4	δ _{<i>i</i>} :=3	ρ _i :=2700	$h_i:=3$

ПРОГРАММА ВЫЧИСЛЕНИЙ

Число слоев в пакете n := i, номера слоев i := 1..n. Время детонации заряда $t_{WW} := \frac{H_{WW}}{D_{WW}} \cdot 10^{-3}$ (c).

Начальные значения (в момент прихода детонации к первой пластине):

 $TE_{0} := \frac{tww}{tww} = 1, \quad CE_{0} := \frac{3}{4} \cdot \frac{Dww}{Dww} = 0.75, \quad UE_{0} := \frac{1}{4} \cdot \frac{Dww}{Dww} = 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad M_{0} := 0.25, \quad XE_{0} := \frac{Hww}{Hww} = 1, \quad XE_{0} := \frac{H$

Постоянные для участков:

$$XE_{i} \coloneqq XE_{i-1} + \frac{h_{i}}{Hww}, \quad XS_{i} \coloneqq XE_{i-1}, \quad M_{i} \coloneqq M_{i-1} + \rho_{i} \cdot \delta_{i}, \quad \eta_{i} \coloneqq \frac{16}{27} \cdot \frac{ROww \cdot Hww}{M_{i}}$$

Расчет параметров метания

Шаг точек в расчете $\Delta := 10^{-8}$ (с), безразмерный шаг $\Delta T := \frac{\Delta}{tww}$. Номер последней точки на этапе детонации (нулевой слой) $kE := ceil\left(\frac{1}{\Delta T}\right)$.

TI

$$(T \ X \ U) := \quad \text{for } j \in 1..n \qquad \qquad 1$$
$$US_{j} \leftarrow UE_{j-1} \cdot \frac{M_{j} - \rho_{j} \cdot \delta_{j}}{M_{j}} \qquad \qquad 2$$

$$CS_{j} \leftarrow \left(UE_{j-1} + CE_{j-1}\right) - US_{j}$$

$$3$$

$$S_j \leftarrow TE_{j-1}$$
 4

$$E_j \leftarrow TE_{j-1} + \Delta T$$
 5

$$TE_j \leftarrow \Phi TE\left(TE_j, CS_j, \eta_j, TS_j, XS_j, XE_j\right)$$

$$CE_{j} \leftarrow C(TE_{j}, \eta_{j}, CS_{j}, TS_{j})$$

$$7$$

$$UE_{j} \leftarrow U(TE_{j}, \eta_{j}, CS_{j}, TS_{j}, XS_{j})$$
8

$$kS \leftarrow kE$$
 9

$$kE \leftarrow ceil\left(\frac{TE_j}{\Delta T}\right)$$
 10

for
$$k \in kS..kE$$
 11

$$\leftarrow \Delta T \cdot k \tag{12}$$

6

$$TT_k \leftarrow (T_k - 1) \cdot tww \cdot 10^6$$
 13

$$XX_{k} \leftarrow \left(X\left(T_{k}, \eta_{k}, CS_{k}, TS_{k}, XS_{k}\right) - 1\right) \cdot Hww \qquad 14$$

$$UU_{k} \leftarrow U(T_{k}, \eta_{k}, CS_{k}, TS_{k}, XS_{k}) \cdot Dww$$
 15

$$(TT XX UU)$$
 1

ИЗВЕСТИЯ ВолгГТУ

Комментарии к операторам

1. Внутренний массив результатов вычисляется в цикле по слоям.

2. Скорость пакета в начале участка при добавлении очередного слоя.

3. Новая скорость звука в ПД в начале участка.

4. Началом нового участка является момент окончания предыдущего.

5. Начальный момент времени для поиска конца очередного участка.

6. Момент времени в конце текущего участка.

7. Скорость звука в ПД в конце участка.

8. Скорость пакета в конце участка.

9. Для точек на графиках определяется номер первой точки в начале участка.

10. Номер последней точки участка на графике.

11. Цикл вычислений значений функций в точках графиков.

12. Момент времени для точки в задаче.

13. Момент времени (мкс) для точек на графиках.

14. Координата (мм) для точек на графиках.

15. Скорость (м/с) для точек на графиках

16. Передача данных из внутренних массивов в массив выходных данных.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТА

Результаты расчета представленной задачи показаны на рис. 2. Для коррекции или подбора скоростей достаточно внести изменения во введенные данные.



Рис. 2. Зависимость скорости метания пакета от времени (a) и координаты (δ)

В заключение можно отметить, что для практического применения представленного решения следует в программной среде MATHCAD скопировать приведенные операторы в указанной последовательности с соблюдением правил программирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Баум, Ф. А. Физика взрыва: монография / Ф. А. Баум, Л. П. Орленко, К. П. Станюкович, В. П. Челышев, Б. И. Шехтер; под ред. К. П. Станюковича. – М.: Наука. – 1975. – 704 с.

2. Рогозин, В. Д. Математическая модель послойного разгона пластин в многослойном пакете / В. Д. Рогозин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. С. Арестов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(65) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – 134 с. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 4.). – С. 28–33.
Часть II

ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762

С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ ПРЕССОВОК ИЗ КАРБИДА ТИТАНА И НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

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

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

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

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

Порошковые композиционные материалы из тугоплавких соединений и никеля объединяют не только свойства составляющих, но и обладают целым спектром новых, зачастую уникальных качеств. Это позволяет использовать их не только в качестве инструментальных и конструкционных, но и электротехнических материалов. Для их получения весьма перспективными являются высокоскоростные методы прессования порошков, например, как в [1-5], позволяющие получить прессовки с плотностью близкой к монолитному материалу, что во многих случаях позволяет использовать их без последующего спекания. Несмотря на значительное количество работ по исследованию никелевых сплавов, содержащих твердые частицы различных видов, пока еще очень мало сведений о воздействии ударных волн на тонкую структуру прессовок из порошков карбида титана и никеля, а также на их электрические и термоэлектрические свойства после дополнительного термического воздействия, что пока еще сдерживает широкое применение таких материалов в промышленности. В связи с этим в данной работе рассматриваются результаты

исследований влияния давления прессования и последующей термообработки (TO) на тонкую структуру и электрические свойства прессовок из смеси порошков карбида титана и никеля, полученных высокоскоростным прессованием.

В качестве исходных материалов использовали порошки промышленного производства в состоянии поставки, без применения пластификаторов или других наполнителей. Порошок карбида титана (TiC) имел средний размер частиц 8–12 мкм, порошок никеля (Ni) марки ПНЭ – 30–50 мкм.

Порошковая смесь TiC + Ni с содержанием 75 % вес Ni приготавливалась перемешиванием порошков вручную до однородной консистенции. Ее начальная плотность 2760 кг/м³, плотность компактного материала, рассчитанная по правилу аддитивности, как в [4] – 7400 кг/м³, относительная плотность -0,37.

Высокоскоростное прессование осуществляли на пороховой баллистической установке по схеме, близкой к приведенной в работе [2]. Скорость полета цилиндрического ударника (V_{ya}) из свинца была в пределах 500–600 м/с. Ее измеряли электроконтактным методом. Резуль-

таты измерений скоростных режимов использовали для расчета по методике [5] давления (*P*) в прессуемых слоях, которое изменялось в пределах 6,5–10,0 ГПа. После высокоскоростного прессования образцы-прессовки имели диаметр 30 мм, толщину – около 4 мм.

При проведении ТО спрессованные образцы размещали в герметичной стальной ампуле, которую нагревали в электрической печи до 500 °С в течение 1 часа с последующим охлаждением с печью.

Тонкую структуру прессовок до и после термообработки изучали на дифрактометре «Дрон-3» в K_q-излучении медного анода с никелевым фильтром. В процессе качественного фазового анализа съемку выполняли в интервале углов 20 от 20 до 100 град. при скорости движения диаграммной ленты 720 мм/час с шагом отметки углов, равным 1 град. Для определения характеристик тонкой структуры прессовок из 75 % Ni+25 % TiC производили запись отражений от плоскостей (111) и (222), как у ТіС, так и у никеля. По методу аппроксимации [6] проведен расчет физических уширений (β) рентгеновских линий с целью оценки наличия микронапряжений о_П и размера D областей когерентного рассеяния (ОКР) кристаллитов. Результаты расчетов для обоих компонентов композиции приведены в табл. 1-2.

При получении температурных зависимостей электросопротивления прессовок каждый исследуемый образец размещали в специальном устройстве между медными электродами. Полученную сборку устанавливали в электропечи. 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 $\Delta R/R_0$ от температуры.

При контроле термоэлектрических свойств материалов измеряли термоэлектродвижущую силу (термоЭДС) в контуре, состоящем из исследуемого изделия и эталонного образца, как в [3, 7]. В процессе контроля нагретый до 30–250 °C эталонный никелевый электрод периодически приводили в контакт (на 2–3 сек.) с исследуемым образцом, находящимся при комнатной температуре и измеряли возникающую при этом термоЭДС. Контроль температуры эталонного электрода осуществляли хромелькопелевой термопарой и милливольтметром В7-35. ТермоЭДС, возникшую в паре никель – исследуемый образец, контролировали милливольтметром В7-40.

При анализе рентгеновских линий прессовок как до, так и после ТО были идентифицированы фазы Ni и TiC, следовательно, ударноволновое сжатие и TO не приводит к каким либо изменениям фазового состава прессуемого материала.

Установлено (см. табл. 1), что у материала, полученного при P=6,5 ГПа ,ТО привела к увеличению ОКР в частицах Ni на 35 %, а микронапряжения σ_{II} снизились с 70 до 43 МПа – на 39 %. Аналогичная картина наблюдается у материала, полученного при P=8,1 ГПа: размеры ОКР Ni увеличились на 28 %, а σ_{II} снизились с 66 до 44 МПа – на 33 %.

У материала, полученного при P=10 ГПа, после ТО в частицах Ni произошло уменьшение ОКР на 18 %, а микронапряжения сохранились на прежнем уровне. В частицах ТiC (см. табл. 2) у материала, полученного при P = 6,5 ГПа, ТО привела к уменьшению ОКР на 20 %, при P == 8,1 ГПа ОКР TiC практически не изменились, а у прессовок, полученных при P=10 ГПа, ОКР уменьшились с 30 до 16 нм (на 47 %). Также установлено, что ТО привела к заметному снижению микронапряжений (на 13–60 %) частицах TiC у всех исследованных материалов. При этом особенно заметное снижение микронапряжений (на 60 %) наблюдается у материала, полученного при P=10 ГПа.

Таблица 1

Режимы прессования		β _{111,} мрад		β _{222,} мрад		<i>D</i> , нм		$\sigma_{II,}$ MПa	
$V_{ m yд.}$ м/с	Р, ГПа	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После
500	6,5	7,8	5,7	16,1	9,8	20	27	70	43
550	8,1	7,5	6,1	15,4	10,2	21	26	66	44
600	10	7.2	8.6	13.7	13.5	22	18	60	58

Характеристики тонкой структуры Ni в смесевых прессовках

Таблица 2

Характеристики тонкой структуры ТіС в смесевых прессовках

Режимы прессования		β _{111,} мрад		β _{222,} мрад		<i>D</i> , нм		$\sigma_{II,} M \Pi a$	
$V_{ m yд,}$ м/с	Р, ГПа	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО
500	6,5	7,8	15,6	15,7	11,5	19	15	247	181
550	8,1	6,8	6,4	14,2	12,2	22	24	222	192
600	10	5,1	9,2	11,5	4,7	30	16	183	74

Обнаруженные изменения в тонкой структуре прессовок показывают, что даже при сравнительно низкой температуре термической обработки (500 °C) в исследуемых материалах происходят достаточно заметные релаксационные процессы, способные повлиять на их физические свойства. Действительно, проведенный анализ полученных температурных зависимостей электросопротивления прессовок (см. рис. 1) показал, что до ТО у материалов, полученных при P=6,5 и 8,1 ГПа, зависимости $\Delta R/R_0$ от температуры практически совпадают (см. кривые 1, 2), при этом электросопротивление мало изменяется с ростом температуры (происходит незначительное понижение вплоть до 250 °C). После ТО у указанных материалов наблюдается непрерывный рост электросопротивления с повышением температуры (кривые 4, 5), причем при P=8,1 ГПа зависимость $\Delta R/R_0$ от температуры проходит выше, чем у прессовок, полученных при более низком давлении.



Рис. 1. Температурные зависимости электрического сопротивления у прессовок до ТО (кривые 1–3) и после ТО (кривые 4–6): 1, 4 – *P*=6,5 ГПа; 2, 5 – *P*=8,1 ГПа; 3, 6 – *P*=10 ГПа

У прессовок, полученных при P=10 ГПа, до ТО происходит непрерывное значительное снижение электросопротивления с ростом температуры (кривая 3), а после ТО, как и в предыдущих случаях, наблюдается непрерывный его рост (кривая 6). Таким образом, релаксационные процессы, происходящие при ТО в материалах, спрессованных ударными волнами большой интенсивности, привели к существенному повышению их электрического сопротивления.



Рис. 2. Зависимости термоЭДС (*E*) прессовок от температуры до ТО (кривые 1–3) и после ТО (кривые 4–6): 1, 4 – *P*=6,5 ГПа; 2, 5 – *P*=8,1 ГПа; 3, 6 – *P*=10 ГПа

Исследование термоЭДС прессовок в зависимости от температуры до и после ТО (см. рис. 2) с использованием никеля в качестве эталонного электрода показали, что давление прессования практически не влияет на ее величину (кривые 1–3), а ТО привела к заметному снижению величины термоЭДС: кривые 4–6, полученные для всех материалов, спрессованных разными давлениями, практически совпадают и проходят значительно ниже, чем у материалов до ТО, что также свидетельствует о взаимосвязи изменений, происходящих в тонкой структуре прессовок при ТО, особенно величины микронапряжений, с изменениями электрических свойств.

Выводы

1. Установлено весьма существенное влияние термической обработки на тонкую структуру частиц TiC и Ni в смесевых прессовках, полученных высокоскоростным прессованием, что, в свою очередь, повлияло на их электросопротивление и термоэлектрические свойства.

2. Обнаруженные эффекты по изменению электрических свойств прессовок при термиче-

ском воздействии могут быть использованы при создании материалов с заданными температурными коэффициентами электрического сопротивления и дифференциальной термоЭДС.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Писарев, С. П. Влияние ударно-волнового воздействия на тонкую структуру порошковых композиций из карбида циркония и кобальта / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 49–52.

2. Рогозин, В. Д. Ударное прессование порошковых смесей W₂B₅₊Ni / В. Д. Рогозин, С. П. Писарев, В. Н. Арисова, М. С. Круглов // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 11 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 47–49. 3. Писарев, С. П. Электрические свойства прессовок из ZrC и Co, полученных высокоскоростным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). – С. 74–77.

4. 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. науч. ст. № 5. – Волгоград : ИУНЛ ВолгГТУ, 2011. – Вып. 5. – С. 40–43.

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

6. Горелик, С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М.: Металлургия. – 1971. – 368 с.

7. Лившиц, Б. Г. Физические свойства металлов и сплавов / Б. Г. Лившиц, В. С. Крапошин, Я. Л. Линецкий. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.

УДК 669.1:622.788.32

И. Л. Гоник, О. П. Бондарева, Н. А. Новицкий, А. Г. Тюпина ИССЛЕДОВАНИЕ МАКРО- И МИКРОСТРУКТУРЫ ОКСИДОУГЛЕРОДНЫХ БРИКЕТОВ ПОСЛЕ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО ОБЖИГА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gonik@vstu.ru

В настоящее время проявляется все больший интерес со стороны металлургических предприятий к брикетированной шихте из отходов металлургического производства. После предварительно проведенного обжига, с целью металлизации, содержание железа в таких брикетах достигает 75–85 %, при этом значительно сокращается время плавки при использовании металлизованного сырья. Однако процессы, протекающие в брикете во время обжига, требуют дополнительных исследований.

Ключевые слова: оксидоуглеродный брикет, углерод, окалина, восстановительный газ, вюстит, феррит.

Nowadays iron and steel enterprises take more interest in briquetted batch derived from waste of metallurgical production. After preliminary roasting for the purpose of metallization, iron content is equal to 75–85 % in such briquettes, furthermore the time of melting with the use of metallized raw materials is reduced. Nevertheless processes proceeding in the briquette during roasting need additional research.

Key words: oxidecarbonium briquette, carbon, clinker, reducing gas, wustite, ferrit.

Таблица 1

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

чения необходимой прочности брикетов в рабочую смесь вводили связующие вещества: водный раствор жидкого стекла и оксидную систему SiO₂-B₂O₃-CaO-K₂O.

Готовые брикеты подвергали обжигу в окислительной атмосфере в печи электросопротивления. В процессе нагрева в брикете активируется диффузионный процесс газификации твердого углерода [2]. Восстановительный газ,

проведены исследования структуры оксидоуглеродных брикетов после обжига при различной температуре. Оксидоуглеродный брикет (ОУБ) представляет собой спрессованные железосодержащие металлургические отходы и восстановитель [1]. Такой брикет может применяться в качестве шихтового материала для выплавки чугуна и стали.

На кафедре «Технология материалов» были

В качестве железосодержащего материала использовалась прокатная окалина. Химический состав используемой прокатной окалины представлен в табл. 1.

В качестве восстановителя применяли электродный бой угольных электродов электродуговых сталеплавильных печей. С целью обеспемонооксид углерода, образуется вследствие недостатка кислорода внутри брикета. Этому способствует расплавление оксидной системы (связующего вещества), которое формирует вязкую массу, предотвращая при этом газообмен с атмосферой печи.

В процессе обжига в брикете также протекают восстановительные процессы, которые приводят к изменению его структуры. В исследованиях использовали образцы одинакового состава, которые подвергали обжигу в интервале температур 600–1200 °С с постоянным временем выдержки. После обжига образцы подвергали гравиметрическим исследованиям и исследованию макроструктуры. Результаты гра-

Таблица 2

Изменение плотности ОУБ в зависимости от температуры обжига

№ образца	Температура обжига, °С	Длительность выдержки, мин	Средняя плот- ность, кг/м ³		
1	-		2403		
2	600		2366		
3	800	90	2321		
4	1000		2300		
5	1200		2249		

виметрических исследований ОУБ представлены в табл. 2.

Исследования структуры вывили, что пористость образцов увеличивается с повышением температуры обжига, что, на наш взгляд, прежде всего связано с газификацией углерода. Этот процесс сопровождается появлением металлических включений в структуре брикета, количество которых увеличивается с возрастанием температуры обжига. Макроструктуры исследованных брикетов после обжига представлены на рис. 1.

Ранее проведенные на кафедре исследования микроструктуры окалины после восстановительного обжига ОУБ при температуре 950 °С и выдержке 40 мин выявили в брикете разные по структуре зоны. В центре таких зон находятся включения частиц железа с послойным расположением оксидов на периферии. Структура одной из таких зон представлена на рис. 2.

Представленные результаты исследований косвенно подтверждают ступенчатость протекания процессов восстановления железа в ОУБ в исследуемом температурном интервале. Микротвердость железа восстановленного при температуре 950 °C, составляет от 1006 до 1837 МПа, что соответствует микротвердости феррита малоуглеродистых сталей. В брикетах, подвергав-









2



6

Рис. 1. Макроструктура исследуемых брикетов, ×16:

a – после прессования и сушки при 200 °C; *δ* – обжиг 600 °C, 90 мин; *в* – обжиг 800 °C, 90 мин; *г* – обжиг 1000 °C, 90 мин; *д* – обжиг 1200 °C, 90 мин



Рис. 2. Микроструктура частицы окалины после углетермического восстановления при 950 °С и выдержке 40 мин, ×300: 1 – восстановленное железо; 2 – вюстит (FeO); 3 – магнетит (Fe₃O₄)

гавшихся обжигу при более высокой температуре (1200 °C) и выдержке 90 мин, наблюдается большее количество восстановленного железа. После обжига при температуре нагрева 1200 °C в структуре брикета присутствует феррит с микротвердостью от 570 до 1362 МПа, квазиэвтектоидные структуры (от 1350 до 3670 МПа), а также структурно свободный цементит. Такое количество составляющих можно объяснить неравномерностью распределения углерода, которая зависит от времени выдержки и температуры обработки [3].

Заключение

Проведенные исследования макро- и микроструктуры оксидоуглеродных брикетов в условиях высокотемпературного нагрева позволяют предположить, что образование железа происходит на поверхности зерен вюстита. С увеличением времени выдержки количество железа увеличивается, и в результате полного восстановления вюстита он замещается металлическим железом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гоник, И. Л. Особенности применения брикетируемых железосодержащих отходов / И. Л. Гоник, В. П. Лемякин, Н. А. Новицкий // Металлург. – 2011. – № 6. – С. 36–38.

2. Агеев, Е. Е. Поведение оксидо-угольных брикетов при электроплавке стали / Е. Е. Агеев, Г. Н. Еланский, В. П. Лемякин, И. Л. Гоник, В. Ф. Петрова // Сталь. – 1999. – № 3. – С. 16–19.

3. Булгаков, В. Г. Исследование минералогического состава окалино-углеродных брикетов в процессе восстановления / В. Г. Булгаков, Г. В. Булгаков // Известия вузов. Черная металлургия. – 1998. – № 7. – С. 16–19.

4. *Равич, Б. М.* Брикетирование в цветной и черной металлургии / Б. М. Равич. – М. : Металлургия, 1975 – 232 с.

УДК 621.762.45

А. В. Крохалев, Джанта Андри Имули

ОСОБЕННОСТИ УПЛОТНЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: kroch@vstu.ru

Исследован процесс прессования взрывом порошковых смесей карбида хрома Cr₃C₂ с титаном, медью и никелем. Выявлено влияние режимов взрывного нагружения на пористость порошковых материалов.

Ключевые слова: карбид хрома, титан, твердый сплав, взрывное прессование порошков, консолидация порошкового материала, пористость.

The process of pressing the explosion of powder mixtures of chromium carbide Cr_3C_2 , titanium, copper and nickel. The influence of the mode of explosive loading on the porosity of powder materials.

Keywords: chromium carbide, titanium, explosive powder compaction and consolidation of the powder material, porosity.

В настоящее время твердые сплавы чаще всего получают путем прессования исходных смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами и спекания. Это накладывает определенные ограничения на подбор состава материалов, связанные прежде всего с химической совместимостью компонентов сплавов, и не позволяет принципиально повысить их эксплуатационные свойства. Решение этих проблем может быть найдено путем использования при компактировании порошковых смесей карбидов с металлами энергии взрыва. Взрывная обработка порошков позволяет одновременно достигать и давлений, достаточных для уплотнения порошков, до практически беспористого состояния, и температур, достаточных для сварки структурных компонентов порошкового материала в единое целое. Кратковременность воздействия высоких давлений и температур позволяет избежать вторичного химического взаимодействия между компонентами сплавов и роста зерна в их структуре [1,2].

Целью проведенных исследований явилось изучение влияния состава порошковых смесей и параметров их ударно-волновой обработки на уплотнение смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами. В качестве карбидной фазы сплавов использовали карбид хрома Cr_3C_2 , а в качестве металлической связки – титан, никель и медь. Подобный выбор состава материалов позволил ввести в рассмотрение различные факторы, связанные со свойствами металлической составляющей исходной порошковой смеси. Прежде всего, конечно, это физические свойства металлов, и в частности, их плотность и акустическая жесткость.

При проведении исследований исходную порошковую смесь располагали на поверхности монолитной металлической подложки и нагружали путем подрыва накладного заряда ВВ через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка (рис. 1).

Процесс прессования с использованием подобной схемы сопровождается распространением по порошковой смеси падающей ударной волны и ее отражением от поверхности монолитной подложки и промежуточной прокладки. При этом рост температуры порошкового материала происходит в основном в первой волне, движущейся по невозмущенному порошку, а максимальное давление его сжатия достигается в отраженных ударных волнах, что является оптимальным, с точки зрения сварки давлением. Расчет численных значений максимального давления ударно-волнового сжатия производился методом (*P*,*u*)-диаграмм, основанном на поэтапном определении характеристик падающих и отраженных волн путем анализа пересечений ударных адиабат прокладки, порошка, основания и продуктов детонации в координатах «давление – массовая скорость» с использованием специально разработанной программы. Температура разогрева порошка находилась, исходя из найденного по значениям массовой скорости частиц порошка приращения его внутренней энергии за фронтом первой ударной волны [3–5].



Рис. 1. Схема нагружения:

 электродетонатор, 2 – детонирующий шнур, 3 – заряд взрывчатого вещества, 4 – промежуточная прокладка, 5 – порошок, 6 – стальное основание, 7 – песчаная подушка

Как показали металлографические исследования, в нашем случае, после ударно-волновой обработки смесей порошков карбида хрома и металлической связки в структуре полученного порошкового материала четко просматриваются образующие непрерывный скелет частицы карбидной фазы, между которыми располагаются металлическая связка и отдельные поры (рис. 2).







×5000

Рис. 2. Структура твердых сплавов после ударноволновой обработки

Следов протекания диффузионных процессов, связанных с физико-химическим взаимодействием материала карбидных частиц и частиц металлической связки и ведущих в общем случае к росту или растворению частиц карбидной фазы, в существенном для изменения фазового состава и структуры масштабе обнаружено не было. Это подтверждает сделанное ранее предположение о том, что в значительной степени подобное взаимодействие за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, протекать не успевает.

Зависимость пористости твердых сплавов, полученных из порошковых смесей с одинаковым количеством различной металлической связки, от максимального давления ударно-волнового сжатия приведена на рис. 3. Как видно из рисунка, с увеличением интенсивности нагружения пористость уменьшается.



Рис. 3. Зависимость остаточной пористости твердых сплавов от максимального давления ударно-волнового сжатия

Тот факт, что при одинаковых давлениях пористость твердых сплавов с титановой связкой оказывается существенно меньшей, чем пористость сплавов со связкой медной и никелевой, можно объяснить лишь тем, что разница в акустической жесткости между карбидом хрома и титаном существенно больше, чем между карбидом хрома и медью или никелем, в результате чего затекание титановой связки в промежутки между карбидными частицами происходит легче и полнее, чем пластическое течение меди и никеля вокруг карбидных частиц. Определенный интерес представляет тот факт, что увеличение интенсивности нагружения не позволяет уплотнить материал до абсолютно беспористого состояния, что связано, повидимому, с наличием воздуха в промежутках между частицами порошка.

Зависимость пористости порошковых сплавов на основе карбида хрома с различным содержанием титановой связки от максимального давления ударно-волнового сжатия приведена на рис. 4.

Из приведенного рисунка следует, что при одинаковых давлениях пористость твердых сплавов с меньшим содержанием титановой связки оказывается большей, чем пористость сплавов с более высоким содержанием связки. Данный факт указывает на то, что кроме процесса затекания металлической связки в промежутки между карбидными частицами, роль которого хорошо прослеживается на сплавах с медью, никелем и титаном, на уплотнение порошковых смесей влияет контактное взаимодействие карбидных частиц друг с другом, вклад которого возрастает с увеличением содержания карбидной фазы в составе материала.



Рис. 4. Влияние содержания металлической связки на пористость твердых сплавов

Следует отметить, что в описанных выше опытах исходная плотность порошковой смеси не изменялась и соответствовала состоянию свободной засыпки. Как показывают расчеты, в этих условиях увеличение высоты заряда и скорости детонации взрывчатого вещества приводит к одновременному увеличению и максимального давления ударно-волнового сжатия и температуры разогрева порошка при взрывной обработке. При этом численные значения названных параметров оказываются коррелирующими друг с другом. Для раздельной оценки влияния каждого из них на пористость твердых сплавов была поставлена дополнительная серия опытов, в которых при взрывной обработке использовали порошковые смеси карбида хрома и титана в состоянии утряски. Повышение исходной пористости порошковой смеси привело к снижению температуры ее разогрева при сохранении практически неизменного уровня достигаемых в процессе обработки давлений.

Отмеченное снижение температуры отрицательно сказалось на остаточной пористости твердых сплавов (рис. 5), что может быть объяснено большей твердостью карбидных частиц в процессе ударно-волнового сжатия и соответствующим ухудшением их пластического деформирования при контактном взаимодействии друг с другом.

Проведенные исследования позволяют сделать вывод, что реализация потенциальных возможностей взрывного метода получения твердых сплавов возможна при использовании в качестве металлической связки металлов с низкой акустической жесткостью, достаточном количестве связки и на режимах нагружения, обеспечивающих необходимый уровень давлений при достаточном уровне температуры разогрева порошка в процессе ударно-волнового сжатия.



Рис. 5. Влияние исходной плотности порошковой смеси и содержания в ней металлической связки на пористость твердых сплавов

Использование таких широко распространенных приемов, как предварительная подпрессовка порошка, требует большой осторожности, так как может привести к росту конечной пористости спрессованного взрывом материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Крохалев, А. В. Получение износостойких покрытий из смесей порошков карбида хрома с металлической связкой с использованием взрывного нагружения / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 (65) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 4). – С. 117–122.

2. Крохалев, А. В. Методика экспериментального исследования режимов трения в подшипниках скольжения / А. В.Крохалев, О. А. Авдеюк, Джанта Андри Имули // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 13(86) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Прогессивные технологии в машиностроении»; вып. 7). – С. 20–23.

3. Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 4). – С. 110–116.

4. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2010616142 (РФ). Программа для расчета параметров сжатия порошковых материалов при импульсном нагружении (взрывное компактирование) / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак. – 2010.

5. Компьютерное моделирование взрывного компактирования нанопорошков при получении наноструктурных материалов и покрытий / А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. О. Харламов // Перспективные технологии, оборудование и аналитические системы для материаловедения и наноматериалов (3–4 июня 2009 г.): тр. VII междунар. Рос.-Казахстан.-Японской науч. конф. / Мин-во образования и науки Рос. Федерации [и др.]. – М., 2009. – С. 425–432.

ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743.41:621.777.044.2

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Ярославкин, В. Н. Арисова ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВТОРИЧНОГО ФТОРОПЛАСТА-4

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты исследования структурных изменений вторичного фторопласта-4 при ударноволновом воздействии. Изучено влияние давления взрывного прессования на параметры кристаллической структуры вторичного полимера и плотность полученных прессовок из стружки различной дисперсности.

Ключевые слова: взрывное прессование, вторичный фторопласт-4, рентгенострукутрный анализ, кристаллическая структура, плотность прессовок.

Shows the results research influence of shock impact on the structural changes in the secondary fluoroplastic-4. The influence of pressure of the explosive pressing on the parameters of the crystal structure recycled polymer and density of the compacts obtained from the chips of different dispersion.

Keywords: explosive pressing, secondary fluoroplastic-4, X-ray structure analysis, crystal structure, density compacts.

Широкое применение во многих отраслях находит фторопласт (Ф-4), обладающий уникальными свойствами [1]. Вместе с тем существует ряд экономических и технологических факторов, ограничивающих более широкое его применение. Так, высокая вязкость расплава и широкий температурный интервал высокоэластического состояния ограничивают переработку Ф-4 в изделия, что исключает возможность применения известных твердофазных методов при вторичной переработке крупных частиц, измельчение которых, в свою очередь, затруднено его высокой пластичностью. В тоже время высокие темпы роста производства изделий из Ф-4 и локализация его отходов способствуют обострению не только экономической, но и экологической проблемы, так как эти отходы практически не перерабатываются.

В последнее время ведется активный поиск эффективных способов переработки промышленных отходов Ф-4 в полезный продукт [2]. Перспективным методом вторичной переработки Ф-4 может стать взрывное прессование (ВП), которое позволяет получать практически монолитные прессовки из порошков Ф-4 с различной структурной упорядоченностью при варьировании параметров ВП. При взрывной обработке уплотнение частиц достигается их сближением до расстояний межмолекулярного взаимодействия с одновременной активацией их поверхностей и образованием прочных когезионных связей между макромолекулами полимера. В процессе ВП, обеспечивающего высокие скорости нагружения частиц Ф-4, согласно температурно-временной аналогии и механики сплошных сред, происходит нарастание напряжений в их объеме, что приводит к нарушению их целостности и активному дроблению [3], что крайне затруднено при его обычном измельчении, требующем использования низких температур.

Накопленный по ВП порошков Ф-4 и его композиций опыт [3–9] позволил предположить, что давление ВП влияет на формирование структуры полимера, уровень ее дефектности, что отразится на свойствах получаемого материала. Интенсивность протекания структурных изменений определяется давлением, температурой и макропластическими деформациями при ударном сжатии, что регулируется уровнем энергосилового воздействия, зависящего от технологических параметров ВП [3–5, 8]. Данная работа посвящена исследованию структурных изменений при воздействии ударных волн на вторичный фторопласт-4 (ВФ-4). Возможность переработки ВФ-4 известными твердофазными способами [2] определяется уровнем измельчения его частиц, поэтому в качестве исходного материала использовали стружку Ф-4 разной дисперсности.

Получение прессовок осуществляли взрывной обработкой в цилиндрической ампуле крупной стружки со средним размером частиц 0,5×5 мм неограниченной длины и мелкой стружки размером 0,1×0,3 мм при давлении 0,2-0,8 ГПа. Спекание полученных заготовок проводили при температуре 370-380 °С с выдержкой 10 мин на 1 мм толщины образца. Исследование структуры ВФ-4 осуществляли методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-3 в излучении медного анода Сикα. Полученные дифракционные кривые позволили определить степень кристалличности х, межслоевое расстояние Сам, характерное для неупорядоченных (аморфных) областей полимера, размер кристаллитов Д, физическое уширение В и уровень относительной деформации решетки ($\Delta d/d$). Определение плотности прессовок осуществляли гидростатическим взвешиванием по ГОСТу 25281-82.

Результаты РСА показали, что дифрактограммы (рис.1) исходной стружки и прессовок, полученных давлением ВП 0,2-0,8 ГПа, отражают аморфно-кристаллическую структуру Ф-4 с высокой степенью кристалличности (63-75 %). Дифракционные отражения от кристаллической части полимера соответствуют углам 20=18,0°; 20=31,3°; 20=36,5°; 20=41,2°; с соответствующими межплоскостными расстояниями d_{HKL} 4,92 Å, 2,86 Å, 2,46 Å и 2,19 Å. Соотношение интенсивностей рентгеновских линий изменяется с повышением давления и характеризуется снижением интенсивности отражений при больших углах, что вызвано упорядочиванием вращающихся звеньев фтора и увеличением доли кристаллитов с гексагональной решеткой.

Рассчитанные из дифрактограмм параметры кристаллической структуры ВФ-4 представлены на рис. 2–4 и в таблице. Повышение давления ВП с 0,2 ГПа до 0,8 ГПа приводит к монотонному уменьшению параметров a и c гексагональной решетки ВФ-4 как из крупной, так и из мелкой стружки. Причем период решетки aизменяется незначительно и остается практически на одном уровне, а период c изменяется бо-



Рис. 1. Дифрактограммы исходной мелкой стружки (1) и ВФ-4 после ВП давлением: 2 – 0,2 ГПа, 3 – 0,5ГПа, 4 – 0,8 ГПа

лее значительно и уменьшается с 1,945 нм у мелкой и 1,949 нм у крупной стружки до 1,893 нм и 1,923 нм соответственно при P = 0,8 ГПа, что может привести к увеличению жесткости молекулярной цепи. При этом различие параметров кристаллической ячейки ВФ-4 с крупной и мелкой стружкой не превышает 0,5 % при всех давлениях ВП.



Рис. 2. Зависимость периодов *a* (1,2) и *c* (3,4) гексагональной решетки ВФ-4 из мелкой (1,3) и из крупной (2,4) стружки от давления ВП

Взрывное воздействие при всех давлениях ВП не изменяет межслоевое расстояние C_{am} , характерное для неупорядоченных (аморфных) областей. Как у ВФ-4 из мелкой, так и из крупной стружки оно составляет $C_{am} = 0,51-0,52$ нм.

Повышение давления ВП приводит к уменьшению степени кристалличности χ с 72–76 до 64 % не зависимо от дисперсности стружки, причем более значительное ее снижение наблюдается при P = 0,8 ГПа, что вызвано интенсификацией дробления кристаллитов при почти полном уплотнении материала при более высоких давлениях. У образцов из крупной стружки степень кристалличности на 5–10 % выше, чем из мелкой, а при давлении ВП 0,2 ГПа $\chi = 76$ %, что соответствует значению для исходной стружки. Таким образом, при ВП интенсивность воздействия на кристаллическую часть вторичного полимера увеличивается с ростом давления, но почти не зависит от степени дисперсности стружки.



Рис. 3. Зависимость степени кристалличности (1,2) и межслоевого расстояния аморфной фазы (3,4) ВФ-4 из мелкой (1,3) и из крупной (2,4) стружки от давления ВП

Рассчитанные из дифрактограмм параметры тонкой структуры показали (рис. 4, таблица), что с увеличением давления ВП физическое уширение рентгеновских линий β , являющееся интегральной характеристикой структурных искажений, незначительно возрастает не зависимо от степени дисперсности стружки с 2,8–3,0 до 3,6–3,85 мрад.



Рис. 4. Зависимость физического уширения (1,2), размера кристаллитов (3,4) и относительной деформации решетки (5,6) ВФ-4 из мелкой (1,3,5) и из крупной (2,4,6) стружки от давления ВП

Причем изменения в вызваны в большей части деформацией элементарной ячейки Ф-4 $\Delta d/d$, и если при P = 0,2 ГПа деформация решетки по сравнению с исходной стружкой выше в 1,4–1,5 раз и составляет 4,39–4,7·10⁻³, то при P = 0.8 ГПа она выше уже в 1,8–2,0 раз $(5,62-6,04\cdot10^{-3})$. Существенное уменьшение размера кристаллитов D (рис. 4) с 47,7-50,4 до 38,1-41,0 нм, что в 1,3-1,4 раза меньше по сравнению с размером кристаллитов исходной стружки наблюдается лишь при максимальном давлении ВП. Прессование более низким давлением уменьшает D вторичного полимера всего на 5-15 % от исходной стружки. Такие изменения структуры обусловлены тем, что повышение давления ВП сопровождается увеличением скорости деформации частиц и более высокое давление ВП (0,8 ГПа) приводит к более интенсивному разрушению кристаллических участков ударной волной и повышению дефектности структуры. Изменение размера исходных частиц приводит к пропорциональному изменению внутренних напряжений как из-за изменения скоростей частиц, так и уменьшения средней длины их пробега в процессе ВП.

Наибольшие изменения β , $\Delta d/d$ и D отмечены у ВФ-4 из мелкой стружки при всех параметрах ВП, что свидетельствует о большем воздействии энергии взрыва на тонкую структуру ВФ-4 с меньшей дисперсностью исходных частиц.

Изменение давления ВП от 0,2 до 0,8 ГПа способствует протеканию процессов уплотнения и аморфизации полимера, что с одной стороны приводит к увеличению плотности прессовок, а в другом случае к ее снижению. Исследование плотности образцов ВФ-4 показало (рис. 5), что с повышением давления от 0,2 до 0,5 ГПа наблюдается увеличение плотности за счет преобладающего процесса уплотнения. При этом максимальная плотность, близкая к значениям монолитного первичного материала, 2,18–2,20 Мг/м³, достигается при P = 0,5 ГПа. Дальнейшее повышение давления не приводит к существенному уплотнению, а снижение плотности до 2,16–2,18 Мг/м³ может быть связано с аморфизацией структуры прессовок и повышением ее дефектности по данным РСА. Однако она выше, чем после ВП давлением 0,2 ГПа, где ее величина составляет 2,11-2.15 Мг/м³.

	Давление ВП, Значения параметро		9-4 после ВП для прессовок	Исходная	
параметр	ГПа	Крупная стружка	Мелкая стружка	стружка	
	0,2	76	72		
χ, %	0,5	74	69	77	
	0,8	71	64		
	0,2	0,52	0,52		
Сам, нм	0,5	0,51	0,51	0,52	
	0,8	0,51	0,51		
	0,2	50,4	47,7		
<i>D</i> , нм	0,5	47,3	45,2	52,0	
	0,8	41,0	38,1		
	0,2	2,8	3		
β,10 ⁻³ , рад	0,5	3,1	3,25	2,7	
	0,8	3,6	3,85		
	0,2	4,39	4,7		
$\Delta d/d$, 10 ⁻³	0,5	4,87	5,1	3,1	
	0,8	5,62	6,04		
	0,2	5,673	5,661		
а, нм	0,5	5,608	5,58	5,73	
	0,8	5,589	5,558		
	0,2	19,49	19,45		
С, НМ	0,5	19,23	19,08	19,5	
	0,8	19,16	18,93		

Параметры кристаллической структуры вторичного ПТФЭ



Рис. 5. Зависимость плотности прессовок ВФ-4 из крупной (1) и мелкой (2) стружки от давления ВП

Весьма ценно, что при ВП давлением 0,5– 0,8 ГПа наиболее высокая плотность получена у прессовок из крупной стружки, что, согласно литературным данным, недостижимо другими твердофазными методами вторичной переработки и позволяет сократить технологический цикл путем исключения предварительной операции – тонкодисперсного измельчения исходной стружки.

Выводы

1. Проведенные исследования показали, что повышение давления ВП с 0,2 до 0,8 ГПа ока-

зывает влияние на параметры кристаллической структуры ВФ-4 как из мелкой, так и из крупной стружки, снижая степень кристалличности на 6–8 %, размер кристаллитов в 1,3–1,4 раза, увеличивая при этом относительную деформацию кристаллической решетки и физическое уширение в 1,2–1,3 раза. А наибольшие изменения тонкой структуры ВФ-4 отмечены при ВП мелкодисперсной стружки при всех давлениях ВП.

2. Установлено, что ВП давлением 0,5 ГПа, обеспечивает получение высокоплотных прессовок из более крупной стружки с достижением максимальной плотности 2,20 Мг/м³, что позволяет исключить этап тонкодисперсного измельчения, снижающего рентабельность вторичной переработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бузник, В. М. Фторполимерные материалы: применение в нефтегазовом комплексе / В. М. Бузник. – РГУ нефти и газа им. Губкина. – Москва : Нефть и газ, 2009. – 32 с.

2. Горяинова, А. В. Фторопласты в машиностроении / А. В. Горяинова. – М.: Наука, 1971. – 378 с.

3. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций : монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров. – Волгоград, 2007. – 240 с.

4. Ударно-волновая обработка дисперсного фторопласта-4 / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, А. В. Фетисов, Э. В. Седов // Материаловедение. – 2000. – № 12. – С. 49–52.

5. 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.

6. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка полимеров и металлополимерных композиций / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, Г. В. Агафонова // Полимерные материалы. – 2006. – № 12. – С. 26–29.

7. Свойства обработанных взрывом полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Н. Х. Нгуен, Ю. А. Калмыкова // Пластические массы. – 2007. – № 6. – С. 9–11.

 Структурные изменения при взрывной обработке композиции фторопласта-4 с полиоксибензоилом / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, С. М. Рыжова // Материаловедение. – 2009. – № 3. – С. 18–25.

9. Адаменко, Н. А. Влияние взрывной обработки на деформационно-прочностные и антифрикционные свойства фенилона и его композиций с фторопластом-4 / Н. А. Адаменко, Н. Х. Нгуен, Г. В. Агафонова // Конструкции из композиционных материалов. – 2009. – Вып. 2. – С. 66–75.

УДК 678.743.41:621.9.044

Н. А. Адаменко^{*}, Л. Н. Игнатьева^{**}, Г. В. Агафонова^{*}, В. Г. Курявый^{**}, Г. А. Зверев^{**}, Е. Б. Меркулов^{**}, А. Э. Герасимук^{*}, В. М. Бузник^{***}

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ФТОРОПЛАСТА-4 ПРИ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКЕ

*Волгоградский государственный технический университет **Институт химии, Дальневосточный НЦ РАН ***Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова

e-mail: mv@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования структурных изменений политетрафторэтилена при взрывной обработке. Анализировались изменения термических свойств, фазового и химического составов, морфологии, молекулярного и субмолекулярного строения методами рентгено-фазового анализа, электронно- и атомносиловой микроскопии, калориметрии.

Ключевые слова: политетрафторэтилен, фторопласт-4, взрывная обработка, морфология, молекуляроное и субмолекулярное строение, термические свойства.

The work presents results of research the structural changes in the explosive treatment of polytetrafluoroethylene. Analyzed changes in the thermal properties, phase and chemical compositions, morphology, molecular and submolecular structure methods of X-ray phase analysis, electron microscopy and atomic force microscopy, calorimetry.

Keywords: polytetrafluoroethylene, fluoroplastic-4, explosive treatment, morphology, and molecular and submolecular structure, thermal properties.

Политетрафторэтилен (ПТФЭ, Ф-4) обладает уникальными свойствами (сочетанием низкого коэффициента трения, химической стойкости, эластичности), что дает ему широкое применение в различных областях техники. Модификация ПТФЭ, технология получения материалов оказывают существенное влияние на свойства изделий, от которых во многом зависят возможности и области их применения.

Одним из перспективных методов высокоэнергетического воздействия на полимеры является взрывная обработка порошков [1], позволяющая реализовать давления от десятков МПа до сотен ГПа, широкий спектр температур (до тысячи градусов). Взрывная обработка (ВО) трудноперерабатываемых полимеров (ПТФЭ, СВМПЭ, ароматические полиамиды, полиэфиры, полиимиды) показала возможность изменения структуры, тепло-, термостойкости, прочностных свойств получаемых материалов, в том числе композиционных [2].

В настоящей работе представлены результаты исследований влияния ВО на структуру порошка ПТФЭ (Ф-4).

Анализировались изменения термических свойств, фазового и химического составов, морфологии, молекулярного и субмолекулярного строения. Исследования осуществлялись с помощью, РФА, ЭС и АС микроскопии, калориметрии. Морфология образцов изучалась на электронном сканирующем микроскопе высокого разрешения Hitachi S5500 производства Японии.

Рентгеноэлектронные спектры измерялись на сверхвысоковакуумной установке фирмы «Specs» (Германия) с использованием 150-мм электростатического полусферического анализатора. Для ионизации применялось MgKα-излучение. Спектры калибровали по Cls-линиям углеводородов, энергия которых полагалась равной 285,0 эВ.

Дифрактограммы регистрировались с порошков, полученных перетиранием образцов, на автоматическом дифрактометре D-8 ADVANCE в Cu К-α-излучении. Термогравиметрический анализ проводился с помощью системы STA-449C фирмы NETZSCH. Для измерения использовался платиновый тигель с крышкой, имеющей калиброванное отверстие, обеспечивающее давление паров разложения в 1 атмосферу и аналогичный тигель с крышкой в качестве образца сравнения. Исследование проводилось при скорости нагрева 5 °C/мин. в потоке сухого аргона.

В настоящем исследовании использован принцип коаксиального взрывного обжатия порошков в замкнутом объеме (цилиндрической ампуле) [2]. По комплексу воздействия на обрабатываемый материал такой вид обработки приводит к крайне неоднородным параметрам нагружения, температурам и соответственно свойствам спрессованного материала по радиусу ампулы [3-4]. Таким образом, в одном эксперименте создаются различные условия нагружения, особенно резко отличающиеся в центре ампулы по комплексу одновременного воздействия (давления, температуры, интенсивности деформации) на порошковую смесь. Взрывная обработка порошка проводилась давлением в ударном фронте 0,6 ГПа и длительностью воздействия 15 мкс. При соударении частиц порошка при ВП происходит их интенсивная деформация, трение и разогрев в поверхностных слоях. Наиболее интенсивно эти процессы происходят в центре ампулы, где давление достигает более 1,5 ГПа, а материал приобретает темный цвет. По этой причине по мере возможности анализировались светлая часть и темная часть образца.

Анализ рентгенограмм образцов Ф-4 (рис. 1) после взрывной обработки показывает, что в целом полимер остается высококристалличным. На это указывает наличие интенсивной линии $2\Theta=18^{\circ}$, наблюдаемой и на рентгенограмме исходного образца. Различия на дифрактограммах тем не менее наблюдаются. У Ф-4 появляется достаточно интенсивное гало в области $2\Theta=30-50^{\circ}$, которое не наблюдается на рентгенограмме исходного полимера. Присутствие на рентгенограмме гало в области $2\Theta=30-50^{\circ}$, согласно результатам исследования [5], связано с разориентацией спиралевидных молекул относительно

друг друга. Следует отметить и большую заметность кристаллических рефлексов от обработанного взрывом Ф-4 при значениях брегговских углов более 30°, что можно связать с уменьшением структурирования кристаллической фазы в темной части образца.



Рис. 1. Дифрактограммы образца Ф-4 после взрывной обработки

По данным ЭСМ и АСМ (рис. 2), Ф-4 на микроуровне имеет слоистое строение, слои составлены из нанофибрилл шириной около 50 нм, а после ВО образец Ф-4 составлен из плотных островков, соединенных множеством пучков нанофибрил диаметром 50–100 нм. Энергодисперсионный анализ показывает, что в состав стержней входят углерод, кислород, фтор и железо. Появление железа в составе стержней, выявленных в поверхностном слое (почти 6 %), по-видимому, связано с проникновением атомов железа из стальной ампулы в поверхности соприкасающихся с ней порошинок. При этом может происходить взаимодействие железа с полимером либо образование композита.

После ВО Ф-4 в белой и темной частях наблюдаются плотные слоистые образования и фибриллярные структуры (рис. 2). Плотные образования подобны слоистым структурам в исходном порошке, а рыхлые фибриллярные структуры могли образоваться за счет разделения фибрилл, формировавших плотные слоистые структуры. Наблюдаемая конфигурация напоминает крейзовые структуры, состоящие из областей сплошных полимеров, соединенных волокнами [6]. Как правило, крейзы образуются при термомеханическом растяжении пленок политетрафторэтилена, в нашем случае они появляются при взрывном сжатии. Темная часть содержит больше плотных участков и меньше фибрилярных структур (рис. 2, в, г), которые характеризуются большей длиной, чем в исходном полимере. Эта часть содержит больше углерода (41,1 %) по сравнению с белой (36,4 %), а в составе плотных участков присутствует также кислород (2,63 %).



Рис. 2. ЭСМ изображения Ф-4 до (a) и после ВО (б-г); б – белая часть; в, г – темная часть образца

Что касается термических свойств материала после обработки, то изменения прослеживаются уже при термогравиметрическом анализе. Выявлено, что материал темной части Ф-4 после ВО имеет более высокую степень кристалличности, о чем свидетельствует наибольшая величина суммарного эффекта плавления 38,8 Дж/г, по сравнению с 18,4 Дж/г у светлой его части (рис. 3).



Рис. 3. Данные ТГ и ДСК анализа образцов Ф-4 после взрывной обработки: 1 – белая часть; 2 – темная часть

При этом плавление происходит при температуре на 6–7 °С выше, по сравнению с исходным Ф-4, что указывает на повышение термической устойчивости части кристаллических образований, обусловленное усилением межмолекулярного взаимодействия при высокоэнергетическом воздействии.

Выводы

1. Взрывная обработка изменяет морфологию полимера с появлением плотных участков, соединенных пучками нитей нанофибрилл, аналогично крейзовым структурам, образующимся при термомеханическом растяжении пленок ПТФЭ.

2. В результате исследований установлено, что после взрывной обработки Φ -4 остается высококристалличным, однако в области $2\Theta = 30$ – 50° появляется достаточно интенсивное гало, что связано с разориентацией спиралевидных молекул относительно друг друга, а также увеличивается интенсивность рефлексов в области больших углов за счет уменьшения структурирования кристаллической фазы в темной части образца. 3. Темная часть образца Ф-4 имеет более высокую степень кристалличности с эффектом плавления 38,8 Дж/г, по сравнению с 18,4 Дж/г у светлой его части, а плавление происходит при температуре на 6–7 °С выше, по сравнению с исходным Ф-4, что способствует повышению термической устойчивости кристаллических образований.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка полимеров и металлополимерных композиций / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, Г. В. Агафонова // Полимерные материалы. – 2006. – № 12. – С. 26–29.

2. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров. – Волгоград, 2007. – 240 с. 3. Адаменко, Н. А. Свойства железофторопластового композита, полученного взрывным прессованием в ампулах. Перспективные материалы / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, А. В. Казуров. – 2003. – № 4. – С. 83–86.

4. Рогозин, В. Д. Анализ параметров взрывного прессования металлополимерной смеси в цилиндрической ампуле / В. Д. Рогозин, А. В. Казуров, Н. А. Адаменко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10(48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки, прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 42–44.

5. Металполимерные нанокомпозиты (получение, свойства, применение) / В. М. Бузник, В. М. Фомин, А. П. Алхимов [и др.]. – Новосибирск: Из-во СО РАН, 2005. – 260 с.

 Волынский, Л. А. Структурная самоорганизация аморфных полимеров / Л. А. Волынский, Н. Ф. Бакеев. – М: Физматлит, 2005. – 232 с.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, С. М. Залина, В. Н. Арисова, М. У. Хашиева СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОЛИАРИЛАТА ПРИ ВЗРЫВНОМ ПРЕССОВАНИИ ПОРОШКОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Изложены результаты исследования структурных изменений полиарилатов ДВ и Ф-1 при взрывном прессовании порошков. Показано, что взрывная обработка с последующим спеканием полиарилата ДВ в свободном состоянии и спеканием под давлением полиарилата Ф-1 обеспечивает получение монолитного материала из порошков полимеров. Взрывное прессование оказывает влияние на процесс кристаллизации полиарилатов, который зависит от способа нагружения.

Ключевые слова: полиарилат, взрывное прессование, плотность, температура спекания, структура, рентгеноструктурный анализ, степень кристалличности, кристаллизация.

The results of the study of structural changes polyarylates DV and F-1 during explosive compaction of powders. It is shown that the explosive process, followed by sintering polyarylate DV in the free state and sintering under pressure polyarylate F-1 provides a monolithic material from powders of polymers. Explosive compaction has an effect on the crystallization of polyarylates, which depends on the method of loading.

Keywords: polyarylate, explosive compaction, density, sintering temperature, structure, X-ray analysis, the degree of crystallinity, crystallization.

Расширение применения термопластичных полимеров в нагруженных конструкциях привело к необходимости в материалах с определенным сочетанием свойств. Это может быть достигнуто двумя путями: созданием новых полимеров или изменением свойств существующих термопластов, в том числе созданием композиционных материалов на их основе [1,2]. Взрывное прессование (ВП) является одним из новых, перспективных способов получения изделий из термостойких трудноперерабатываемых полимеров, позволяющих реализовывать практически любое давление и обеспечить высокие физико-механические свойства полимера без применения мощного прессового оборудования [2,3].

В данной работе в качестве исследуемых материалов применялись сложные гетероцепные полиэфиры на основе двухатомных фенолов и ароматических дикарбоновых кислот – полиарилаты ДВ и Ф-1 [4,5] в виде порошков с насыпной плотностью 0,4 Мг/м³. Мелкодисперсный порошок перед взрывной обработкой подвергался сушке при температуре 100–120 °С (для ДВ) и 150–160 °С (для Ф-1) с целью удаления влаги и летучих веществ, приводящих к резкому ухудшению прочностных характеристик. Для уменьшения вероятности деструкции полимеров в процессе ВП за счет высокой пористости (от 65 до 70 %) перед ударным нагру-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ МК-2425.2011.8.

жением порошок полиарилата подпрессовывался давлениями от 0,1 до 40 МПа. Эффективность взрывной обработки в значительной степени определяется конструкцией применяемой схемы, поэтому ВП полиарилата 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 [2] давлением ударной волны от 0,67 до 3,8 ГПа. Для сравнения исследовались образцы полиарилата, полученные взрывным и статическим прессованием (СП) с последующим спеканием при различных температурах и временах выдержки.

Исследование влияния взрывного воздействия на структурные изменения полиарилата проводилось методами рентгеноструктурного анализа (РСА). Дифракционные кривые снимались на рентгеновской установке ДРОН – 3.0 в излучении медного анода с никелевым фильтром. Исследование кристаллической структуры материала включало определение степени кристалличности (χ) и среднего межслоевого расстояния (C_{am}), характерного для аморфных областей полиарилата по методике [6].

Зависимости плотности полиарилатов ДВ и Ф-1, спрессованных скользящей УВ при давлении 0,67 ГПа, от давления предварительной подпрессовки от 0,1 до 40 МПа представлены на рис. 1. Из графика видно, что полиарилат ДВ, спрессованный скользящей УВ, максимальной плотностью обладает после предварительной подпрессовки давлениями от 10 до 40 МПа (рис. 1, кривая 1). Поэтому в последующих экспериментах порошок подпрессовывался давлением 10 МПа. Из зависимости плотности образцов полиарилата Ф-1, спрессованных скользящей УВ, от давления предварительной подпрессовки (рис. 1, кривая 2) видно, что с увеличением давления подпрессовки плотность полимера после ВП растет и достигает своего максимального значения (1,21 Mг/м³) при давлении 30 МПа. Достигнутая плотность несколько ниже максимального значения для монолитного материала (1,3 Мг/м³) [4,5]. Применение заряда ВП с большей скоростью детонации, обеспечивающего повышение давления ВП до 3,8 ГПа, не привело к увеличению плотности материалов, что обусловлено деструкцией полимеров [3].



Рис. 1. Зависимость плотности полиарилатов ДВ (1) и Ф-1 (2) после взрывного воздействия от давления подпрессовки

С целью повышения плотности и достижения необходимого уровня физико-механических свойств образцы полиарилатов, спрессованные скользящей УВ при давлении 0,67 ГПа, были подвергнуты спеканию [7]. Темпера-туры нагрева выбирались исходя из темпера-турных характеристик полимеров и изменялись для полиарилата ДВ от 200 до 280 °C, а для полиарилата Ф-1 от 260 до 340 °C. Как видно из рис. 2, в области температуры стеклования (220 °C) происходит резкое снижение плотности полиарилата ДВ, что обусловлено разрыхлением структуры материала в условиях перехода в высокоэластическое состояние и еще не развившегося течения [7,8]. С повышением температуры до 260 °C, соответствующей температуре плавления, происходит монотонное увеличение плотности, что подтверждает улучшение межмолекулярного взаимодействия в полимере после ВП. Дальнейшее повышение температуры (до 270 °C) приводит к перегреву расплава полимера, который при охлаждении не успевает монолитизироваться за счет жесткости макромолекул и, как следствие, снижению плотности. Измерение плотности полиарилата Ф-1 показало, что максимальное значение (1,25 Мг/м³) достигается при температуре 320 °С. Дальнейшее повышение температур до 340 °С приводит к резкому снижению плотности до 1,12 Мг/м³. Недостижение максимальной плотности (1,3 Мг/м³) предположительно связано с наличием в образце остаточной пористости (от 8 до 10 %), от которой, очевидно, можно избавиться проведением спекания под давлением. Поэтому в дальнейшем образцы полиарилата Ф-1 после ВП нагревались до температуры 320 °С под давлением 0,1-0,2 МПа, что привело к повыплотности до ее максимального шению значения (1,3 Мг/м3). Инициирующей стадией превращений при нагреве полимера являются

повышенная дефектность структуры и образование активных центров при ВП [7]. Высокое давление, вызывая более неравновесное состояние структуры, приводит полимер в более активированное состояние, что оказывает значительное влияние на последующее спекание пресссовок.



Результаты РСА статически спрессованного полиарилата ДВ после спекания при 260 °С показали (табл. 1), что он обладает низкой упорядоченностью структуры (16-18 %), которая уменьшается до 10-12 % с увеличением продолжительности выдержки при спекании образцов с 20 до 60 минут без изменения среднего межслоевого расстояния, которое составляет 4,983 нм. Процесс кристаллизации полимера при спекании после взрывной обработки зависит от давления ВП и идет интенсивно, чем после СП (табл. 1). Исследования показали, что при ВП скользящей УВ с давлением прессования 0.67 ГПа создаются наиболее благоприятные (оптимальные) условия для процесса кристаллизации полиарилата ДВ: степень кристалличности составляет 20-22 %. Увеличение времени выдержки при спекании с 20 до 60 минут, также как у статически спрессованных образцов, приводит к снижению степени кристалличности полимера до 18-20 % и для образцов после ВП скользящей УВ при давлении 0,67 ГПа. ВП в ампуле приводит к уменьшению среднего межслоевого расстояния до 4,861 нм и к большему снижению степени кристалличности (до 13-15 %), что свидетельствует об изменении степени упорядочения его структуры. Наибольшая структурная упорядоченность наблюдается у образцов полиарилата ДВ, полученных ВП скользящей УВ при давлении прессования 0,67 ГПа (табл. 1), причем увеличение времени выдержки при спекании до 60 минут приводит к еще большему снижению среднего межслоевого расстояния. Повышение давления ВП до 3,8 ГПа привело к снижению степени кристалличности полиарилата ДВ, аналогично ВП в ампуле, и увеличению C_{aM} до 5,215 нм, что подтверждает большую степень дефектности кристаллической структуры по сравнению со СП и ВП меньшим давлением (0,67 ГПа). Эти изменения могут быть вызваны снижением молекулярной подвижности полимера в условиях сжатия, влияющей на процессы перестройки и упорядочения жестких макромолекул, что вызывает механическое стеклование полимера, а не его кристаллизацию [8].

Таблица 1

Структурные параметры полиарилата ДВ после СП и ВП (температура спекания 260 °C)

Обработка	Р, ГПа	τ, мин	χ, %	$C_{\text{ам}}$, нм
СП	0,25	20	16–18	4,983
CII	0,25	60	10-12	4,983
ВП в ампуле	0,7	20	13–15	4,861
	0,67	20	20-22	4,672
ВП скользящей УВ	0,67	60	18–20	4,623
	3,8	20	14–16	5,215

Результаты РСА образцов полиарилата Ф-1 после СП и ВП скользящей УВ и в ампуле с последующим спеканием при температуре 320 °С приведены в табл. 2. Исследования показали, что при обработке взрывом полимер не претерпевает существенных структурных изменений и сохраняет низкую упорядоченность структуры. ВП в ампуле приводит к уменьшению Сам с 4,983 до 4,040 нм и незначительно снижает степень кристалличности полимера (до 4-6 %). При взрывной обработке скользящей УВ с давлением ВП 0,67 ГПа наблюдается наибольшая структурная упорядоченность: Сам уменьшается до 4,132 нм, а степень кристалличности составляет 8-10 %, что незначительно выше, чем после СП и ВП в ампуле. Повышение давления взрывной обработки до 3,8 ГПа приводит к увеличению Сам до 4,272 нм без существенного изменения степени кристалличности (5-7 %), что подтверждает большую степень дефектности кристаллической структуры по сравнению со ВП меньшим давлением (0,67 ГПа).

				Таблица 2
Структурные па	раметры	полиа	рилата	Ф-1

после СП и ВП (температура спекания 320 °C)

Обработка	Р, ГПа	χ, %	$C_{aм}$, нм	
СП	0,25	6–8	4,223	
ВП в ампуле	0,7	4–6	4,040	
РП акоди одной VD	0,67	8-10	4,132	
БП СКОЛЬЗЯЩЕЙ У В	3,8	5-7	4,272	

Выводы

1. Применение ВП скользящей УВ при давлении 0,67 ГПа и последующего спекания полиарилата ДВ в свободном состоянии и спекания под давлением полиарилата Ф-1 обеспечивает получение монолитного материала из порошков полимеров. Плотность прессовок после взрывного воздействия зависит от величины давления и исходной пористости образцов.

2. Взрывная обработка оказывает влияние на процесс кристаллизации полиарилатов ДВ и Ф-1 при спекании, который зависит от способа нагружения. ВП скользящей УВ при давлении 0,67 ГПа обеспечивает наиболее высокую упорядоченность структуры полимеров с повышением степени кристалличности, а повышение давления взрывного воздействия до 3,8 ГПа аналогично как и взрывная обработка в ампуле, приводит к их снижению.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Полимерные композиционные материалы: науч. издание / С. Л. Баженов, А. А. Берлин, А. А. Кульков, В. Г. Ошмян. – Долгопрудный: Издательский Дом «Интеллект», 2010. – 352 с.

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

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

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

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

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

 Влияние взрывной обработки на свойства ароматических термопластов / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов,
 Э. В. Седов // Пластические массы. – 2000. – № 5. – С. 37–39.

8. Термостойкие ароматические полиамиды / Л. Б. Соколов [и др.]. – М.: Химия, 1975. – 256 с.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, И. В. Сергеев, А. В. Казуров, А. С. Рыбин ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИИМИДНЫХ КОМПОЗИТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе представлены результаты термомеханических испытаний наполненных композитов на основе полиимида ПМ-69, полученных статическим и взрывным прессованием. Установлено резкое снижение деформируемости и повышение температур размягчения композиционных материалов после взрывного прессования, что связано с усилением адгезионного взаимодействия компонентов, приводящее к повышению их прочности и твердости.

Ключевые слова: полиимид, графит, бронза, фторопласт-4, композиционный материал, взрывное прессование, термомеханический анализ.

In work results of thermomechanical researches of filled composites based on polyimide PM-69, obtained by static and explosive pressing. Established a reduction in the thermomechanical deformations and increasing softening points composites after static and explosive pressing, which is related to the strengthening of the adhesive interaction between the components, leading to an increase in its strength and hardness.

Keywords: polyimide, graphite, bronze, fluoroplastic-4, composite material, explosive pressing, thermomechanical analysis.

Полиимиды (ПИ) – термостойкие полимеры, имеющие высокие механические и антифрикционные свойства, термо- и коррозионную стойкость [1], поэтому они перспективны при изготовлении изделий триботехнического назначения, способных длительно работать как при высоких, так и низких температурах. При этом изготовление деталей из полиимидов позволяет добиваться высокой точности, что обеспечива-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ МК-2425.2011.8.

ется их малой усадкой при спекании и небольшим водопоглощением, создавая возможность производства более точных механизмов. Однако возрастающие эксплуатационные запросы к антифрикционным материалам требуют еще большего повышения прочностных и антифрикционных свойств полиимидных материалов. Одним из путей решения этой проблемы является армирование полиимида дисперсными наполнителями, то есть создание композиционных материалов (КМ), что может быть эффективно только при обеспечении высокого адгезионного взаимодействия на границе раздела фаз. Наиболее перспективно введение в полиимид порошков графита, бронзы и фторопласта-4 (Ф-4, политетрафторэтилен) до 50 % об [2], которые способствуют повышению прочностных и антифрикционных свойств. Однако получение КМ на основе полиимида сдерживается технологическими факторами, которые состоят в нерастворимости полимера и высокой вязкости расплава, что исключает возможность применения жидкофазных технологий. Как правило, основным способом получения таких композитов является порошковая металлургия, включающая прессование смесевых композиций и последующее спекание заготовок, что не всегда позволяет добиться хорошей однородности свойств материалов.

Взрывное прессование (ВП) является перспективным высокоэнергетическим способом получения наполненных КМ на основе полиимида, которое обеспечивает одновременное прессование, формование и консолидацию компонентов с реализацией повышенного адгезионного взаимодействия между ними.

Целью работы являлось изучение влияния ВП на термомеханические свойства наполненных КМ на основе полиимида. Исследование термомеханических свойств и структуры КМ проводили на основе полиимида ПМ-69, наполненных графитом (30 % об., дисперсностью d = 30-40 мкм), бронзой (30 и 50 % об., d = 15-150 мкм) и Ф-4 (50 % об, d = 30-40 мкм). Для сравнительных исследований КМ получали статическим прессованием (СП) в пресс-формах давлением 150 МПа и ВП в цилиндрических ампулах давлением в ударном фронте 0,6 ГПа [3]. Спекание образцов после СП и ВП проводилось при температуре 390 °С.

Микроструктурные исследования осуществляли с помощью оптического микроскопа Olympus 61BX с увеличением ×200. Термомеханический анализ (ТМА) проводили на приборе ТМИ-1 по стандартной методике, основанной на пенетрации цилиндрического индентора в полимер под нагрузкой 1 Н. Образцы для экспериментов имели высоту 3 мм, диаметр 6 мм. Температуры размягчения определяли по характерным изгибам термомеханической кривой.

Микроструктуры исследуемых КМ на основе полиимида после ВП представлены на рис. 1. Из рисунка видно, что при 30 %-ном наполнении полиимида графитом и бронзой (рис. 1, *a*, *б*) не наблюдается контакта между армирующими частицами, поэтому основное реологическое поведение КМ будет определяться поведением полиимидной матрицы. При 50 %-ном наполнении между введенными частицами наблюдается контакт по всему объему, а следовательно, реологическое поведение КМ будет существенно зависеть от степени взаимодействия частиц наполнителя. О характере влияния ВП на произошедшие в КМ структурные преобразования можно судить по их термомеханическим свойствам.

Результаты ТМА показали аналогичный ход термомеханических кривых (рис. 2) КМ на основе полиимида, полученных на одинаковых технологических режимах. При этом на всех кривых отчетливо прослеживаются изгибы, характерные для достижения температур размягчения, связанных с переходом в другое физическое состояние.

На термомеханических кривых КМ после СП (рис. 2, кривая 1) до температур 350-370 °С происходит увеличение деформаций до 5–10 %, что связано с повышением подвижности отдельных сегментов макромолекул полимера. При этом происходит их ориентация перпендикулярно направлению действующей силы, а в КМ с графитом за счет его слабого адгезионного взаимодействия с ПИ наблюдаются отрицательные деформации. Деформирование происходит более интенсивно при переходе полиимида в высокоэластическое состояние. С повышением температуры более 350 °С наблюдается резкое увеличение деформаций до предельных значений (50-70 %), что связано с достижением температуры текучести, в результате чего ослабляется взаимодействие между макромолекулами полимера и в вязкотекучем состоянии они начинают свободно перемещаться [4]. При этом в КМ с Ф-4 происходит увеличение подвижности макромолекул как ПИ (рис. 2, г, кривая 1), так и Ф-4, что вызывает более интенсивные деформации.



Рис. 1. Микроструктуры КМ на основе полиимида после ВП с наполнением (х200): a - 30 % графита; $\delta - 30$ % бронзы; s - 50 % бронзы; z - 50 % Ф-4



Рис. 2. Термомеханические кривые КМ на основе полиимида с 30 % графита (*a*), 30 % бронзы (*б*), 50 % бронзы (*в*), 50 % Ф-4 (*г*) после СП (1,2) и ВП(3): 1 – без спекания; 2, 3 – со спеканием

После спекания КМ, полученных СП, характер кривых не изменяется, но повышается пористость за счет слабого адгезионного взаимодействия макромолекул ПИ с наполнителями. В КМ с бронзой и графитом происходит увеличение деформируемости, что связано со слабым взаимодействием между частицами полимера и наполнителя. При наполнении Ф-4 уменьшается деформируемость, что может быть связано с усилением адгезионного взаимодействия между полимерами, а также снижением пористости за счет фазового перехода во Ф-4 (t_{пл}=327 °C). При этом смещаются температуры размягчения (таблица): в КМ с 30 % бронзы и 50 % Ф-4 в область более низких температур (с 360 до 346 °С и с 394 до 386 °С соответственно), а с 50 % бронзы и 30 % графита – в область более высоких температур (с 366 до 370 °С и с 360 до 369 °С соответственно) вследствие различного влияния вида и концентрации наполнителя на термомеханические свойства.

нических кривых характерно для КМ, полученных ВП со спеканием (рис. 2, кривая 3). На них наблюдается отсутствие деформации при нагреве до 450 °C, а в КМ с 50 % бронзы появляются отрицательные деформации, вызванные расширением образцов до 25 % при нагреве выше 350 °C. Это объясняется тем, что при ВП обеспечивается существенно более высокое адгезионное взаимодействие между полимером и наполнителем, приводящее к монолитизации КМ, что подтверждается более высокой плотностью всех КМ после ВП. При этом за счет усиления взаимодействия между полимером и наполнителем появляется межфазная зона с иными структурными характеристиками, чем матрица, и усиливаются процессы самоармирования полимера [4]. В результате при передаче тепла упрочняющая фаза в КМ выполняет функцию узлов сетки, препятствующих тепловому движению макромолекул и их сегментов, что проявляется в снижении деформируемости и повышении температур размягчения до 450 °C (таблица).

Существенное изменение вида термомеха-

Наполнитель	Количество наполнителя, %	Способ	Спека-	р, кг/м³	П,	$t_{\rm p},$	Деформации (%) при различных температурах (°C)			
		получения	нис		/0	C	250	300	350	400
		СП	-	1500	6,83	360	-2,41	-0,52	1,21	28,10
графит	30		+	1120	30,43	369	1,90	6,48	10,00	29,22
		ВП	+	1520	5,59	-	-0,23	-0,31	-0,82	-0,95
	30	СП	-	3460	5,20	360	1,82	3,17	6,33	39,67
			+	3400	6,85	346	3,58	7,00	12,00	48,67
En ource		ΒП	+	3640	2,73	350	0,51	0,62	0,38	0,55
бронза	50	СП ВП	-	4700	8,74	366	1,90	5,34	9,41	30,00
			+	4400	14,56	370	1,00	5,00	11,19	34,26
			+	5000	2,91	380	0,69	1,89	-0,85	-24,75
		СП	_	1620	7,43	394	7,90	9,81	14,32	42,35
Ф-4	50	CII	+	1470	16,00	386	0,82	1,85	2,80	41,70
		ВП	+	1740	5,14	450	0,94	1,12	0,91	1,10

Характерные температуры и деформации КМ на основе полиимида

Таким образом, основным эффектом введения наполнителей в ПИ стало значительное повышение температур размягчения (на 100 °C). ВП по сравнению с традиционными методами в значительной мере повышает термические свойства КМ на основе полиимида, способствуя усилению адгезионного взаимодействия между частицами наполнителя и полимерной матрицы, а также формирования межфазного слоя, вероятно, с новой структурой. Высокий уровень качества получаемых материалов подтверждается их монолитностью, низкими значениями деформаций и высокими температурами размягчения (таблица).

Вывод

Анализ результатов термомеханических исследований показал, что ВП КМ на основе полиимида приводит к структурной модификации полимера, способствующей повышению адгезионного взаимодействия между полимером и наполнителем, с образованием упрочняющей фазы, выполняющей функцию узлов сетки, препятствующих перемещению сегментов макромолекул, что сопровождается снижением деформируемости КМ и повышением температур их размягчения, а следовательно, повышением тепло- и термостойкости КМ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие; под ред. А. А. Берлина / М. Л. Кербер [и др.]. – СПб.: Профессия, 2008. – 566 с.

З. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.

4. Адаменко, Н. А. Термомеханические свойства меднофторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. Х. Фам // Пластические массы. – 2006. – № 12. – С. 13–16.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, С. П. Писарев, И. В. Сергеев ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ МЕДНОФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния взрывной обработки на электросопротивление наполненных меднофторопластовых композитов. Показано, что взрывная обработка приводит к усилению адгезионного и межчастичного взаимодействия компонентов в меднофторопластовых композитах, что сопровождается резким снижением электросопротивления. При этом с увеличением концентрации меди эффективность взрывной обработки повышается.

Ключевые слова: фторопласт-4, медь, взрывная обработка, меднофторопластовые композиты, электросопротивление.

In work results of investigations of the influence explosive treatment on the electroresistance filled mednoftoroplastovyh composites. It is shown that the explosive treatment leads to increased adhesion and interparticle interactions of components in mednoftoroplastovyh composites, which is accompanied by a sharp decrease in electroresistance. At the same time with increasing concentration of copper increases the effectiveness of the explosive treatment.

Keywords: fluoroplastic-4, copper, mednoftoroplastovye composites, explosive treatment, electroresistance.

Наполненные металлами композиционные материалы (КМ) на основе фторопласта-4 (Ф-4) обладают высокими антифрикционными свойствами и термостойкостью, поэтому получили широкое применение в узлах трения различного оборудования [1]. Однако развитие техники требует дальнейшего повышения эксплуатационных свойств данных материалов. Эту проблему можно решить путем усиления адгезионного взаимодействия между полимером и наполнителем, а также межчастичного взаимодействия между металлическими частицами, при наполнении более 40 %, с образованием непрерывной армирующей фазы [2]. Стандартные методики получения металлофторопластовых КМ не позволяют в полной мере добиться поставленных задач или требуют применения специализированного оборудования, высоких энергий, вакуума, что ограничивает технологию их получения [1, 2].

Получение полимерных композитов взрывной обработкой (ВО) – актуально и перспективно, так как обеспечивает лучшее адгезионное и межчастичное взаимодействие между их компонентами, что приводит к повышению их физико-механических свойств [3, 5], а также позволяет получать изделия больших размеров, что трудно достижимо в традиционных технологиях.

Измерение электросопротивления позволяяет не только количественно оценить структурные изменения, происходящие в металлофторопластовых КМ, но также дать важные сведения об эксплуатационных характеристиках изделий, так как они широко применяются в токосъемниках, а также перспективны при создании новых проводников и полупроводников. Таким образом, целью работы являлась оценка эффективности применения взрывной обработки при получении меднофторопластовых композиционных материалов с помощью исследования их электросопротивления.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ МК-2425.2011.8.

В работе проводили сравнительные исследования электросопротивления меднофторопластовых композитов, получаемых статическим (СП) и взрывным прессованием (ВП). Содержание меди дисперсностью 40 мкм изменялось от 10 до 70 % об. При этом плотность взрывных образцов соответствовала статически спрессованным. После прессования образцы спекались в свободном состоянии при 380 °С с выдержкой 15 минут на один миллиметр толщины образца. Электросопротивление образцов измерялось с помощью универсального цифрового милливольтметра В7-40/4 при пропускании через них постоянного тока путем приложения электродов под постоянной нагрузкой. Расчет удельного объемного электрического сопротивления проводили по стандартной формуле:

$$p = R \frac{S}{l},$$

где R — электрическое сопротивление образца; S — площадь поперечного сечения образца; l — длина образца.

Результаты исследований показали (рис. 1), что при введении до 15–20 % меди в Ф-4 электросопротивление КМ сохраняется на уровне ненаполненного полимера ($\rho = 10^{15}..10^{17}$ Ом·м),

так как полимерная матрица (рис. 2, *a*) выполняет роль электроизолятора между частицами металла, где электропроводимость осуществляется только за счет колебаний кристаллической решетки полимера и макромолекул, то есть за счет переброса длинноволновых фононов между макромолекулами [4]. При этом электросопротивление образцов после ВП несколько ниже (lgp на 0,1..0,4), чем у статически спрессованных, что объясняется более высоким адгезионным взаимодействием между полимерной матрицей и металлом.



Рис. 1. Зависимость электросопротивления КМ на основе Ф-4 от содержания меди: 1 – ВП; 2 – СП



Рис. 2. Микроструктуры после ВП композитов фторопласт-4 + 10 % (*a*), 30 % (б), 50 % (*b*), 70 % (*c*) меди (увеличение ×200:1,5): темное–Ф-4, светлое–медь

Электросопротивление уменьшается в результате замыкания отдельных макромолекул через медную фазу и электропередача в значительной мере идет по цепям главной валентности полимера, которая обладает значительно меньшим сопротивлением, а не через ван-дерваальсовы связи путем переброса фононов между разными макромолекулами, где электросопротивление значительно выше [6].

При концентрациях меди более 20 % наблюдается резкое снижение электросопротивления, что связано с изменением характера проводимости в КМ: процесс носит лавинообразный характер вследствие возникновения возможности перехода электронов по туннельному эффекту, а при концентрациях меди более 30– 40 % возникает контакт между частицами меди (рис. 2, *б*, *в*), через которые и начинает протекать электрический ток, о чем свидетельствует линейная зависимость *lg*р от концентрации металла. При этом композиты, полученные ВП, имеют значительно более низкое электросопротивление (ρ от 10⁻⁴ до 10⁻⁵ Ом·м) в отличие от статически спрессованных (ρ от 10⁻¹ до 10⁻³ Ом·м), что связано не только с повышенным адгезионным взаимодействием между полимером и металлом, но и прежде всего с реализацией более сильного контакта между частицами меди, вплоть до их сварки при содержании меди 70 % (рис. 2, *г*) с образованием непрерывной электропроводящей фазы.

Данные исследования согласуются с раннее проведенными работами [5], в которых было обнаружено интенсивное увеличение теплопроводности (до 22,5 Вт/м·К) спрессованных взрывом образцов с 40 %-ным содержанием меди, которое обусловлено сочетанием разных механизмов теплопередачи. При 10–20 %-ном наполнении Ф-4 медью теплопроводность определяется непрерывной полимерной матрицей (рис. 3, *a*), При 20–40 %-ном наполнении медью (рис. 3, *б*) теплопроводность существенно усиливается за счет включения механизмов теплопроводности для металлов, то есть теплопередача осуществляется за счет движения электронов меди [6–8].



Рис. 3. Схема взаимодействия структурных элементов в наполненных меднофторопластовых композитах при взрывном прессовании: *a* - 5 - 20 % меди; *б* - 25 - 40 % меди; 1 - фторопласт-4; 2 - медь; 3 - межфазная зона

Также можно предположить, что увеличившаяся межфазная зона после ВП, обладая более высокими электропроводящими свойствами, вследствие ориентации макромолекул вокруг частиц меди [7, 8] уменьшает электросопротивление КМ не только в результате смесевых закономерностей, но из-за большего распространения этих зон в надмолекулярную структуру Ф-4. Следовательно, создаются тепловые зонды, по которым тепловой поток идет из глубины на поверхность с меньшим рассеиванием электрической энергии. Это подтверждается интенсивным снижением электросопротивления с увеличением содержания меди в композитах после взрывной обработки, в отличие от статического прессования (рис. 3).

Таким образом, взрывное прессование обеспечивает более сильное адгезионное и межчастичное взаимодействие меднофторопластовых композитов, что сопровождается снижением их электросопротивления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Металлополимерные нанокомпозиты (получение, свойства, применение) / В. М. Бузник [и др.]. – Новосибирск: Изд-во СО РАН. – 2005. – 260 с.

2. Металлофторопластовые материалы для энергетического машиностроения: специфические особенности, разработка, производство, применение, тренд развития / В. Е. Рогов [и др.] // Ползуновский вестник. – 2010. – № 1. – С. 134–140.

З. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.

4. Полимерные композиционные материалы: науч.

издание / С. Л. Баженов [и др.]. – Долгопрудный: Издательский Дом «Интеллект». – 2010. – 352 с.

5. Влияние взрывной обработки на теплофизические свойства меднофторопластовых композиционных материалов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Проничев, И. В. Сергеев // Конструкции из композиционных материалов. – 2010. – № 4. – С. 28–36.

6. Перепечко, И. И. Введение в физику полимеров / И. И. Перепечко. – М.: ИЛ, 1980.

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

8. Гуль, В. Е. Структура и механические свойства полимеров / В. Е. Гуль, В. Н. Кулезнев. – М.: Изд. Лабиринт, 1994.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 620.172.24

В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, А. И. Горунов ПРЕДЕЛЬНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ, НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ И АНАЛИЗ РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ДЕФОРМИРУЕМОМ И ЛИТЕЙНОМ СОСТОЯНИЯХ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

В работе изучена роль концентраторов и структуры литейного и деформируемого титановых сплавов 5В и 5ВЛ в механизме накопления пластических макро- и микродеформаций, в формировании поверхности излома и соотношения выявленных закономерностей и механических свойств.

Ключевые слова: концентратор напряжений, пластическая деформация, цилиндрические образцы, псевдо-α-сплав, предельная пластичность.

In this paper we studied the role of hubs and the structure of cast titanium alloys deformed and 5B and in the mechanism of accumulation 5BJ plastic macro and micro deformation, in the formation of the fracture surface and the ratio of the identified patterns and mechanical properties.

Keywords: stress concentrator, plastic deformation, cylindrical specimens, uniform curve of a stretching, pseudo-α-alloy, limiting plasticity.

Соотношение прочности и пластичности сложным образом зависит от структуры титановых сплавов [1]. На служебные свойства оказывает влияние и концентрация напряжений [2], существенно и по-разному для разных сплавов изменяющая характеристики прочности, пластичности и характер разрушения. По структуре поверхности разрушения можно судить о механизме накопления повреждений, зарождения микротрещин и их росте [3]. В настоящей работе изучены роль структуры литейного и деформируемого титановых сплавов 5В и 5ВЛ в механизме накопления пластических макро- и микродеформаций, в формировании поверхности излома и соотношения их механических свойств [4].

Исследование выполнено на пятикратных цилиндрических образцах диаметром 10 мм гладких и с кольцевыми концентраторами напряжений, изготовленных из литейного титанового сплава 5ВЛ и деформируемого сплава 5В. Радиус кривизны *R* концентратора варьировали от ∞ до 0,65 мм, что соответствовало изменению теоретического коэффициента концентрации напряжений α_{σ} от 1 до 3. Отношение d/Dзадавали равным 0,7, где d – диаметр образца в надрезе, D – наибольший диаметр расчетной части. Структура литейного сплава крупнозернистая, неоднородная как по размерам зерен, так и внутризеренному строению. Внутри зерен, сформированнных при первичной рекристаллизации, присутствуют колонии α -пластин, различающихся размером и ориентацией (рис. 1, a); размеры β -зерен 1,5–2,0 мм. Структура деформируемого сплава – бимодальная со средним размером зерна ≈ 20 мкм (рис. 1, δ).

Для деформируемого и литейного сплавов характерны сопоставимые значения передела текучести $\sigma_{0.2}$: 788 МПа и 773 МПа соответственно. Несколько большая разница выявлена для временного сопротивления σ_e : 906 МПа для сплава 5В и 834 МПа для сплава 5ВЛ.

Закономерности развития пластических деформаций по элементам структуры сплавов исследовали прямым измерением локальных деформаций на поверхности цилиндрических образцов, подготовленных как металлографический шлиф.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке грантов «Научные и научно–педагогические кадры инновационной России» (16.740.11.0141, 14.740.11.0597 и 16.740.11.0017).



Рис. 1. Фрагменты микроструктуры сплава 5ВЛ (литое состояние) (*a*), 5В (деформированное состояние) (*б*)

Для этого в выбранных участках на поверхности исследуемых сплавов в направлении образующей уколами алмазной пирамиды микротвердомера ПМТ-3 наносились реперные отметки с шагом 50 мкм. Нагружение растяжением проводили на испытательной установке УМЭ-10ТМ со скоростью 5 мм/мин. По изменению расстояния между реперными точками, измеряемого с помощью окулярного микрометра АМ9-3 микротвердомера ПМТ-3 в процессе растяжения, определяли локальные деформацииє_і. Металлографические и микроскопическое исследования поверхности деформируемых образцов проводили с использованием микроскопа МЕТАМ ЛВ-32, исследование поверхности разрушения с использованием растрового электронного микроскопа JEOL JSM-7500F.

В процессе испытания измеряли среднюю (интегральную) по всему поперечному сечению деформацию по изменению диаметра образца в минимальном сечении. Истинные средние по сечению деформации рассчитывались с использованием относительного остаточного сужения ψ в минимальном сечении $e_{\psi} = \ln(1-\psi)^{-1}$, где $\psi = (A_0 - A)/A_0, A_0$ и A – исходная в момент измерения площадь поперечного сечения соответственно. Одновременно для каждого образца прямым измерением регистрировали локальную деформацию e_{ℓ} в вершине концентратора между отметками, которые наносили на поверхность в вершине концентратора. Учитывая, что технически в виду кривизны поверхности и ограниченности размеров в вершине концентратора в продольном направлении можно реализовать лишь один интервал (два отпечатка), для набора статистики такие интервалы распределялись по периметру всего минимального поперечного сечения концентратора. Направ-

ление измеряемой локальной деформации совпадало с направлением растяжения. Расстояние между отметками (база измерения) составляло 0,3-0,5 мм. Определение локальных логарифмических деформаций проводилось по формуле $e_{\ell} = \ln(l_i/l_0)$, где l_i и l_0 – соответственно исходная и текущая в момент измерения длины участка. Таким образом, для образцов, имеющих различные параметры концентрации напряжений, в зоне концентратора в процессе испытания определяли среднюю по всему минимальному сечению деформацию образца е_и и соответствующие каждому моменту нагружения локальные деформации e_l на поверхности в зоне вершины концентратора. Такой подход позволял оценить величины деформаций на поверхности образца в зоне концентратора и по всему сечению при различных исходных значениях концентрации напряжений. На рис. 2 представлены результаты экспериментов при испытании сплава в деформированном состоянии, а на рис. 3 – в литейном.



Рис. 2. Распределение локальных продольных истинных деформаций *e*_t в зависимости от величины макродеформаций *e*_ψ при различных радиусах *R* в вершине надреза деформируемого сплава. Значения *R* указаны около соответствующих кривых. Д – область разброса значений предельных продольных локальных деформаций (отмечены кружочками)

Результаты экспериментов выявили следующие закономерности. При увеличении коэффициента концентрации напряжений α_{σ} от 1 до 3 (минимальный продольный радиус при вершине концентратора составил 0,65–0,8 мм) макроскопическая по сечению деформация е_ψ снизилась в обоих случаях по отношению к исходному практически в 3 раза. При этом уменьшения предельных локальных деформаций на поверхности или не отмечено, или это уменьшение незначительное. В результате, чем выше концентрация напряжений, тем больше градиент деформаций от поверхности к центральным зонам сечения. Причем сохраняется близкое к линейному соотношение между средними локальной e_{ℓ} и макроскопической e_{ψ} деформациями, характерное для каждого значения концентрации напряжений, что позволяет аппроксимировать функцию $e_{\ell} = f(e_{\psi})$ в виде лучей, исходящих из начала координат.



Рис. 3. Распределение локальных деформаций в зависимости от истинной макроскопической деформации в зоне концентратора при растяжении образцов с кольцевыми концентраторами литейного сплава (обозначения те же, что на рис. 2)

Для литейного сплава, в отличие от деформируемого, характерны меньшие значения предельных деформаций, как интегральных, так и локальных. Причем для деформируемого сплава изменение предельных значений средних по сечению деформаций для всех образцов варьировали в пределах от 33 до 41 % при средней величине e_w, равной 36 %. Для литейного сплава разброс измеренных значений предельных локальных деформаций существенен, практически одинаков для всех значений исходного концентратора и колеблется в пределах от 8 до 24 % при средней e_{ℓ} , равной 16 %. Таким образом, исследования макроскопических и локальных деформаций в зоне концентраторов в условиях полномасштабной текучести дают различные результаты. Предельная локальная деформация в зоне концентратора определяется исходной пластичностью и слабо зависит от параметров концентратора. Изменение предельной макроскопической деформации e_w , независимо от структурного состояния, определяется преимущественно параметрами концентратора. Снижение предельных деформаций титанового псевдо-α-сплава в литейном состоянии по сравнению с деформируемым связано с высоким уровнем неоднородности распределения величин локальных деформаций по структуре сплава.

Наступление повреждений в процессе пластического деформирования начинается с самых первых актов сдвигообразования, накапливается по структуре крайне неоднородно, определяя в дальнейшем и механизм разрушения. Распределение локальных деформаций є вдоль реперной линии (в направлении действия растягивающей силы) в виде коэффициента концентрации локальных деформаций є_і/є_{ср} (є_{ср} – средняя по длине измеряемого участка деформация) приведено на рис. 4, а, б для сплавов 5В и 5ВЛ соответственно. В обоих случаях деформация на поверхности образца распределяется неоднородно, однако уровень отклонения локальных деформаций от средних в меньшую и большую стороны различен. Так, для деформируемого сплава максимальное значение $\varepsilon_i/\varepsilon_{cp} \leq 1.5$, для литейного сплава $\varepsilon_i/\varepsilon_{cp} < 3$. Другой отличительной особенностью распределения локальных деформаций по длине измеряемого участка можно отметить периодичность (волнообразный характер) изменения локальных деформаций. Для сплава 5ВЛ длина волны периода соизмерима с размером зерна.

Наибольшие всплески локальных деформаций для литейного сплава отмечались в зонах колоний α -пластин, сформированных из превращенных β -зерен, в этих же зонах наблюдались более ранние образования микропор и микротрещин.

Логическим завершением процесса накопления повреждений, стадийного характера механизма деформаций является заключительный этап деформирования – разрушение. Вид образцов после разрушения представлен на рис. 5. Комплексный анализ микро- и макроскопического сопротивления деформированию, структурного состояния, закономерностей протекания локальных деформаций по фрагментам структуры сплава и морфологии разрушения позволяет выявить роль структуры в механизме снижения предельных деформаций литейных титановых сплавов. Для деформируемого мелкозернистого сплава 5В характерно развитие равномерного деформирования и стадии неустойчивого пластического течения с формированием шейки. При этом можно наблюдать на поверхности разрушения характерный чашечный излом с зернистой, перпендикулярной действующей нагрузке, поверхностью и боковыми скосами (рис. 5, а). Принципиально отличный характер разрушения наблюдается при разрыве образца сплава 5ВЛ с крупнозернистой структурой (рис. 5, б). Излом имеет зубчатый вид с поверхностями разрушения, ориентированными под углом около 45°, то есть совпадающими с направлением действия максимальных касательных напряжений. Практически отсутствуют поверхности, ориентированные перпендикулярно поверхности растяжения. Размер макронеровности соизмерим с размерами исходного β-зерна.



Длина реперной линии, мм

Рис. 4. Распределение локальных деформаций вдоль реперной линии сплава 5В (*a*) и 5ВЛ (*δ*); (*в*) – фотография микроструктуры исследуемого фрагмента поверхности образца 5ВЛ с отметками реперной линии. Направление растяжения по горизонтали



Рис. 5. Вид образцов после разрыва: *a* – 5В; *б* – вид излома 5ВЛ

Эти закономерности подтверждает и детальный анализ поверхности разрушения с помощью растровой электронной микроскопии. На рис. 6 приведены микрофотографии поверхности разрушения разрывных гладких образцов деформированного 5В и литейного 5ВЛ сплавов. На рис. 6, *а* представлен фрагмент поверхности излома образца сплава 5В, на котором видна центральная зона и часть бокового скоса, а фото отмеченного локального фрагмента (отмечено квадратиком) – на рис. 6, в. Вид поверхности разрушения имеет ячеистую структуру, что характерно для вязкого механизма разрушения путем зарождения пор, их роста и соединение с соседними порами.



Рис. 6. Фрактографические картины гладких образцов 5В (а, в) и 5ВЛ (б, г)

Излом литейного сплава 5В имеет неровный кристаллический характер. Видны отдельные фрагменты поверхности, которые можно интерпретировать как зоны межзеренного отрыва. Практически отсутствуют поверхности, перпендикулярные действующим растягивающим напряжениям. Электронные фотографии выявляют (рис 6, г) ячеистую структуру. Ячейки имеют вытянутую форму, что подтверждает преимущественно вязкий характер разрушения с наложением существенного сдвигового фактора и отражает макроскопическую картину рельефа поверхности разрушения. Наряду с ячеистой структурой в поле микрофотографии видны фасетки скола, в которых проявляются и элементы хрупкого механизма разрушения, чего не наблюдается в деформируемых сплавах.

Выводы

1. Проведено комплексное изучение характера накопления пластических деформаций на макро- и микроуровне и разрушения титановых псевдо-α-сплавов 5В в литейном и деформированном состоянии. Выявлена взаимосвязь структуры и предельной величины макродеформаций. Крупнозернистой структуре свойственен более высокий уровень неоднородности деформаций по локальным областям, соизмеримым с размером зерна и меньшая величина предельной деформации.

2. Исследовано влияние параметров концентратора напряжений на закономерности накопления макроскопических по сечению e_{ψ} и локальных в вершине концентратора e_{ℓ} деформаций для литейного и деформируемого сплава. В связи с этим установлено, что при увеличении коэффициента концентрации напряжений α_{σ} от 1 до 3 макроскопическая по сечению деформация e_{ψ} снижается в обоих случаях по отношению к исходному практически в 3 раза, локальная деформация e_{ℓ} изменяется незначительно. Для литейных сплавов характерен больший разброс значений предельных локальных деформаций составляющий от 8 до 24 %.

3. Вид макроизломов согласуется с картиной накопления локальных деформаций в деформируемом и литейном сплавах. Исследование микро- и макрокартины излома с использованием растровой электронной микроскопиии подтвердило для обоих сплавов вязкую природу разрушения путем зарождения пор и их роста, в литейном сплаве отмечаются фрагменты псевдоскола.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. 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.

3. Багмутов, В. П. О влиянии структуры на пластическую деформацию и разрушение литейного титанового псевдо-α-сплава / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, А. И. Горунов // Деформация и разрушение материалов. – № 12. – 2011.

4. *Ильин, А. А.* Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Полькин. – М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. – 520 с.

УДК 539.431:669.018

В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, А. В. Коробов ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

Проведено изучение кинетики накопления повреждений при малоцикловой усталости в стали 20 и титановом сплаве ВТ-6 в исходном состоянии и после предварительного пластического деформирования. При применении аппарата математической статистики, регрессионного и *wavelet*-анализа, выявлена детерминированная компонента циклического повреждения. Установлено воздействие состояния поверхности на нее.

Ключевые слова: малоцикловая усталость, накопление повреждений, предварительное пластическое деформирование, регрессионный анализ, *wavelet*-анализ.

The kinetics of damage accumulation during low-cycle fatigue of steel 20 and the titanium alloy VT-6 in the initial state and after surface plastic strain is investigated. The mathematical statistics method, regression analysis and wavelet-analysis are used to establish the deterministic cyclical component of damage. The influence of surface state on deterministic cyclical component is established.

Keywords: low-cycle fatigue, damage accumulation, surface plastic strain, regression analysis, wavelet-analysis.

Введение. Постановка задачи

Большинство деталей машин и элементов конструкций при эксплуатации подвергаются силовому воздействию циклического характера, приводящему в некоторых случаях к малоцикловой усталости металла. При этом в течение постепенного накопления повреждений структуры (на мезо-, микро- и наномасштабном уровнях) материал изменяет свои свойства, что, в конечном итоге, приводит к разрушению на макроуровне.

Для современных конструкционных поликристаллических металлов и сплавов, обладающих сложной структурой иерархического типа, изучение усталостного разрушения не может опираться на гипотезу континуальной среды. Это разрушение должно рассматриваться как процесс, развивающийся в «элементах структуры» на всех масштабных уровнях. При этом очевидно, что возникающие повреждения структуры взаимодействуют друг с другом не только «по горизонтали» (на одном структурном уровне), но и «по вертикали» (взаимозависимы на разных масштабах).

Для упрощения задачи нами в первом приближении анализировалась кинетика повреждаемости только на одном – мезоструктурном уровне. Под элементами структуры для этого уровня обычно понимают либо зерно поликристалла, либо его фрагменты различного массштаба [1], обладающие своей специфической структурой.

В процессе эксплуатации непосредственному контакту с окружающей средой (теплоноситель в энергетических установках, коррозионная среда в химическом и общем машиностро-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», проекты: № 16.740.11.0017, № 16.740.11.0141, № 14.740.11.0597.

ении и др.) подвержен поверхностный слой, состояние которого в определяющей степени влияет на возникновение и развитие повреждений в материале.

Известно большое количество технологий для защиты поверхности деталей и элементов конструкций, к которым, в частном случае, относятся технологии упрочнения поверхностного слоя материала. В качестве метода упрочнения нами выбрана недорогая и высокотехнологичная операция поверхностного пластического деформирования (ППД), благоприятное влияние которой при чистой усталости объясняется, в первую очередь, остаточными сжимающими напряжениями в поверхностном слое. Однако в области малоцикловой усталости эффект от ППД еще недостаточно изучен, что сдерживает внедрение этой технологии при производстве элементов энергонасыщенных устройств и систем. Такое исследование и является целью настоящей работы.

Методика эксперимента

Для обобщения результатов в качестве модельных материалов были выбраны принципиально различные сплавы. С одной стороны – двухфазные малоуглеродистые стали, обладающие хорошо изученной структурой, а с другой – перспективные титановые сплавы, отличающиеся как по кристаллографическому, так и фазовому строению, а также по механизму накопления усталостных повреждений.

В частности, испытаниям подвергались образцы из стали 20 и титанового сплава ВТ-6 с рабочим диаметром 8...9 мм и базовой длиной 80...90 мм. ППД осуществлялось путем обкатки образца в трехроликовом приспособлении за один проход. Сила прижатия ролика определялась в предварительных экспериментах. В зависимости от материала она изменялась, но при этом не выходила из интервала 0,6...0,8 кН.

Для анализа процесса накопления макроповреждения в малоцикловой области усталости строились экспериментальные кривые деформации циклической ползучести $\xi = \xi(n)$, где n – текущее число циклов, характерное для асимметричных стационарных режимов нагружения. Для максимального проявления циклической ползучести было принято повторное отнулевое растяжение [2].

В этих экспериментах использовался гидравлический пульсатор МУП-20, позволяющий проводить испытания образцов по стационарному режиму с частотой 300 цикл/мин при синусоидальном законе изменения нагрузки. Эксперименты проходили при температуре t = 20...25 °C на воздухе без наличия агрессивной среды.

Для фиксации деформаций на мезоструктурном уровне предварительно на приборе ПМТ-3 при увеличении ×200 уколами алмазной пирамиды наносились реперные точки вдоль оси образца с интервалом менее размера зерна. Периодическое измерение расстояний между этими точками в процессе испытания позволило вычислять по известной методике [3] локальные логарифмические мезодеформации $\xi_{in} = \ln(1 + \varepsilon_{in})$, где ε_{in} – остаточная деформация на *i*-м интервале при числе циклов *n*. Таким образом, измерялись деформации фрагментов зерна. Погрешности контролировались статистическими методами [4] и с 90 %-ной вероятностью не превосходили допустимых для технических измерений величин.

Исследование на макроуровне

По данным экспериментов на рис. 1 приведены кривые усталости для двух материалов в исходном и упрочненном состояниях. Как видим, наблюдается существенное (на порядок!) повышение долговечности после ППД в области малоцикловой усталости. Это характерно как для малоуглеродистой стали, так и для титанового сплава.



и титанового сплава ВТ-6 (б)

Для объяснения полученного результата проводился сравнительный анализ кинетики процессов накопления макроповреждения по величине скорости на II участке кривой циклической ползучести (или в точке перегиба кривой), для которого вычислялась минимальная скорость процесса: $\dot{\xi}_{min} = (\Delta \xi / \Delta n)_{II}$, где $\Delta \xi$ и Δn – соответственно конечные приращения

макродеформации и числа циклов в точке перегиба. Проведенный таким образом сравнительный анализ показал существенное снижение величин $\dot{\xi}_{min}$ после ППД. Причины такого снижения, по-видимому, связаны с изменением кинетики повреждаемости материала на всех вышеперечисленных структурных уровнях.

Поскольку на мезоструктурном уровне интегрально отображаются все нано- и микропроцессы, изучение кинетических закономерностей повреждаемости проводили на мезоуровне.

Статистический анализ на мезоуровне

Скорости деформаций на каждом интервале (для неустановившейся и установившейся стадий) рассматривались как случайные величины в выбранный момент циклического нагружения, то есть $\xi_{in} = \xi_i$ и $\dot{\xi}_{in} = \dot{\xi}_i$, поскольку n = Const. Для статистического анализа полученных данных строились эмпирические функции плотности распределения как деформаций ξ_i , так и их скоростей $\dot{\xi}_i$.

Опыты показали, что с увеличением числа циклов функции плотности распределения трансформируются от нормального закона, который еще не отвергается на неустановившейся стадии, к логарифмически нормальному – на установившейся.

Упрочнение ППД поверхности материала приводит к изменению функции плотности уже в первых циклах нагружения. На рис. 2 приведены такие функции для исходного состояния (1) и после ППД (2) в начале неустановившейся стадии. Данные результаты свидетельствуют об уменьшении неоднородности протекающих на мезоуровне процессов повреждаемости после поверхностного упрочнения. Аналогичный эффект снижения дисперсии скоростей после ППД наблюдается и для установившейся стадии.



Рис. 2. Функции плотности распределения относительных скоростей деформаций для стали 20 (*a*) и титанового сплава ВТ-6 (б)

Объяснить полученные на макро- и мезоуровнях результаты только остаточными сжимающими напряжениями от ППД не представляется возможным, так как при малоцикловой усталости эти напряжения практически исчезают уже в первых циклах [5]. Возможно, что обнаруженные при циклических нагружениях эффекты связаны с появлением в поверхностном слое на мезоуровне структур, отличных от исходных, появление которых при усталости отмечалось в некоторых работах [1, 6]. Эта гипотеза проверялась нами с применением wavelet-аппарата.

Wavelet-анализ. Проведенный согласно общей методике, опубликованной в работе [7], *wavelet*-анализ величин мезодеформаций подтвердил факт появления при циклических нагрузках деформационных структур. Так, непосредственное рассмотрение эмпирически полученных спектрограмм позволяет выделить наличие кластеров – различных для разных масштабных уровней – в обоих состояниях поверхностного слоя. На рис. 3 для примера приведена спектрограмма мезодеформаций после поверхностного упрочнения одного из исследованных материалов.

Полученные результаты гипотетически можно интерпретировать как формирование в поле исследованных величин (которые в первом приближении рассматривались нами как «случайные») детерминированной компоненты поврежденности материала в поверхностном слое. Последнее согласуется с данными, приведенными в работе [8]. Для проверки высказанного предположения применялся регрессионный анализ.



Координата мезообъема вдоль оси нагружения

Регрессионный анализ

Построены эмпирические линии регрессии приращений мезодеформаций вдоль оси нагружения в фиксированный момент (n = Const) в зависимости от «флуктуаций» деформации ползучести $\lambda_i = \xi_i - \xi$, где $\xi = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^{m} \xi_i$. Здесь m -

объем экспериментальной выборки, который для получения достоверных результатов принимался не менее m = 100. Статистическая достоверность результатов оценки контролировалась построением доверительных интервалов.

На рис. 4 приведены эмпирические линии регрессии в указанных координатах при различном состоянии поверхности. Коэффициенты корреляции анализируемых величин в обоих состояниях составляют $0,7 \le |r| < 1$. Как показано ранее [8], такая обработка экспериментальных результатов позволяет выявить и описать детерминированную компоненту исследуемого процесса.



Рис. 4. Эмпирические линии регрессии величин (ξ_{i+1} - ξ_i) от λ_i для стали 20 в двух состояниях поверхностного слоя: *a* – без предварительного упрочнения; *б* – после ППД (пунктиром показаны 90 %-ные доверительные интервалы)

Из приведенного рисунка видно, что обработка ППД влияет на наклон линии регрессии, что означает изменение вклада детерминированной компоненты в общий процесс повреждения. Аналогичный эффект получен и при изучении титанового сплава ВТ-6. Снижением дисперсии, а также изменением детерминированной компоненты и можно, по нашему мнению, объяснить повышение долговечности (см. рис. 1).

Заключение

Приведенные результаты подтверждают появление при циклической ползучести в области малоцикловой усталости деформационных структур в конструкционных материалах. Взаимодействие этих структур на изучаемом масштабном уровне подтверждено наличием детерминированной компоненты циклического повреждения. Установлено влияние состояния поверхностного слоя на случайную и детерминированную компоненты повреждения, что, повидимому, объясняет положительный эффект от ППД при малоцикловой усталости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панин, В. Е. Фрактальная мезоструктура на поверхности поликристаллов при усталостном разрушении /

Рис. 3. Спектрограмма мезодеформаций на неустановившейся стадии циклической ползучести для стали 20 после ППД
В. Е. Панин [и др.] // ДАН. Техническая физика. – 1999. – Т. 365. – № 2. – С. 186–189.

2. Столярчук, А. С. Критериальная оценка повреждения материала при малоцикловых нагружениях / А. С. Столярчук // Малоцикловая усталость – критерии разрушения и структуры материалов: тез. докл. и сообщ. V всесоюз. симп., Волгоград, сентябрь, 1987. – Волгоград, 1987. – Ч. 2. – С. 80–84.

3. *Гурьев, А. В.* Исследование микроособенностей деформации реальных сплавов / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса, Ю. Д. Хесин // Изв. АН СССР. Металлы. – 1967. – № 2. – С. 122–129.

4. Шишкин, Н. В. О точности оценочных величин, измеряемых при микроиндентировании / Н. В. Шишкин, А. С. Столярчук // Заводская лаборатория. – 1994. – № 6. – С. 53–55. 5. Гурьев, А. В. Эффективность ППД деталей из конструкционных углеродистых сталей, работающих в условиях малоцикловых нагружений / А. В. Гурьев, В. П. Тарасов, А. С. Столярчук // Вестник машиностроения. – 1977. – № 3. – С. 50–52.

6. 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.

7. Астафьева, Н. М. Вейвлет-анализ: основы теории и примеры применения / Н. М. Астафьева // УФН. – 1996. – Т. 166, № 11. – С. 1145–1170.

8. 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.

УДК 539.4.015/019

Л. В. Кукса, В. И. Клименко

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ УСТОЙЧИВОСТИ СЖАТЫХ СТАЛЬНЫХ СТЕРЖНЕЙ В СОСТОЯНИИ ПОСЛЕ НОРМАЛИЗАЦИИ И МЕХАНИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет

e-mail: vasa_klim@mail.ru

Работа направлена на повышение сопротивляемости потери устойчивости стальных стержней, применяемых в конструкциях, на основе упрочнения механико-термической обработкой. Показано, что применение многократной механико-термической обработки на основе деформационного старения в определенном диапазоне значений гибкости приводит к повышению прочностных свойств стали – предела текучести и повышению сопротивляемости потери устойчивости при сжимающих нагрузках.

Ключевые слова: устойчивость, критическое напряжение, гибкость, физико-механические свойства, упрочнение, деформационное старение.

Work is directed on increase resistibility loss of stability of steel rods, used in constructions, on basis of hardening by mechanic-thermal treatment. It is shown that the use of multiple mechanic-thermal treatment on basis of strain ageing in certain values of flexibility range leads to increase strength properties of steel – yield strength and increase resistibility loss of stability by compression loads.

Keywords: stability, critical stress, flexibility, physic-mechanical properties, hardening, strain ageing.

Решение проблем теории устойчивости, пластичности и ползучести имеет большое научное и практическое значение для решения задач снижения материалоемкости конструкций, машин и аппаратов, повышения их устойчивости, прочности, надежности и долговечности, потому что прочность и устойчивость в первую очередь определяют материалоемкость конструкций и обеспечивают их надежное функционирование [1]. Поэтому повышение устойчивости сжатых стальных стержней является актуальной задачей.

Сопротивляемость потери устойчивости сжатых стержней можно оценивать по значению критического напряжения $\sigma_{\kappa p}$, зависящего от гибкости стержня и физико-механических свойств материала. Гибкость стержня λ зависит от способа закрепления стержня, его длины, формы и размеров поперечного сечения, но

не зависит от свойств материала и определяется по формуле:

$$\lambda = \frac{\mu \cdot l}{i_{\min}},\tag{1}$$

где μ – коэффициент приведенной длины стержня, зависящий от способа закрепления; l – длина стержня; i_{\min} – минимальный радиус инерции поперечного сечения стержня.

Зависимость между критическими напряжениями и гибкостью для стали [2] обычно представляется состоящей из трех основных участков (рис. 1, *a*). Для стержней малой гибкости (от 0 до λ_1) критическое напряжение принимается равным физическому пределу текучести σ_T , для стержней большой гибкости зависимость $\sigma_{\kappa p}$ от

λ описывается формулой Эйлера:

$$\sigma_{\kappa p} = \frac{\pi^2 \cdot E}{\lambda^2} \,. \tag{2}$$

и тогда

Пределы применимости формулы Эйлера определяются в зависимости от значения предела пропорциональности [2] из условия:

$$\sigma_{\rm KD} \le \sigma_{\rm nu}, \qquad (3)$$

тогда

$$\lambda_0 \ge \sqrt{\frac{\pi^2 \cdot E}{\sigma_{ny}}}, \qquad (4)$$

где E – модуль Юнга; σ_{nq} – предел пропорциональности; λ_0 – наименьшее значение гибкости, при котором можно использовать формулу Эйлера.

При $\lambda_1 < \lambda < \lambda_0$ используется эмпирическая зависимость, предложенная Ф. С. Ясинским (формула Ясинского):

$$\sigma_{\kappa p} = a - b \cdot \lambda , \qquad (5)$$

где *а* и *b* – константы, зависящие от материала.

 σ_{xp} , MITa 400 $\sigma_T = 300$ $\sigma_{ny} = 200$ 100 0 $50 \lambda_1$ $\lambda_0 = 100$ 150 Для металлов, в частности, для стали, деформирующейся с образованием площадки текучести, значения предела текучести σ_T , предела пропорциональности σ_{ny} и предела упругости σ_{yn} одинаковы [3]:

$$\sigma_T = \sigma_{nu} = \sigma_{yn}. \tag{6}$$

Поэтому для определения значения λ_0 надо использовать условие:

$$\sigma_{_{\kappa p}} \leq \sigma_{_T} \,, \tag{7}$$

$$\lambda_0 \ge \sqrt{\frac{\pi^2 \cdot E}{\sigma_T}} \,. \tag{8}$$

На основании этого установлен действительный вид зависимости критического напряжения $\sigma_{\kappa p}$ от гибкости λ (рис. 1, δ) [4,5]. Эта зависимость состоит из двух участков.





λ

Для стержней, работающих в упругой области $\lambda \ge \lambda_0$, критическое напряжение определяется по формуле Эйлера и зависит от модуля Юнга *E*. Для стержней с гибкостью ($\lambda \le \lambda_0$) значение критического напряжения принимается равным пределу текучести σ_T .

Для увеличения сопротивляемости потери устойчивости сжатых стальных стержней необходимо повысить значение критического напряжения, для участка с гибкостью $\lambda \leq \lambda_0$ увеличить предел текучести σ_T .

Для углеродистых сталей в состоянии после нормализации или отжига начальная стадия пластической деформации характеризуется наличием горизонтального участка на машинной диаграмме, называемым *площадкой текучести* (рис. 2, *a*). Начальная стадия пластического де-

формирования сопровождается образованием и распространением по длине образца фронта линий Чернова-Людерса (рис. 2, б). Если в момент прохождения фронта пластической деформации остановить нагружение, то можно получить на одном образце пластически деформированную и недеформированную части, разделенные границей, что объясняет равенство (6). Деформирование стали на площадке текучести протекает путем массового параллельного внутризеренного сдвигообразования, проходящего через все сечение, под действием максимальных касательных напряжений [3]. В результате наличия ориентированной деформации круглое поперечное сечение образца переходит в эллиптическое (рис. 2, в). В тех сечениях, где на поверхности образца видна система пересекающихся под углом линий Чернова-Людерса, эллипс принимает искаженную форму, являясь наложением нескольких Эллипсов, в результате сдвигов под действием максимальных касательных напряжений (под углом 45°), проходящих в различных направлениях.



Рис. 2. Деформация образца при прохождении площадки текучести: *а* – диаграмма растяжения; *б* – продвижение фронта линий Чернова-Людерса; *в* – образование эллиптичности поперечного сечения

Для повышения предела текучести и, соответственно, сопротивляемости потери устойчивости была применена многократная механикотермическая обработка, основанная на деформационном старении [6,7]. Предварительное пластическое деформирование образца на величину площадки текучести и последующие нагревание и выдержка при определенной температуре (деформационное старение), возвращают стали способность повторного деформирования с образованием площадки текучести. Установлено [6], что образование эллиптичности поперечного сечения происходит только при первом пластическом деформировании в исходном состоянии. Несмотря на то, что после старения наблюдается площадка текучести, приблизительно равная по длине первоначальной площадке, дополнительного образования эллиптичности не происходит.

Следовательно, механизм продвижения линий Чернова-Людерса при прохождении пластической деформации в обоих случаях резко отличается. Если для материала в исходном состоянии развитие пластически деформированной зоны идет преимущественно под углом $\alpha =$ 45° к оси образца, охватывая все поперечное сечение, то после старения фронт пластической деформации движется по длине образца, составляя угол $\alpha = 90^{\circ}$ (рис. 3). При рассмотрении поверхностного рисунка видны короткие, несколько изогнутые, мелкие горизонтальные штрихи («чешуйки»), тесно примыкающие друг к другу и образующие вид выходящих изнутри коротких лепестков. Каждая такая «чешуйка» является следом выхода на поверхность образца сдвиговой деформации в направлении большой оси эллипса, что и придает ей несколько изогнутый вид. Следовательно, после старения сдвиговая деформация не в состоянии пронизывать сразу все поперечное сечение, а продвигается мелкими «скачками».



Рис. 3. Схематическое изображение фигур Чернова-Людерса и продвижение фронта пластической деформации по длине образца:

а – в исходном состоянии; б – после деформационного старения

Изменение механизма продвижения фронта начальной пластической деформации после старения и сохранения нового механизма после нагрева указывают на высокую стойкость полученных искажений в кристаллической структуре, не допускающих прохождения ориентированных процессов сдвиговой деформации сразу по всему наклонному сечению. Это вызывает переход к сдвигам по новым, более коротким плоскостям в результате упрочнения, что требует приложения больших усилий [6].

Пластическое деформирование образца, нагрев и выдержка при определенной температуре возвращают стали способность повторного деформирования с образованием площадки текучести. Это позволяет проводить деформационное старение в несколько ступеней. На рис. 4 приведены зависимости пределов текучести σ_T от температуры старения после прохождения последовательно пяти площадок текучести и изменение твердости. Как видно из рис. 4, в результате многократного деформационного старения значение предела текучести σ_T может быть увеличено более чем в 2 раза. Наибольший эффект повышения предела текучести имеет место при температуре 250–300 °С.

Для пластичных сталей кривые деформации, полученные в опытах на растяжение и сжатие, имеют одинаковый вид [8,9]. Поэтому



После упрочнения деформационным старением из стальных заготовок изготовили образцы для испытания на устойчивость со значением гибкости $\lambda \leq \lambda_0$, при котором критическое напряжение равняется пределу текучести

физико-механические характеристики, полученные в опытах на растяжение, можно использовать для опытов на сжатие. Значения модуля Юнга *E* при растяжении и сжатии принимается одинаковыми.

Проведены испытания образцов из стали 20. Перед испытанием на устойчивость производилось упрочнение образцов способом деформационного старения для повышения предела текучести стали путем деформирования их на величину площадки текучести сжимающей нагрузкой, нагреванием до температуры 300 °С и выдержкой при заданной температуре в течение 60 минут. Сжимающая нагрузка использовалась как и при испытаниях на устойчивость, чтобы исключить влияние эффекта Баушингера, заключающегося в снижении прочностных свойств материалов при изменении знака нагружения, если первоначальная нагрузка вызвала появление пластических деформаций. Деформационное старение производилось в несколько ступеней.



Рис. 4. Повышение предела текучести и твердости HRB после многократной механико-термической обработки стали 20:

 а – ступени нагружения при пластическом деформировании образца; б – зависимости предела текучести от температуры старения; в – изменение твердости HRB в зависимости от температуры старения

 $\sigma_{\rm KP} = \sigma_T$. Образцы были подвергнуты сжатию

в специальном устройстве для испытания на устойчивость, обеспечивающем осевое сжатие. Для сравнения полученных результатов были испытаны на устойчивость образцы тех же геометрических размеров и гибкости из неупрочненной стали. В таблице приведены результаты испытаний на устойчивость после двух ступеней деформационного старения для упрочненных образцов в сравнении с неупрочненными.

№ образца	Гибкость образца, λ	Образец	Критическое напряжение $\sigma_{\kappa p}$, МПа	Прирост критического напряжения, %	
1	34	неупрочненный 329		14.0	
1	54	упрочненный	375	14,0	
ſ	24	неупрочненный 330	12.7		
2	54	упрочненный	372	12,7	
2	40	неупрочненный	328	12.5	
3	40	упрочненный	369	12,3	
4	40	неупрочненный	330	15,4	
•	10	упрочненный	381		

Сравнение результатов испытаний

Полученные результаты показывают, что применение механико-термической обработки на основе деформационного старения приводит к повышению прочностных свойств – предела текучести и повышению сопротивляемости потери устойчивости при сжимающих нагрузках.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зубчанинов, В. Г. Устойчивость и пластичность. Кн. 3. Доклады и выступления / В. Г. Зубчанинов. – Тверь: ТвГТУ, 2006. – 400 с.

2. Александров, А. В. Сопротивление материалов: учеб. для вузов / А. В. Александров, В. Д. Потапов, Б. П. Державин; под ред. А. В. Александрова. – 3-е изд., испр. – М.: Высш. шк., 2003. – 560 с.

3. *Гурьев, А. В.* Исследование границы раздела упругой и пластической деформации в стали / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса // Физика металлов и металловедение. – 1966. – Т. 21. – Вып. 1. – С. 116–124.

4. Кукса, Л. В. О действительном виде зависимости критического напряжения от гибкости для сталей при расчетах на устойчивость / Л. В. Кукса, А. В. Черепенников // Наука, техника и технология XXI века (НТТ– 2007): материалы III Международной научно-техниче-ской конференции. Т.II. – Нальчик: Каб.- Балк. ун-т, 2007. – С. 14–183.

5. *Кукса, Л. В.* Экспериментальные исследования устойчивости элементов конструкций и физико-механических свойств конструкционных материалов / Л. В. Кукса, А. В. Черепенников // Современные проблемы пластичности и устойчивости в механике деформируемого твердого тела : VI Междунар. науч. симпозиум : тез. докл. – Тверь, 2006. – С. 34.

6. Гурьев, А. В. Об одной особенности деформации стали на площадке текучести после деформационного старения / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса // Физика металлов и металловедение. – 1963. – Т. 16. – Вып. 4. – С. 591–595.

7. Бабич, В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.

8. *Надаи, А.* Пластичность / А. Надаи. – М.: Главная редакция общетехнической литературы, 1936. – 280 с.

9. Гурьев, А. В. О построении действительной кривой упрочнения металлов по испытаниям на растяжение и сжатие / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса // Заводская лаборатория. – 1964. – Т. 30. – Вып. 10. – С. 1258–1259.

УДК 539.3

В. Н. Тышкевич

ИССЛЕДОВАНИЕ КРАЕВОГО ЭФФЕКТА ДЛЯ КРИВОЛИНЕЙНЫХ ТОНКОСТЕННЫХ ТРУБ ИЗ КОМПОЗИТОВ

Волжский политехнический институт (филиал) ВолгГТУ

e-mail: tubem@mail.ru

Получено уравнение краевого эффекта для криволинейных тонкостенных труб из ортотропного слоистого материала. Исследовано влияние краевого эффекта на напряженно-деформированное состояние труб при различных граничных условиях.

Ключевые слова: труба, краевой эффект, напряженно-деформированное состояние.

Equalization of boundary effect is got for the curvilinear thin-walled pipes from ortotropic of laminate. Influence of boundary effect is investigational on the stress-strain state of pipes at different scope terms.

Keywords: pipe, boundary effect, stress-strain state.

Криволинейные участки трубопроводов, обеспечивающие необходимую технологическую компоновку и компенсацию механических и температурных деформаций, являются наиболее напряженными элементами трубопроводов в силу особенностей их поведения при нагружении (эффект Кармана, манометрический эффект). Расчет криволинейных труб на прочность и жесткость является одним из наиболее важных этапов при проектировании трубопроводных систем. Определению напряженно-деформированного состояния, расчету на прочность и жесткость криволинейных труб, в том числе и из композитных материалов, посвящено большое число работ, обзор которых представлен в [1].

Решение задачи изгиба криволинейных труб из композитов, представленное в [1, 2], нельзя считать полным, поскольку рассматривалось только основное, медленно изменяющееся вдоль трубы напряженно-деформированное состояние, и не принимались во внимание напряжения и деформации краевого эффекта – состояния быстро затухающего при удалении от края трубы.

Ниже на основании теории краевого эффекта [3, 4] рассмотрены вопросы оценки быстро затухающего напряженного состояния у концов тонкостенных криволинейных труб из ортотропного слоистого материала при различных вариантах опирания краев и разных нагрузках.

Рассмотрим тонкостенную криволинейную трубу кругового поперечного сечения радиуса r толщиной стенки h длиной L (рис. 1), срединная поверхность которой задана в ортогональных криволинейных координатах $\alpha = x/r$, β , где x – координата, отсчитываемая вдоль оси трубы, β – полярный угол. Параметры Ляме:

$$A_1 = r(1 + \frac{r}{\rho} \cos \beta), \quad A_2 = r.$$
 (1)

Материал трубы ортотропный, слоистый, подчиняется закону Гука.

Получим для данной трубы уравнение краевого эффекта, учитывая его свойства [3, 4]:

– из усилий и моментов основными являются: N_{β} – тангенциальное кольцевое усилие; M_{α} – изгибающий момент в продольном направлении и поперечная сила Q_{α} . Момент в поперечном направлении $M_{\beta} = v_{\alpha\beta} M_{\alpha}$. Остальные усилия и моменты не учитываются. Однако их производными по продольной координате α пренебрегать не следует, так как они соизмеримы с основными величинами: $\partial N_{\alpha}/\partial \alpha \approx \partial N_{\alpha\beta}/\partial \alpha \approx N_{\beta}$; $\partial M_{\alpha\beta}/\partial \alpha \approx M_{\alpha}$;

– деформация срединной поверхности носит в основном изгибный характер. Наибольшую роль играет изменение кривизны в продольном направлении \mathfrak{a}_{α} . Для компонент \mathfrak{a}_{β} , $\mathfrak{a}_{\alpha\beta}$ учитываем только производные по α : $\partial \mathfrak{a}_{\beta} / \partial \alpha \approx$ $\approx \partial \mathfrak{a}_{\alpha\beta} / \partial \alpha \approx \mathfrak{a}_{\alpha}$. Наибольших значений достигают деформации в окружном направлении ε_{β} . Продольные деформации принимаем: $\varepsilon_{\alpha} = v_{\beta\alpha} \varepsilon_{\beta}$, для сдвига $\partial \varepsilon_{\alpha\beta} / \partial \alpha \approx \varepsilon_{\beta}$;

– основным компонентом перемещения является нормальная составляющая *w*. Тангенциальные *u* и *v* малы, но их производные по α соизмеримы с *w*: $\partial u/\partial \alpha \approx \partial v/\partial \alpha \approx w$.



Рис. 1. Криволинейная труба

Краевое сечение определяется условием: $\alpha = \alpha_0 = \text{const.}$

Упростив с помощью допущений краевого эффекта уравнения равновесия, физические и геометрические соотношения [1], получим однородную систему из семи уравнений, определяющую основные параметры: N_{β} , M_{α} , Q_{α} , \mathfrak{x}_{a} , ε_{β} , w и M_{β} . В эту систему входят два уравнения равновесия:

$$\frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial}{\partial \alpha} (Q_{\alpha} A_2) - \frac{N_{\beta}}{R_2} = 0;$$

$$\frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial}{\partial \alpha} (M_{\alpha} A_2) - Q_{\alpha} = 0;$$
 (2)

физические соотношения:

$$N_{\beta} = C_{22}\varepsilon_{\beta}; \ M_{\alpha} = D_{11} \mathfrak{a}_{\alpha}; \ M_{\beta} = D_{21} \mathfrak{a}_{\alpha}; \ (3)$$

два уравнения связи между деформациями и перемещениями:

$$\varepsilon_{\beta} = w/r;$$

$$\mathbf{a}_{\alpha} = -\frac{1}{A_{1}} \frac{\partial}{\partial \alpha} \left(\frac{1}{A_{1}} \frac{\partial w}{\partial \alpha} \right). \tag{4}$$

В физических соотношениях (3) мембранные C_{22} и изгибные D_{11} , D_{12} жесткости определяются по известным формулам, например [1].

Система (2)–(4) сводится к одному уравнению относительно прогиба краевого эффекта, который обозначим w^{κ} :

$$\frac{1}{A_{1}A_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha}\left\{\frac{1}{A_{1}}\frac{\partial}{\partial\alpha}\left[\frac{A_{2}}{A_{1}}\frac{\partial}{\partial\alpha}\left(\frac{1}{A_{1}}\frac{\partial w^{\kappa}}{\partial\alpha}\right)\right]\right\} + \frac{C_{22}}{D_{11}R_{2}^{2}}w^{\kappa} = 0. \quad (5)$$

Учитывая, что для криволинейной трубы параметры Ламе зависят только от координаты β (1), получим из (5) при $R_2 = r$ разрешающее уравнение краевого эффекта для криволинейной ортотропной слоистой трубы:

$$\frac{\partial^4 w^{\kappa}}{\partial \alpha^4} + 4\omega^4 (\beta) w^{\kappa} = 0, \qquad (6)$$

где $\omega(\beta) - \phi$ ункция координаты β :

$$\omega(\beta) = \sqrt[4]{\frac{C_{22}r^2}{4D_{11}}} \left(1 + \frac{r}{\rho}\cos\beta\right)$$

Для однородной ортотропной трубы:

$$\omega(\beta) = \frac{1}{\sqrt{2h_*}} \left(1 + \frac{r}{\rho} \cos \beta \right);$$

$$h_* = \frac{h}{r\sqrt{12V(1 - v_{\alpha\beta}v_{\beta\alpha})}}; \quad V = \frac{E_{\beta}}{E_{\alpha}}, \qquad (7)$$

где E_{β} , E_{α} – модули упругости слоистого материала в поперечном и продольном направлении (рис. 1).

Решение (6) ищем в виде:

$$w^{\kappa} = e^{-\omega (\alpha - \alpha_{0})} [C_{1}(\beta) \cos\omega(\alpha - \alpha_{0}) + C_{2}(\beta) \sin\omega(\alpha - \alpha_{0})] + e^{\omega(\alpha - \alpha_{0})} [C_{3}(\beta) \cos\omega(\alpha - \alpha_{0}) + C_{4}(\beta) \sin\omega(\alpha - \alpha_{0})], \quad (8)$$

где $C_i(\beta)$ – произвольные функции координаты β .

Первые два слагаемых (8) быстро затухают при удалении от края трубы $\alpha_0 = 0$ в область $\alpha > \alpha_0$, а последние слагаемые затухают при удалении от противоположного края $\alpha_0 = l_0 = L/r$ в область $\alpha < \alpha_0$. Поэтому при рассмотрении краевого эффекта на левом конце трубы вблизи сечения $\alpha_0 = 0$ следует принять $C_3 = C_4 = 0$:

$$w^{\kappa} = e^{-\omega (\alpha - \alpha_0)} \left[C_1(\beta) \cos(\alpha - \alpha_0) + + C_2(\beta) \sin(\alpha - \alpha_0) \right].$$
(9)

 $C_i(\beta)$ определяются из граничных условий на концах трубы. Ниже будут сформулированы условия лишь для края $\alpha = \alpha_0 = 0$. Для противоположного края формулировка аналогична.

Предположим, что все компоненты основного напряженного состояния известны (N_{α}^{o} ,

 N_{β}° , ... $\varepsilon_{\alpha}^{\circ}$, $\varepsilon_{\beta}^{\circ}$,... w^{o} ,...), определим компоненты краевого эффекта. Произвольные функции $C_{i}(\beta)$ краевого эффекта определяются из нетангенциальных граничных условий. При записи граничных условий необходимо учитывать и результаты расчета для основного состояния: при $\alpha_{o}=0-S^{\kappa}+S^{\circ}=S^{rp}$, где S^{κ} , S° – любой из параметров краевого эффекта и основного напряженного состояния; S^{rp} – граничное значение соответствующего параметра, заданного на линии $\alpha = \alpha_{o}$.

Рассмотрим следующие варианты опирания краевых сечений кривой трубы.

1. Шарнирно-опертый край. Если в сечении $\alpha = 0$ приложена краевая нагрузка в виде равномерно распределенных изгибающих моментов M_o , то нетангенциальные граничные условия формулируются в виде:

при α = 0 :

$$w^{\kappa} + w^{o} = 0; M_{\alpha}^{\kappa} + v_{\beta\alpha} M_{\beta}^{o} = M_{o}.$$
 (10)

При отсутствии краевой нагрузки оба условия будут однородными. Наличие тангенциальной краевой нагрузки в данном случае не меняет нетангенциальных условий (10) и, следовательно, не сказывается на компонентах напряженно-деформированного состояния краевого эффекта.

Из (10) и (9), учитывая формулу для M_{α}^{κ} , полученную по (3), (4) и (7): $M_{\alpha} = -E_{\alpha}hh_{*}e^{-\omega \alpha}$ $[C_{1}(\beta) \sin \omega \alpha - C_{2}(\beta) \cos \omega \alpha]$ и будем иметь:

$$C_{1}(\beta) = -w^{o}(\alpha = 0),$$

$$C_{2}(\beta) = [M_{o} - \nu_{\beta \alpha} M_{\beta}^{o}(\alpha = 0)]/(E_{\alpha}hh_{*}). \quad (11)$$

2. Защемленный край. В этом случае все граничные условия на одном конце трубы сводятся к требованию, чтобы при $\alpha = 0$: u = v = 0, $w = \mathcal{G}_1 = 0$. Первые два из этих условий – тангенциальные. Они удовлетворяются при расчете трубы в основном состоянии. Два других – нетангенциальные, их можно записать: при $\alpha = 0$: $w^{\kappa} + w^{\circ} = 0$; $\mathcal{G}_1^{\kappa} = \mathcal{G}_1^{\circ} = 0$.

Отсюда, учитывая (9) и формулу для угла поворота

$$\mathcal{G}_{1}^{\kappa} = -\frac{1}{A_{1}} \frac{\partial w^{\kappa}}{\partial \alpha}; \mathcal{G}_{1}^{\kappa}(\alpha=0) = -\frac{1}{r\sqrt{2h_{*}}} \left[C_{1}(\beta) - C_{2}(\beta)\right]$$

получим:

$$C_1(\beta) = -w^{\circ}; \ C_2(\beta) = r\sqrt{2h_*}\mathcal{G}_1^0 - w^0.$$

3. Сопряжение двух труб по линии $\alpha = \alpha_0$.

В этом случае на линии сопряжения труб (1) и (2) должны выполняться 8 условий сопряжения. Из них 4 тангенциальных условия удовлетворяются в основном напряженном состоянии:

при $\alpha = \alpha_o$

$$u_{(1)} = u_{(2)}, v_{(1)} = v_{(2)}, N_{\alpha(1)} = N_{\alpha(2)}, N_{\alpha\beta(1)} = N_{\alpha\beta(2)}.$$

Компоненты краевого эффекта (с учетом основного состояния) должны удовлетворять нетангенциальным условиям сопряжения:

при $\alpha = \alpha_0$

$$w^{\kappa}{}_{(1)} + w^{\circ}{}_{(1)} = w^{\kappa}{}_{(2)} + w^{\circ}{}_{(2)},$$

$$\mathcal{G}_{1}^{\kappa}{}_{(1)} + \mathcal{G}_{1}^{\circ}{}_{(1)} = \mathcal{G}_{1}^{\kappa}{}_{(2)} + \mathcal{G}_{1}^{\circ}{}_{(2)},$$

$$M_{\alpha}^{\kappa}{}_{(1)} + v_{\alpha\beta}M_{\alpha}^{\circ}{}_{(1)} = M_{\alpha}^{\kappa}{}_{(2)} + v_{\alpha\beta}M_{\alpha}^{\circ}{}_{(2)},$$

$$Q_{\alpha}^{\kappa}{}_{(1)} + Q_{\alpha}^{\circ}{}_{(1)} = Q_{\alpha}^{\kappa}{}_{(2)} + Q_{\alpha}^{\circ}{}_{(2)}.$$

Знаки правых и левых частей записанных условий уточняются после выбора направлений координатных осей для сопрягаемых труб.

Наибольшие напряжения в краевом эффекте дают изгибающие моменты M_{α}^{κ} и кольцевые нормальные усилия N_{β}^{κ} , которые носят названия расчетных и определяются при известных $C_i(\beta)$:

$$M_{\alpha}^{\kappa} = -E_{\alpha}hh_{*}e^{-\omega\alpha}[C_{1}(\beta)\sin\omega\alpha - C_{2}(\beta)\cos\omega\alpha];$$

$$N_{\beta}^{\kappa} = -E_{\alpha}he^{-\omega\alpha}[C_{1}(\beta)\cos\omega\alpha + C_{2}(\beta)\sin\omega\alpha]/r. \quad (12)$$

Значительные напряжения краевого эффекта вызываются действием нетангенциальной нагрузки, например, равномерного внутреннего или наружного давления. Оценим эти напряжения в трубе с шарнирным опиранием краев, нагруженной внутренним давлением. Принимаем составляющую перемещений основного состояния по безмоментной теории оболочек. Тогда $w^{\circ} = pr^2/(hE_{\beta})$, $C_i = \text{const}$, и по (11) имеем $C_1(\beta) = - pr^2/(hE_{\beta})$, $C_2(\beta) = 0$.

Подставляя эти *C_i* в (12), получим формулы для момента и нормального кольцевого усилия краевого эффекта:

$$M_{\alpha}^{\kappa} = pr^{2} h_{*}e^{-\omega \alpha} \sin \omega \alpha;$$

$$N_{\beta}^{\kappa} = -pr e^{-\omega \alpha} \cos \omega \alpha.$$
 (13)

Скорость затухания зависит от функции $\omega(\beta)$, определенной формулой (7). Для криволинейных труб малой кривизны, когда r/ρ мало по сравнению с единицей, можно принять ω = const, и скорость затухания расчетных усилий (13) будет постоянной для всей краевой зоны.

Для криволинейных труб большой кривизны, когда *г*/ρ не мало, скорость затухания будет зависеть от координаты β в соответствии с (7). Краевой момент M_{α}^{κ} достигает наибольшего значения при $\omega \alpha = 0,8$, а уже при $\omega \alpha = 3$ практически равен нулю. Для трубы с $rh^{-1} = 50$ и $E_{\alpha} = E_{\beta}$, из (7) $\omega = 9,6$ и ширина зоны затухания $\alpha = 0,31$ или x = 0,31r. Таким образом, ширина зоны затухания краевого эффекта оказывается не более третьей части радиуса поперечного сечения трубы.

Соответствующие M_{α}^{κ} и N_{β}^{κ} напряжения краевого эффекта определим из (13):

$$\sigma_{\alpha}^{\kappa} = \pm \frac{6M_{\alpha}^{\kappa}}{h^{2}} = \pm \frac{pr}{h\sqrt{12V(1-v_{\alpha\beta}v_{\beta\alpha})}}e^{-\omega\alpha}\sin\omega\alpha;$$
$$\sigma_{\beta}^{\kappa} = \frac{N_{\beta}^{\kappa}}{h} = -\frac{pr}{h}e^{-\omega\alpha}\cos\omega\alpha.$$

Максимальные значения напряжений соответствуют ($e^{-\omega \alpha} \sin \omega \alpha$)_{max} = 0,32; ($e^{-\omega \alpha} \cos \omega \alpha$)_{max} = 1 и будут равны:

$$\sigma_{\alpha \max}^{\kappa} = \frac{0.32 \, pr}{h \sqrt{12V(1 - V_{\alpha\beta} V_{\beta\alpha})}}; \ \sigma_{\beta \max}^{\kappa} = -\frac{pr}{h}$$

Оценим погрешность раздельного рассмотрения основного напряженно-деформированного состояния и краевого эффекта в задаче изгиба криволинейных труб из композитов [1]. Общий критерий применимости такого подхода и обоснование применимости полубезмоментной теории к тонкостенным криволинейным трубам получены Э. Л. Аксельрадом [5]. В [5] дано выражение для величины относительной погрешности, которую вносит применение полубезмоментной теории. Эта погрешность имеет порядок $m^2h(3,464r)^{-1}$, где m – показатель изменяемости, который в случае тонкостенных труб означает половину числа изменений знака продольного усилия.

Для длинных труб деформация определяется в основном второй гармоникой разложения в тригонометрический ряд [1], а для труб средней длины – тремя членами разложения (m = 2, 3, 4). Показатель изменяемости для этих труб m = 4и, следовательно, при r/h порядка 0,01 погрешность полубезмоментной теории не превышает 5 %.

Расчеты для коротких труб показывают необходимость учета шестой гармоники в разложениях при вычислении деформаций поперечного сечения криволинейной трубы [1]. Значит, m = 6 и погрешность применения полубезмоментной теории 10 %. Таким образом, для труб средней и большой длины без ограничения по кривизне раздельное изучение основного состояния и краевого эффекта не приводит к большой погрешности. Для коротких криволинейных труб необходимо совместное рассмотрение основного напряженно-деформированного состояния и краевого эффекта.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Багмутов, В. П. Расчет и рациональное проектирование криволинейных труб из армированных пластиков: монография / В. П. Багмутов, В. Н. Тышкевич, В. Б. Светличная; ВПИ (филиал) ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – 158 с. 2. Багмутов, В. П. Несущая способность криволиней-

ных труб из армированных пластиков при статическом на-

гружении / В. П. Багмутов, В. Н. Тышкевич, В. Б. Светличная // Известия высших учебных заведений. Авиационная техника. – 2004. – № 4. – С. 71–73.

3. Гольденвейзер, А. Л. Теория упругих тонких оболочек / А. Л. Гольденвейзер. – М.: Гостехиздат. – 1953. – 544 с.

4. Пикуль, В. В. Современные проблемы науки в области прикладной механики: учеб. В 2 ч. Ч. 2. Механика оболочек / В. В. Пикуль. – Владивосток: изд-во ДВГТУ. – 2005. – 524 с.

5. *Аксельрад*, Э. Л. Тонкостенные криволинейные стержни и трубы / Э. Л. Аксельрад // Сб. тр. Ленингр. инта инженеров железнодор. транспорта. – 1966. – Вып. 249. – С. 147–168.

УДК 539.432+620

А. А. Барон, О. Ф. Слюсарева ДИАГРАММА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail detmash@vstu.ru

В работе предложено построение обобщенной диаграммы трещиностойкости для различных трубных сталей в интервале температур 77 \leq T \leq 293 К. Установлена линейная зависимость между пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и твердостью по Бринеллю HB в указанном выше диапазоне температур. Установлена обобщенная зависимость между отношениями $K_{Ic,t}/K_{Ic,243}$ и HB_t/HB₂₄₃. Здесь $K_{Ic,t}$ и HB_t – трещиностойкость и твердость по Бринеллю при любой температуре. $K_{Ic,243}$ и HB₂₄₃ – соответствующие значения при температуре фазового перехода 243 К. Установленные соотношения позволяют предложить новый упрощенный метод оценки трещиностойкости различных трубных сталей.

Ключевые слова: старение трубных сталей, охрупчивание, твердость, предел текучести, вязкость разрушения.

The embrittlement is one of the most dangerous consequences of transit oil and gas pipelines metal aging. Correct linear fracture toughness K_{lc} testing of pipeline steels is possible only at a sufficiently low temperature (-196 °C) when pipe wall thickness satisfies plane strain condition. In this case there arises the problem of calculating K_{lc} values at operational temperatures, by means of the results of low-temperature small specimen testing. The aim of the present work is building up the concept of a generalized fracture toughness diagram for different pipeline steels within absolute temperature range $77 \le T \le 293$ K. Nine different pipeline steels in «as-received» state were tested. The generalized correlation between relations of $K_{lc,t}/K_{lc,243}$ and HB_t/HB₂₄₃ was found. Here subscripts «*t*» and «243» correspond respectively to any temperature and a phase transition temperature of 243 K. The correlation described makes it possible to propose a new simplified method for different pipeline steels fracture toughness estimation.

Keywords: Aging pipe steels, embrittlement, hardness, yield strength, fracture toughness.

Проблема оценки трещиностойкости магистральных трубопроводов привлекает внимание многих исследователей. Вопрос состоит в том, что в настоящее время много магистральных трубопроводов отработало свой паспортный срок службы. По этой причине оценка состояния магистральных трубопроводов после длительного периода эксплуатации очень актуальна. Изменение вязкости стали из-за процесса старения - самая важная характеристика, влияющая на целостность трубопроводов. Прямое определение вязкости разрушения трубопроводов по стандарту линейной механики разрушения (ASTM E1820) в интервале эксплуатационных температур невозможно. Интервал толщин стенок труб (от 7 до 20 мм) не соответствует

известному критерию толщины ASTM для плоской деформации

$$t \ge 2,5(K_{Ic}/\sigma_{0,2})^2$$
. (1)

При этих температурах можно использовать косвенные приближенные методы оценки K_{lc} по величине *J*-интеграла или критического раскрытия трещины δ_c . Часто надежность таких оценок оставляет желать лучшего.

Тем не менее условие (1) для трубных сталей всегда соблюдается при температуре жидкого азота -196 °C. Однако в этом случае возникает проблема расчета значений K_{lc} в интервале эксплуатационных температур по результатам низкотемпературных условий малых образцов. Цель настоящей работы состоит в создании упрощенного метода оценки трещиностойкости различных трубных сталей в интервале температур $77 \le T \le 293$ К.

Методика проведения исследований

Исследования были выполнены на трубных сталях: 10Г2ФБ, 10Г2ФБ-У, 17Г1С-У, 17ГС, 10ХГНМАЮ, 06Г2НАБ, Х70, В ст. 3 кп. Все стали находились в состоянии поставки. Толщина листа варьировалась от 10 до 20 мм. Испытания на трещиностойкость и растяжение исследованных сталей выполнили А. Я. Красовский и В. Н. Красико [1] в Институте проблем прочности (Киев, Украина). После испытаний образцы были предложены автору настоящей работы. Измерения твердости были проведены в Волгоградском государственном техническом университете (Россия). Использовался стандартный твердомер Бринелля ТШ-2. Испытания проводили индентором с диаметром 5 мм при нагрузке 7357,5 Н. Низкотемпературная ванна была сделана согласно описанию, приведенному в работе [3]. Измерения твердости НВ выполнены в диапазоне температур $77 \le T \le 293$ К. Образцы помещались в сосуд, наполненный жидким азотом или его смесью с этиловым спиртом, который был установлен на предметном столике твердомера. Температуру измеряли в момент снятия нагрузки с отпечатка с помощью пентанового термометра.

Результаты исследований и их обсуждение

Очень часто стали имеют различное сопротивление трещине, несмотря на одинаковые значения предела текучести $\sigma_{0,2}$ или твердости по Бринеллю НВ. Зависимости между трещиностойкостью K_{Ic} или K_{Jc} и пределом текучести $\sigma_{0,2}$ в интервале температур 77 \leq T \leq 293 K, показана на рис. 1. Как видно из рис. 1, в зависимости от марки стали, одинаковое значение предела текучести 550 МПа соответствует различным значениям трещиностойкости от 40 до 340 МПа·м^{0,5}. Это обусловлено различиями в микроструктуре и химическом составе исследованных сталей.

Зависимости НВ (Т) для исследованных сталей представлены на рис. 2. Видно, что у некоторых сталей на этих зависимостях имеется точка перегиба приблизительно при температуре 240–250 К. Это находится в согласии с известными данными [4, 5] для металлов и сплавов с объемно-центрированной кристаллической решеткой, согласно которым понижение



Рис. 1. Связь между трещиностойкостью K_{lc} или K_{Jc} и пределом текучести $\sigma_{0,2}$ в интервале температур $77 \le T \le 293$ К: $\diamond -10\Gamma 2\Phi 5$; $\bullet -10\Gamma 2\Phi 5$ -У; $\bullet -17\Gamma 1$ С-У; $\times -17\Gamma C$; $\Delta - BCт3$ кп; $\bullet -10X\Gamma HMAHO$; $+ -06\Gamma 2HAE$; $\Box - X70$

предела текучести и твердости с возрастанием температуры происходит волнообразно. Первая волна наблюдается при температуре 0,15–0,2 от температуры плавления, что составляет 250– 335 К. ОЦК-металлы и сплавы имеют при этой температуре фазовый переход. Пластическая деформация ниже этой температуры контролируется силой Пайерлса-Набарро.



Рис. 2. Зависимости НВ (Т) для исследованных сталей. Символы соответствуют рис. 1

Сопоставление данных для полученных в настоящей работе температурных зависимостей твердости с данными по температурной зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}$ (T) показывает, что они имеют сходное поведение в интервале температур $200 \le T \le 250$ K (рис. 3).

Для дальнейших целей настоящего исследования очень важно, что линейная зависимость между твердостью по Бринеллю НВ и пределом текучести $\sigma_{0,2}$ сохраняется во всем диапазоне исследованных температур (рис. 4).



Рис. 3. Зависимости $\sigma_{0,2}$ (T) для исследованных сталей. Символы соответствуют рис. 1



и твердостью по Бринеллю HB в интервале температур $77 \le T \le 293$ К

Зависимость между условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и твердостью по Бринеллю НВ можно аппроксимировать уравнением

$$\sigma_{0,2} = 3,1647 \cdot \text{HB} - 157,08 \text{ MIIa.}$$
 (2)



чис. 5. Обобщенная диаграмма трещиностойкости трубных сталей. Символы соответствуют рис. 1

Как видно из рис. 1, приблизительно при температуре 240–250 К у сталей 10Г2ФБ-У, 17Г1С-У, 06Г2НАБ, 10ХГНМАЮ наблюдался максимум трещиностойкости K_{Jc} , а затем при повышении температуры происходило ее сильное снижение. Скорее всего, это следует отнести на счет недостаточной толщины образца. Поэтому из соображений корректности проводимых сопоставлений мы ограничились наивысшей температурой испытаний 243 К, ниже которой у рассматриваемых сталей пластическая деформация происходит по механизму Пайерлса-Набарро.

Полученная нами общая для всех исследованных сталей зависимость между относительной трещиностойкостью $K_{lc,t}/K_{lc,243}$ и относительной твердостью HB_t/HB_{243} приведена на рис. 5. Значения трещиностойкости $K_{lc,t}$ и твердости HB_t при различных температурах нормированы соответственно на трещиностойкость $K_{lc,243}$ и твердость HB_{243} при температуре фазового перехода 243 К. Этот прием дает возможность установить обобщенную зависимость между трещиностойкостью и твердостью, единую для всех исследованных сталей.

$$K_{Ic,t}/K_{Ic,243} = 1 - (1 - \text{HB}_t/\text{HB}_{243})/$$

(1.0475-1.1336 HB//HB₂₄₃). (3)

Рис. 5 можно рассматривать как обобщенную диаграмму трещиностойкости трубных сталей. Температура 243 К (–30 °С) примерно соответствует нижней границе эксплуатационного диапазона температур. Если трещиностойкость при температуре 243 К достаточно высока, она определенно будет еще выше при летних температурах эксплуатации (около 293 К). Представленные результаты позволяют предложить следующую методику оценки трещиностойкости K_{Ic} , по зависимости $K_{Ic,t'}/K_{Ic,243}$ от HB_t/HB₂₄₃.

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. 5 или по формуле (3) –соответствующую этой абсциссе ординату $K_{lc,77}/K_{lc,243}$. После этого на малых образцах определяют вязкость разрушения $K_{lc,77}$ при 77 К и рассчитывают $K_{lc,243}$. Далее несложно вычислить отношения HB_t/HB₂₄₃ при любой температуре 77 \leq T \leq 243 К, найти по графику отношение $K_{lc,t}/K_{lc,243}$ и рассчитать $K_{lc,t}$. На рис. 6 приведены результаты экспериментальной проверки разработанной методики прогнозирования трещиностойкости.



Рис. 6. Результаты экспериментальной проверки предложенного метода

Выводы

1. Более чем тридцатилетний срок эксплуатации нефте- и газопроводов приводит к охрупчиванию основного металла труб. Вследствие малой толщины стенок труб прямое определение трещиностойкости по методике линейной механики разрушения, в соответствии со стандартом ASTM E1820, при климатических температурах эксплуатации невозможно. В связи с этим целесообразна разработка косвенных методов оценки трещиностойкости.

2. Сравнение зависимостей HB(T) и $\sigma_{0,2}$ (T) свидетельствует об одинаковом волнообразном понижении твердости и предела текучести при повышении температуры. Ниже температуры 243 К пластическое течение контролируется силой Пайерлса-Набарро. Выяснено, что в этой температурной зоне наблюдается линейная зависимость между условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и твердостью по Бринеллю, HB. Установленная в настоящей работе обобщенная зависимость между отношениями $K_{lc,t}/K_{lc,243}$ и HB_t/HB₂₄₃ дает возможность предложить новый упрощенный метод оценки вязкости разрушения трубных сталей различных марок в широком диапазоне температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Красовский, А. Я. Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов / А. Я. Красовский, В. Н. Красико. – Киев: Наукова думка. – 1990. – 176 с.

2. *Baron, A. A.* A Thermodynamic Model For Fracture Toughness Prediction // Eng. Fract. Mech. –1993. – 46, №. 2. – P. 245–251.

3. *Oku, T.* The Detection of Embrittlement in Steels by means of Hardness Measurements / T. Oku, S. Sato, T. Fujimura // Nucl. struct. Engng. – 1965. – № 2. – P. 282–292.

4. *Frost, H. J.* Deformation-mechanism maps. The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics / H. J. Frost, M. F. Ashby. – Oxford: Pergamon Press. – 1982.–161 p.

5. Борисенко, В. А. Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах / В. А. Борисенко. – Киев: Наукова думка. – 1984. –212 с.

УДК 620.172.251

М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, А. И. Фролова, М. А. Куликова ЭКСПРЕСС-ОЦЕНКА СООТНОШЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ

Волгоградский государственный технический университет

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

Рассмотрена методика определения соотношения прочностных свойств металлоизделий в зависимости от пластической твердости материала.

Ключевые слова: предел текучести, временное сопротивление, пластическая твердость.

The method of determining the correlation of the strength properties of metal products depending on the plastic hardness of the material is considered.

Keywords: yield strength, tensile strength, plastic hardness.

В настоящее время соотношение прочностных свойств металла (в частности, соотношение предела текучести $\sigma_{0,2}$ к временному сопротивлению $\sigma_{\rm B}$) используют, например, для определения остаточного ресурса металла трубопроводов [1, 2], оценки результатов упрочнения пластическим деформированием [3] и т. п. При этом, как указано в работе [4], встречающееся в литературе мнение о том, что можно использовать эмпирическое соотношение

$$\sigma_{0,2} = 0,75\sigma_{\scriptscriptstyle \rm B},\tag{1}$$

может привести к ошибочным результатам.

Согласно работе [1], отношение предела текучести к временному сопротивлению металла трубопровода определяется зависимостью:

$$\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B} = -0.0148 \cdot \varepsilon^2 + 0.151 \cdot \varepsilon + 0.595, \qquad (2)$$

где ε – величина пластической деформации, которая определяется путем испытания образцов, вырезанных из трубопровода. Очевидно, что в этом случае необходима как остановка эксплуатации трубопровода, так и его последующий ремонт в местах вырезки образцов.

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

$$\sigma_{0,2} = \frac{0,955(1 - 2\mu_2)P}{d_0^2 \left[78\frac{d_0}{D}(1 - 2\mu_2)\right]^{245/HA}},$$
(3)
$$\sigma_{\rm B} = \frac{0,955(1 - 2\mu_2)P}{d_0^2 \left[1,73 \cdot 10^{-3}\frac{d_0}{D}(1 - 2\mu_2)HA\right]^{245/HA}},$$
(4)

где P – рабочая нагрузка на сферический индентор, НД – пластическая твердость испытуемого материала детали, d_0 – диаметр отпечатка на поверхности детали, D – диаметр сферического индентора, μ_2 – коэффициент Пуассона материала детали. С учетом формул (3) и (4), после несложных преобразований, получим

$$\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B} = \left(0,022 \cdot 10^{-3} \,\mathrm{H}\,\mathrm{J}\right)^{\frac{245}{\mathrm{H}\,\mathrm{J}}} = \left(0,002 \cdot e / \frac{245}{\mathrm{H}\,\mathrm{J}}\right)^{\frac{245}{\mathrm{H}\,\mathrm{J}}},$$
(5)

где *e* = 2,718 – основание натурального логарифма.

Учитывая, что, согласно [7], отношение 245/НД с достаточной для практики точностью численно равно предельной равномерной деформации e_p материала металлической детали, выражение (5) примет вид

$$\sigma_{0,2} / \sigma_{\rm B} = (0,002 \cdot e / e_{\rm p})^{e_{\rm p}}.$$
 (6)

Необходимо отметить, что, согласно [8, 9], величину предельной равномерной деформации e_p можно считать равной коэффициенту *n* деформационного упрочнения материала, то есть

$$\sigma_{0.2}/\sigma_{\rm B} = (0,002 \cdot e/n)^n.$$
 (7)

Последнее выражение полностью совпадает с формулой, определяющей отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B}$ при испытаниях на растяжение, приведенной в работе [10], что является дополнительным подтверждением достоверности формулы (5), полученной на основе закономерностей первоначально точечного упругопластического контакта.

Прямая экспериментальная проверка формулы (5) выполнена с использованием образцов, изготовленных из конструкционных сталей различного уровня прочности (таблица). Пластическую твердость НД определяли согласно ГОСТ 18835–73 «Металлы. Метод определения пластической твердости». Прочностные свойства образцов $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{\rm B}$ находили в соответствии с ГОСТ 1497–84 «Металлы. Методы испытания на растяжение» с помощью программно-технического комплекса для испытания металлов (оснащенного персональным IBM совместимым компьютером) ИР 5143-200.

Матариал образиа	НЛ МПа	Испы	тание на растяж	$\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B}$, расчет	$(\sigma_{0,2}/\sigma_{\scriptscriptstyle B})_p$	
материал образца	пд, мпа	$σ_{0,2}$, ΜΠα $σ_{\scriptscriptstyle B}$, ΜΠα		$(\sigma_{0,2}/\sigma_{\scriptscriptstyle B})_p$	по форм.(5)	$(\sigma_{0,2}/\sigma_{\scriptscriptstyle B})$
Сталь 10	1490	275	466	0,59	0,57	1,035
Сталь 20	1570	310	490 0,63		0,59	1,072
Сталь 40ХНМА	3394	834	980	0,85	0,83	1,024
Сталь 15ХГНТА	4527	1050	1230	0,85	0,88	0,968
Сталь 40ХН	4532	1030	1130	0,91	0,88	1,035
Сталь 20Х	5297	1150	1330	0,86	0,91	0,945
Сталь 25ХГТ	5433	1250	1420	0,88	0,91	0,967

Сопоставление значения отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B}$, определенного путем растяжения образцов и вычисленного по формуле (5), по измеренной величине пластической твердости НД

Как видно из таблицы, погрешность определения отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B}$ по формуле (5) не превышает, как правило, 5 % и имеет характер двустороннего разброса. Из рисунка видно, что с ростом пластической твердости НД материала образца (детали) отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B}$ возрастает; при этом интенсивность этого роста снижается так, что зависимость отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B}$ от пластической твердости оказывается нелинейной. Именно такой характер указанной зависимости отмечен в работе [11].



График зависимости отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ от пластической твердости НД материала образца. Линия построена по формуле (5), значки – экспериментальные данные испытания образцов на растяжение, приведенные в табл.

Необходимо отметить, что на величинах $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{\rm B}$, определяемых по формулам (3) и (4), не сказывается влияние масштабного эффекта, приводящего к снижению характеристик прочности при увеличении площади поперечного сечения образца. Корректировка значений $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{\rm B}$ может быть выполнена по формулам, приведенным, например, в работе [12]. В то же время, как показано в работе [12], масштабный эффект практически не влияет на отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B}$, вычисляемое по формуле (5).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Патент 2221231 Российская Федерация, МКИ G01 N 3/00. Способ определения остаточного ресурса металла магистрального трубопровода / Б. В. Будзуляк, В. В. Кудрявцев ; заявитель и патентообладатель Будзуляк Б. В. – № 2002105603/28 ; заявл. 05.03.2002 ; Опубл. 10.01.04.

2. Матлин, М. М. Оперативное определение пластической характеристики металла при расчете остаточного ресурса металлоизделий / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, А. И. Фролова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 13 (86) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Прогрессивные технологии в машиностроении»; вып. 7). – С. 85–87.

3. Патент 2386116 Российская Федерация, МПК G01 N 3/28. Способ определения относительной степени упругопластической деформации материала / М. М. Матлин, С. Л. Лебский, А. И. Мозгунова, А. И. Фролова ; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО «Волгоградский государственный технический университет». – № 2009108630/02 ; заявл. 10.03.09 ; Опубл. 10.04.10, Бюл. № 10.

4. *Фридман, Я. Б.* Механические свойства металлов. Ч. 2 / Я. Б. Фридман. – М. : Машиностроение, 1974. – 368 с.

5. Патент 2086947 Российская Федерация, МКИ G01 N 3/40. Способ определения предела текучести материалов / Ю. И. Славский, М. М. Матлин; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО «Волгоградский государственный технический университет». – № 93018860/28; заявл. 12.04.93; Опубл. 10.08.97, Бюл. № 22.

 Патент 2011182 Российская Федерация, МКИ G01 N 3/40. Способ определения предела прочности материала / Ю. И. Славский, М. М. Матлин; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО «Волгоградский государственный технический университет». – № 4952730/28; заявл. 28.05.91; 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.

8. *Пашков, П. О.* Разрыв металлов / П. О. Пашков – Л. : Судпромгиз, 1960. – 244 с.

9. Смирнов-Аляев, Г. А. Сопротивление материалов пластическому деформированию / Г. А. Смирнов-Аляев. – Л. : Машиностроение, 1978. – 368 с.

10. *Трощенко, В. Т.* Усталость и неупругость металлов / В. Т. Трощенко. – Киев: Наукова думка, 1971. – 268 с.

11. *Марковец, М. П.* Определение механических свойств металлов по твердости / М. П. Марковец. – М. : Машиностроение, 1979. – 191 с.

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

УДК 669.620.178

М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, С. Л. Лебский, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин КОНТРОЛЬ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ

Волгоградский государственный технический университет

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

Рассмотрена методика определения пластической твердости с применением стального сферического индентора для материалов с высокой твердостью.

Ключевые слова: сферический индентор, внедрение, смятие, пластическая твердость.

The method of definition of plastic hardness with applying of steel spherical indenter for high hardness materials is described.

Keywords: spherical indenter, indentation, flattening, plastic hardness.

Как известно, испытание материала деталей на твердость является массовым неразрушающим средством контроля. В связи с этим расширение технических возможностей таких испытаний является актуальной задачей. Для контроля деталей с высоким уровнем твердости используют, как правило, числа твердости по Роквеллу (с использованием алмазного конуса -HRC) или по Виккерсу (с использованием алмазной пирамиды – HV). Что же касается чисел твердости, предусматривающих использование стального сферического индентора (твердость по Бринеллю НВ или пластическая твердость НД), то, согласно ГОСТ 9012-59 «Металлы. Методы испытаний. Измерение твердости по Бринеллю», твердость испытуемого материала не должна превосходить НВ 450 (в кгс/мм²). При этом шарик, показавший после измерения твердости остаточную деформацию, превышающую допуск на диаметр шарика, должен быть заменен другим, а такое измерение должно считаться недействительным. ГОСТ 18835– 73 «Металлы. Метод измерения пластической твердости» также предусматривает, что испытание стальным сферическим индентором (шариком с твердостью не менее HV 850) возможно до твердости испытуемого материала НД 450. Если указанная твердость превышает НД 450, то необходимо использовать шарики из сплава с твердостью не менее HV 1200 или алмаза; при этом испытание считается недействительным, если возникает остаточное смятие шарика, величина которого превышает 2 % от глубины остаточного отпечатка на поверхности детали.

Необходимо подчеркнуть, что при измерении твердости материала детали ее фактическое значение заранее неизвестно. Это значит, что при твердости материала детали более НД 450 (или, как указано в [1], более НД 5000 МПа) на поверхности сферического индентора может возникнуть остаточное смяИЗВЕСТИЯ ВолгГТУ

тие, при этом его радиус кривизны в контакте с материалом детали изменяется, а определение пластической твердости по ГОСТ 18835–73 становится невозможным.

Описанный ниже метод определения пластической твердости материала детали, превышающей указанный в ГОСТ 18835–73 уровень, базируется на закономерностях упругопластического контакта тел соизмеримой твердости [2].

В экспериментальном исследовании были использованы стальные образцы различного уровня твердости (вплоть до НД 10710 МПа, что соответствует твердости по Роквеллу НRС 64), а также стальные (сталь ШХ 15) шарики с диаметром 5 и 10 мм, термообработанные на различную твердость. В качестве нагружающего устройства использовали пресс Бринелля. Глубины остаточных отпечатков на поверхности образца и величину смятия шарика измеряли с помощью индикаторной стойки, снабженной индикатором часового типа с ценой 0,001 мм.

Выполненное нами экспериментальное исследование показало, что с уменьшением отношения твердости шарика НД_ш к твердости $HД_{o}$ материала образца фактическая глубина h_{d} отпечатка на поверхности образца непрерывно уменьшается и при соотношении твердостей материала сферы и детали НД_ш /НД_о ≤ 0,57 остаточный отпечаток на поверхности образца полностью отсутствует. С увеличением отношения НД_ш /НД_о фактическая глубина h_{ϕ} отпечатка возрастает и при НД_ш /НД_о ≥ 1,86 выполняется равенство $h_{\phi}=h$ (где h – глубина остаточного отпечатка в условиях отсутствия смятия шарика). Таким образом, пластическая деформация одного из элементов контактирующей пары прекращается, когда его твердость приблизительно вдвое (или более) превышает твердость материала другого элемента. Этот результат совпадает с установленным ранее положением, согласно которому для получения достоверных значений твердости при стандартном измерении твердости по Бринеллю необходимо, чтобы $HД_{\rm m}/HД_{\rm o} \ge 2$.

На основании экспериментальных данных была получена зависимость относительной глубины остаточного отпечатка h_{ϕ}/h на поверхности детали от НД_ш /НД_о [3], которая может быть представлена в виде (в диапазоне НД_ш / НД_о=0,57...1,86)

$$\frac{h_{\phi}}{h} = 1, 4 - 0, 8 \frac{H \mathcal{I}_o}{H \mathcal{I}_u} \,. \tag{1}$$

Для практического использования формулы (1) для определения пластической твердости материала образца в условиях смятия поверхности сферического индентора (шарика), преобразуем ее к следующему виду:

$$H\mathcal{A}_{o} = \frac{1,75H\mathcal{A}_{u}}{1+1,25\frac{h_{\phi}}{h_{np}}\cdot\frac{H\mathcal{A}_{u}}{H\mathcal{A}_{np}}},$$
(2)

где дополнительно h_{ϕ} – фактическая глубина остаточного отпечатка на поверхности материала образца; $h_{\rm np} = F/(\pi \cdot D \cdot H \Pi_{\rm np})$ – предельная глубина остаточного отпечатка на поверхности материала образца, соответствующая предельной пластической твердости материала образца; Н $\Pi_{\rm np}$ – предельная пластическая твердость материала образца, принятая согласно [1] $H \Pi_{\rm np} = 5000$ МПа; F – рабочая нагрузка на сферический индентор; D – диаметр сферического индентора (шарика).

Для проверки формулы (2) использовали часто применяемый для контроля твердости стальной шарик с диаметром D = 5 мм. Пластическая твердость его материала, измеренная согласно [4], составила НД_ш 9820 МПа (HRC 62). Рабочую нагрузку *F* на сферический индентор задавали в соответствии с обычно используемым при определении твердости соотношением $F/D^2 = 30$ (кгс/мм²), то есть F = 7357, 5 Н.

Для сопоставления с полученными значениями пластической твердости использовали один из известных способов определения твердости. При этом сначала непосредственно измеряли твердость по Роквеллу HRC, которую обычно используют при контроле деталей, имеющих высокую твердость, например, деталей подшипников качения, с последующим определением пластической твердости НД^{*} материала образца по формуле, приведенной в работе [2]

$$HД^* = 3,57 \cdot 10^{-4} \cdot HRC_{\Im}^{4,05} + 3353.$$
(3)

Результаты экспериментальной проверки представлены в таблице.

Как видно из таблицы, погрешность предлагаемого способа определения пластической твердости материала образца в широком диапазоне изменения твердости не превышает в подавляющем большинстве случаев 2–3 % и носит случайный характер двустороннего разброса.

Матариал	Пр	едлагаемый сг	н∏* МПа	Пограни	
образца	h_{ϕ} , мм $h_{\phi} / h_{\pi p}$ НД _о , МПа, по форм.(2)		по форм. (3)	ность, %	
Сталь 25ХГТ	0,082	0,872	5464	5430	-0,6
Сталь ШХ15	0,057	0,606	6896	6800	1,4
Сталь ШХ15	0,044	0,468	7987	8200	-2,6
Сталь ШХ15	0,035	0,372	8969	9100	-1,4
Сталь ШХ15	0,027	0,287	10070	9820	2,55
Сталь ШХ15	0,025	0,266	10388	10250	1,35
Сталь ШХ15	0,023	0,245	10722	10710	0,11

Значения пластической твердости материала образцов

Выводы

1. Предлагаемую методику контроля твердости можно реализовать, используя существующее оборудование для определения твердости.

2. Полученные закономерности можно использовать для определения контактной жесткости шероховатых поверхностей деталей, материалы которых имеют близкие твердости.

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. Матлин, М. М. Закономерности упругопластического контакта в задачах поверхностного пластического упрочнения: монография / М. М. Матлин, С. Л. Лебский, А. И. Мозгунова. – Машиностроение-1, 2007. – 219 с.

3. Матлин, М. М. Прогнозирование параметров упрочнения деталей машин путем поверхностного пластического деформирования / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, С. Л. Лебский // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3(12) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2005. – (Серия «Материаловедение и прочность элементов конструкций»; вып. 1). – С. 52–55.

4. А.с. 1293553 СССР, МКИ G01 N3/40. Способ определения пластической твердости образца сферической формы / М. С. Дрозд, М. М. Матлин. – Опубл. 28.02.87. – Бюл. № 8.

УДК 669.14:539.431

А. Н. Савкин, А. А. Седов, П. В. Федченков ОЦЕНКА УСТАЛОСТИ В ЛОКАЛЬНЫХ ОБЛАСТЯХ МЕТАЛЛА С УЧЕТОМ РАЗВИТИЯ НЕУПРУГИХ ЯВЛЕНИЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru, alexander.a.sedov@gmail.com

Рассмотрена методика оценки усталости металла с учетом местных напряжений и деформаций в локальных областях материала в условиях концентрации напряжений. Анализируются постоянные материала, используемые в известных уравнениях Морроу, Коффина-Мэнсона и Нойбера.

Ключевые слова: неупругость, петля механического гистерезиса, усталостная повреждаемость, концентратор напряжений.

The method of evaluation of metal fatigue based on local stresses and strains in local regions of the material in terms of stress concentration. Analyzed the material constants used in the well-known equations Morrow, Coffin-Manson and Neuber.

Keywords: inelasticity, mechanical hysteresis loop, fatigue damage, of a hub stress.

Усталостное разрушение в металлах начинается в локальных областях, где наблюдается местная концентрация напряжений. Переменные микронапряжения приводят к накоплению микропластических деформаций. При исчерпании пластичности в перенапряженных объемах материала инициируются трещины. Непосредственное измерение накопления повреждаемости в локализованных объемах металла затруднительно. Поэтому при проектировании изделий, испытывающих переменную нагруженность, в инженерных расчетах проектировщики вынуждены использовать методики преобразования в критических локальных областях материала истории изменения номинальных напряжений в местные напряжения и деформации. Такая методика дает преимущество при прогнозировании ресурса широкого круга изделий и ситуаций, проводит анализ с использованием экспериментальных данных испытаний образцов, в том числе их поведением с различными эффектами взаимодействия. Используя локальный подход, оценивают долговечность материала на основании кинетики развития петель гистерезиса, связанной с накоплением в металле поврежденности. Эта методика может использоваться в задачах, когда амплитуда пластической деформации в критической точке имеет тот же или больший порядок, что и в упругой зоне локального концентратора напряжений.

Оценка сопротивления усталости проводится на основании кривой циклической зависимости деформации от напряжения по устойчивым петлям гистерезиса с постоянной амплитудой напряжения. Циклическая кривая напряжения – деформации может отличаться от таковой при статическом нагружении вследствие упрочняющего или разупрочняющего эффекта структуры материала [1].



Рис. 1. Кривая циклического нагружения металла для стабильных гистерезисных петель

Существует несколько методик для определения кривой циклической деформации от напряжения металла. Так, задаваясь определенным шагом возрастания напряжения, записывают устойчивую петлю гистерезиса при постоянном напряжении при числе циклов, когда эта петля уже не изменяется, после начального быстрого упрочнения или разупрочнения его структуры.

Другая методика строит эту кривую на основании петель гистерезиса, полученных при стационарном циклическом нагружении и соответствующих половинной долговечности разрушения. Математическая зависимость, описывающая циклическую кривую, будет в виде

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2}, \qquad (1)$$

где $\Delta \varepsilon$, $\Delta \varepsilon_e$, $\Delta \varepsilon_p$ – полная, упругая, пластическая составляющая деформации петли механического гистерезиса.



Рис. 2. Петля механического гистерезиса

Упругая составляющая

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta \sigma}{2E} \,. \tag{2}$$

Пластическая составляющая

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{\frac{1}{n'}},\tag{3}$$

где K' – коэффициент циклического напряжения; n' – коэффициент циклического упрочнения (разупрочнения); E – модуль нормальной упругости.

Тогда кривая циклической деформации будет выглядеть так:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{\frac{1}{n'}}.$$
 (4)

Используя описание кривой выносливости в виде

$$\Delta \sigma = C \cdot N^B, \qquad (5)$$

получим уравнение Коффина-Мэнсона [2]

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c, \qquad (6)$$

где σ_f' – истинная прочность при растяжении; ε_f' – истинная пластичность, b, c – постоянные; $2N_f = N$ – число циклов до разрушения.

На рис. 3 показано графическое представление уравнения Коффина–Мэнсона, где 1-я кривая соответствует пластической составляющей деформации материала, 2-я – упругой составляющей деформации, а 3-я – общему пред-



Рис. 3. Графическое представление уравнения Коффина-Мэнсона

ставлению этой кривой. Постоянные *b* и *c* определяют наклон кривых в двойных логарифмических координатах logε – log*N*. Параметры, входящие в уравнение (6), определяются экспериментально, на основании статических и циклических испытаний лабораторных образцов. Кривая 1, соответствующая пластической составляющей деформации, имеет больший наклон, чем кривая 2, описывающая упругую составляющую деформации.

Формирование петель механического гистерезиса при нерегулярном нагружении показано на рис. 4. Замкнутые петли механического гистерезиса формируются на основании случайного изменения напряжения и изменения деформации, оцениваемой по кривой циклического деформирования, полученной на основании стабилизированных петель механического гистерезиса.



Рис. 4. Схема формирования петель гистерезиса при нерегулярном нагружении

Связи между номинальными и местными напряжениями в концентраторе могут быть

оценены через аналитическое выражение Нойбера [3]. Локальные напряжения σ и деформации ε , оцениваемые через номинальные значения *S* и *e*, определяют через теоретические коэффициенты напряжений и деформаций:

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma}{S} \quad \text{M} \quad K_{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{e} \,. \tag{7}$$

Общий коэффициент концентрации определяется, как

$$K_{t} = \left(K_{\sigma} \cdot K_{\varepsilon}\right)^{\frac{1}{2}}.$$
 (8)

Для случая циклической нагрузки коэффициент концентрации для напряжения и деформации оценивается

$$K_{t} = \left(\frac{\Delta \sigma \cdot \Delta \varepsilon}{\Delta S \cdot \Delta e}\right)^{\frac{1}{2}}.$$
(9)

Формула может быть преобразована в следующее выражение

$$\Delta \boldsymbol{\sigma} \cdot \Delta \boldsymbol{\varepsilon} = \frac{1}{E} \left(K_f \Delta S \right)^2, \qquad (10)$$

которое дает возможность определить $\Delta_{\mathbf{G}} \cdot \Delta_{\mathbf{E}}$, оценивая единственное неизвестное K_f по известным эмпирическим отношениям, как дано Петерсоном в [4].

$$K_{f} = 1 + \frac{K_{t} - 1}{1 + \frac{a}{r}},$$
(11)

где a – материальная константа, r – радиус концентратора. Другие возможности оценки эффективного коэффициента концентрации даны в [5]. В случае усталостных трещин «худший» вариант концентратора, максимальная величина K_t должна быть оценена для определенного соотношения постоянной a, геометрии концентратора и его практического радиуса r. В наиболее общей форме приняв значение $r_{крит} = a$, получим

$$K_{f\max} = 1 + 2\left(\frac{t}{a}\right)^{\frac{1}{2}},$$
 (12)

где *t* – толщина пластины.

С помощью циклической кривой напряжения и деформации значения Δ_{σ} и Δ_{ϵ} могут быть вычислены согласно уравнению (10). Наконец, расчетное значение Δ_{ϵ} позволяет определить долговечность материала по уравнению (6) и построить кривую $\epsilon - N$. Согласно предложению Смита–Уотсона–Топпера [6], значения $(\sigma_a \epsilon_a E)^{\frac{1}{2}}$ могут быть использованы для оценки усталости в соответствующей диаграмме

$$\sqrt{\sigma_a \varepsilon_a E} = \sqrt{\left(\sigma_f \cdot 2N_f\right)^2 + E \sigma_f \cdot \varepsilon_f \cdot (2N_f)^{b+c}}, \quad (13)$$

где $\sigma_a = \Delta \sigma / 2$, $\varepsilon_a = \Delta \varepsilon / 2$.

Уравнение позволяет построить кривую с координатами $(\sigma_a \varepsilon_a E)^{\frac{1}{2}} - 2N_f$. Полученная кривая может быть использована, учитывая, что $(\sigma_a \varepsilon_a E)^{\frac{1}{2}}$ равно $K_f S_a$, где K_f определяется уравнением (11), а номинальная амплитуда напряжений равна $\Delta \sigma/2$.

В анализированных уравнениях значения $\sigma_f', \varepsilon_f', b, c, K', n'$ являются материальными константами. Исследования показывают, что в уравнении Коффина–Мэнсона (6) только четыре константы являются независимыми $\frac{\Delta \sigma}{2} = \sigma_f'(2N)^b =$

 $=K'(\varepsilon_{f})^{n'}(2N)^{cn'}$, следовательно

$$n' = \frac{b}{c} \quad \mathbf{M} \quad K' = \frac{\sigma_f'}{\left(\varepsilon_f'\right)^{n'}}.$$
 (15)

Однако, как отмечено в работе [7], для начальных изучений процесса усталости конкретного объекта желательно оценить все шесть параметров на основании уже имеющихся данных испытаний аналогичных материалов и опытов на растяжение. В табл. 1 представлены различные методы оценки материальных параметров уравнения Коффина–Мэнсона.

Таблица 1

Методы по оценки параметров уравнения Коффина-Мэнсона по [7]

A	Параметры							
Авторы	$\sigma_{_f}$ '	\mathcal{E}_{f} '	Ь	с				
Moppoy (1964)	_	_	$\frac{-n'}{1+5n'}$	$\frac{-1}{1+5n'}$				
Мэнсон (1965)	1,9 <i>S</i> _U	$0,76\left[\ln\left(\frac{1}{1-RA}\right)\right]^{0,6}$	-0,12	-0,6				
Мэнсон 4 точки (1969)	$1,25\sigma_f \cdot 2^b,$ $\sigma_f \cong S_U(1+\varepsilon_f)$	$\frac{0,125}{20^{c}} \cdot \left[\ln \left(\frac{1}{1 - RA} \right) \right]^{3/4} \qquad \frac{\log(0,36)^{1/4}}{5,6}$		$\frac{1}{3}\log\frac{0,0066 - \frac{\sigma_{f}'(2 \cdot 10^{4})^{b}}{E}}{0,239\left\{\ln\left[\frac{1}{1-RA}\right]\right\}^{\frac{3}{4}}}$				
Раске-Морроу (1969)	_	$0,002 \left(\frac{\sigma_f'}{S'_{Y}}\right)^{1/n'}$	_	_				
Митчел (сталь, 1979)	S_U + 345 МПа	${\cal E}_f$	$\frac{1}{6}\log \frac{0.5S_U}{S_U + 345}$	-0,6 (пластичная) -0,5 (прочная)				
Муралидхаран-Мэнсон (1988)	$0,623E\left(\frac{S_U}{E}\right)^{0.832}$	$0,0196 \left(\frac{S_U}{E}\right)^{-0.53} \cdot \left[\ln\left(\frac{1}{1-RA}\right)\right]^{0.155}$	-0,09	-0,56				
Боймел-Зегер (сталь, 1990)	$1,5S_U$	$\frac{S_U}{E} \le 0,003$, 0,59, если $\frac{S_U}{E} \le 0,003$, иначе $0,812 - 74 \frac{S_U}{E}$	0,59, если $\frac{S_U}{E} \le 0,003$, иначе $0,.812 - 74 \frac{S_U}{E}$ -0,087					
Боймел-Зегер (Аl и Ti, 1990)	1,67 <i>S</i> _U	0,35	-0,095	-0,69				
Онг (1993)	$S_U(1+\varepsilon_f)$	\mathcal{E}_f	$\frac{1}{6}\log\frac{\left(\frac{\overline{S_U}}{E}\right)^{0.81}}{6,25\frac{\sigma_f}{E}}$	$\frac{1}{4}\log\frac{0,0074 - \frac{\sigma_{f} \cdot (10^{4})^{b}}{E}}{2,074\varepsilon_{f}}$				
Роесле-Фатеми (сталь, 2000)	еми) 4,25 <i>HB</i> + 225 МПа $\frac{0,35HB^2 - 487HB + 191ГПа}{E}$		-0,09	-0,56				
Среднее (сталь, 2002)	$1,5S_U$	0,45	-0,09	-0,59				
Среднее (Аl, 2002)	1,9 <i>S</i> _U	0,28	-0,11	-0,66				

В работах [7, 8] приводится анализ констант материала, входящих в (4), (6), (13), на основе изучения кривых деформирования и выносливости 845 металлов: 724 сталей, 81 алюминиевых и 15 титановых сплавов.

В табл. 2 показаны средние значения параметров Коффина-Мэнсона, полученные для базы σ_a (долговечность 10^3 циклов) для различных классов конструкционных материалов.

Таблица 2

	Параметры и коэффициенты их вариаций V, %											
Сплав	$\sigma_{\scriptscriptstyle a}$		$\sigma_{_f}$ '		$arepsilon_{f}$ '		b		с		<i>Е</i> (ГПа)	
	сред.	V	сред.	V	сред.	V	сред.	V	сред.	V	сред.	V
724 стали	$0,76S_U$	18	$1,5S_{U}$	43	0,45	157	-0,09	40	-0,59	28	205	3,1
81 Al сплавы	$0,82S_U$	10	$1,9S_{U}$	34	0,28	179	-0,11	28	-0,66	33	71	4
15 Ті сплавы	0,89 <i>S</i> _U	9	$1,9S_{U}$	36	0,5	123	-0,1	37	-0,69	24	108	7,4
9 Ni сплавы	$0,76S_{U}$	31	$1,4S_U$	30	0,15	171	-0,08	28	-0,59	22	211	3,4

Средние значения параметров Коффина-Мэнсона для различных классов конструкционных материалов

Для оценки долговечности металла по описанной выше методике была использована случайная реализация вертикального усилия на передней подвеске автомобиля-внедорожника, полученная на основании динамической модели автомобиля с помощью программного комплекса «Фрунд» [9]. Случайная реализация нагрузки была преобразована в реализацию напряжений (рис. 5) и по времени составила 40 секунд с оценкой силовых параметров через 0,05 сек.

С помощью программного комплекса «Stoflo» [10] случайная выборка была схематизирована по «Rainflow», а для расчета были использованы исходные данные стали 40Х в нормализованном состоянии (табл. 3). Коэффициенты концентрации напряжений K_t и K_f были приняты равными 1.



Рис. 5. Случайная реализация напряжений в конструктивном элементе деталей передней подвески автомобиля

Таблица 3

		Su, Willa	O_f , with	E, MIIIa	K, MITA	$\boldsymbol{\varepsilon}_{f}$	υ	п	Ľ	
		976	1590	$2 \cdot 10^{5}$	1434	0,66	-0,075	0,14	-0,59	
1. 1. 1. 3. 1. 1.	E-01 E-02 E-03	2			1.1 Напряжение 1.1	E+03	-14	2		δ
	1.E+04	1.E	+05	1.E+0 Цикл	6 H	1.E	E+04		1.E+0	5 Циклы
				цикл	DI					циклы

Исходные данные для расчета долговечности стали 40Х

a' h

Рис. 6. Кривые выносливости, полученные по методике локальной деформации

На рис. 6 показаны кривые выносливости, полученные по методике локальной деформации в зависимости от действующих деформаций (*a*) и напряжений (δ), исходные кривые выносливости при стационарном циклическом нагружении – кривые 1, расчетные кривые выносливости при случайном нагружении, без учета среднего напряжения – кривые 2.

Были проведены испытания при случайном нагружении, соответствующем случайной выборке на рис. 5. Испытания проводились на сервогидравлической испытательной машине BISS-100. Использовались образцы корсетного типа диаметром 8 мм. Результаты эксперимента показаны на рис. 6, б квадратиками. Как видно из рисунка, экспериментальные значения достаточно хорошо располагаются вокруг расчетной кривой Коффина–Мэнсона, полученной в силовой постановке задачи.

Таким образом, можно сделать выводы:

 Предложенная методика оценивает долговечность материала в локальной области до инициирования трещины и непосредственно связана с наличием неупругости.

 Представленные соотношения и методики оценки параметров уравнения прогноза долговечности выделяют различные классы материалов, для которых можно оценить приемлемые значения констант, с ограниченным разбросом данных.

3. Проведенные исследования долговечности стали 40х при случайном нагружении показали, что расчетные значения долговечности, полученные по уравнению Коффина–Мэнсона с помощью программного комплекса «Stoflo», достаточно хорошо связаны с полученными экспериментальными данными.

Представленный анализ предопределяет область исследований $0,0002 < \Delta \varepsilon / 2 < 0,02$, как отмечено в [7], не может быть расширен на очень короткие и очень длинные прогнозы срока службы, но может быть успешно применен к амплитудам деформации, изложенным выше.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трощенко, В. Т.* Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении / В. Т. Трощенко. – Киев: Наук. думка, 1981. – 344 с.

2. *Manson, S. S.* Fatigue: a Complex Subject – Some Simple Approximatios. Experimental Mechanics / S. S. Manson. – Journal of the Society for Experimental Stress Analysis, 1965. – 5(7). – S. 193–226.

3. *Neuber, H.* Uber die Rezucksichtigung der Spannung Konzentration bei festigkeits Berechnungen – Konstruktion, 1968. – 29. – S. 245–251.

4. *Peterson, R. E.* Analytic Approach to Stress Concentration Effect in Fatigue of Aircraft Materials / R. E. Peterson // Proc. of the Symposium on Fatigue of Aircraft Structures, Technical Report 59–507, 1959. – P. 273–279.

5. Багмутов, В. П. Выносливость, надежность и долговечность конструкционных материалов и технических элементов при переменном нагружении: учеб. пособие / В. П. Багмутов, А. Н. Савкин, В. И. Водопьянов // ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – 278 с.

6. Smith, K. N. A Stress-strain Function for the Fatigue of Metals. J. of Materials / K. N. Smith, P. Watson, T. H. Topper // ASTM. – Vol. $5. - N_{2} 4. - 1970. - P. 342-357.$

7. *Meggiolaro*, *M. A.* Statistical evalution of strain-life fatigue crack initiation predictions / M. A. Meggiolaro, J. T. P. Castro // Int. J. Fatigue, 26. – 2004. – P. 452–467.

8. *Meggiolaro, M. A.* Vida – a Visual Damage – meter to Automate the Fatigue Design under Complex Loading (in Potuguese) / M. A. Meggiolaro, J. T. P. Castro // Brazilian Journal of Mechanical Sciences. – RBCM. – 1998. – 20(4). – P. 85–666.

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

10. Rainflow Cycle Counting Excel Template with Macros [Электронный ресурс]. – 2011. – Режим доступа: http://www.storera.com/stoflo/

УДК 577.31:616.314

В. П. Багмутов

ОСОБЕННОСТИ БИОМЕХАНИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ СОСТОЯНИЯ МОСТОВИДНОГО ДВУХОПОРНОГО ПРОТЕЗА ПРИ ДЕЙСТВИИ ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ НАГРУЗКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

В работе в рамках биомеханического подхода описаны процедуры решения задачи по определению внутренних усилий во всех элементах мостовидного протеза на двух опорных зубах и в волокнах периодонта. Рассмотрены вопросы раскрытия внешней и внутренней статической неопределимости поставленной задачи соответственно для всей конструкции и дискретных конусообразных группировок волокон периодонта. Приведен пример анализа усилий в периодонте в зависимости от степени его жесткости.

Ключевые слова: биомеханическая модель, структура периодонта, параметры жесткости элементов системы, мост, опорные зубы, корни, волокна периодонта.

The paper describes within a biomechanical approach the procedures of solving a problem which determines internal forces in all the elements of a prosthetic bridge on two abutment teeth and periodontal membrane fibers. Matters related to the disclosure of external and internal static indeterminacy of the problem in question both for the entire structure and crateriform discrete groups of periodontal membrane fibers are considered. An example of analysis of forces in periodontal membrane depending on degree of rigidity is shown.

Keywords: biomechanical model, the structure of the periodontal, stiffness elements of the system, a bridge, abutment teeth, the roots, the periodontal membrane fibers.

Мостовидный стоматологический протез сложная по структуре и форме конструкция, сочетающая элементы искусственного и естественного происхождения. Напряженно-деформированное состояния (НДС) протеза во время функции определяется жесткостью всех элементов, включая систему волокон периодонта и окружающую корни костную ткань. Поэтому для повышения точности и достоверности описания механического поведения протеза под нагрузкой целесообразно использовать модели, учитывающие не только реальное дискретное строение периодонта, но и по возможности облегчающие процедуру выявления степени значимости структурных параметров системы мост-опорные зубы-периодонт-костная ткань. Базовая биомеханическая модель зуба в альвеоле со сложной многоуровневой системой криволинейных волокон впервые в аналитической форме изложена в работах [1-3]. Там же представлена методика расчета распределения усилий в волокнах при трех характерных перемещениях корня зуба. На этой основе как частный случай в [1-3] описана упрощенная модель периодонта в форме двухдисковой системы прямолинейных ортогональных к оси зуба волокон периодонта, прошедшая успешную апробацию в медицинской практике [4].

Переход в [5] от криволинейной к прямолинейной форме волокон, направленных вдоль образующих конусов, позволил решить обозначенную статически неопределимую задачу расчета усилий в волокнах конуса в аналитической форме для трех видов нагрузки на конус – вдоль, поперек и вокруг его оси. Обозначим эту ситуацию как раскрытие внутренней статической неопределимости. Раскрытие внешней статической неопределимости будем связывать с расчетом внутренних усилий во всех элементах мостовидной конструкции с податливыми опорами, в роли которых выступают зубы, окруженные дискретной средой периодонта. Подход к решению таких задач описан в работе [6].

Ниже рассмотрены методологические и процедурные вопросы решения комплексной (внешне и внутренне) статически неопределимой биомеханической прямой задачи определения внутренних усилий мостовидной конструкции на двух опорных зубах. Каждый из них может иметь более чем один корень, связанный с альвеолярной костью прямыми волокнами, сгруппированными в форме конусообразных дисков.

Раскрытие внешней статической неопределимости мостовидного протеза

В данной работе для упрощения изложения введена плоскость симметрии *хоу* мостовидного протеза относительно упругих и геометрических параметров структурных элементов и формы поперечных сечений. На расчетной схеме такой конструкции предусмотрено разделение линий перемещения вдоль окклюзионной поверхности моста сосредоточенной силы F и линии центров тяжестей неоднородных в общем случае по физико-механическим свойствам и нормальных к оси *ох* поперечных сече-

ний пролета (рис. 1). На рис. 1 представлены эквивалентные схемы для левой (r = 1) и правой (r = 2) частей моста относительно некоторого поперечного сечения с центром тяжести *C*; h_r – высота коронки зуба с номером r = 1,2.



Рис. 1. Расчетная схема двухопорной мостовидной конструкции

Там же показаны раздельно силы F_r (для удобства программирования) на каждой части моста r и «лишние неизвестные»: X_1 – изгибающий момент, X_2 , X_3 – продольное и поперечное усилия, ориентированные относительно линии сопряжения qq. Последняя в случае кусочно-линейного представления линии центров тяжести совокупностью отрезков $C_{rp} - K_{rp}$, где p – номер отрезка длиною l_{rp} с нумерацией отрезков от центра $C = C_{11} = C_{21}$ по частям r = 1, 2, представляет биссектрису угла $K_{11} C K_{21}$ (для гладкой кривой центров линия qq – ее нормаль в точке C).

Если ввести в рамках данной расчетной схемы понятие об основных $A_r B_r$ и дополнительных $D_r B_r$ корнях, то оси упругих опорных конических дисков на уровне десневого края (точки B_r) и вершин основных корней (точки A_r) совпадают с линиями $A_r B_r$. Тогда $R A_{W_r}$, $R B_{W_r}$ – нормальные (поперечные) и Rf_r – продольные реакции по отношению к линиям $A_r B_r$ (символы w и f отмечают поперечное и продольное направления к линиям $A_r B_r$ соответственно). «Лишние» неизвестные вида Xw, Xf (рис. 1) представляют равнодействующие поперечных и продольных реакций на остальных конусообразных группировках волокон.

Обозначим через *n* номер усилия X_n , $n \in [1; n_{max}]$, r, ρ – двухиндексное обозначение корня зуба и некоторых связанных с ним величин, например, количество интервалов $m_{r\rho}$ между конусами на корне $r\rho$; $\rho = 1,2$ (условие r = 1 определяет левый зуб, r = 2 – правый; r = 1, $\rho = 2$ – левый и r = 2, $\rho = 1$ – правый дополнительные корни); $l_{r\rho}$ – длина корня $r\rho$ (рис. 1).

Для основных корней $n_{max} = 2(m_{11} + m_{22}) - 1$, в сочетании этих корней с левым дополнительным корнем $n_{max} = 2(m_{11} + m_{22} + m_{12})$, для системы из четырех корней, как на рис. 1, $n_{max} = 2(m_{11} + m_{22} + m_{12} + m_{21}) - 1$.

Разрешающая система канонических уравнений метода сил имеет традиционный вид

$$\sum_{n} \delta_{in} X_n + \Delta_{ip} = 0, \quad i, n \in [1, n_{max}].$$
(1)

Перемещения δ_{in} определяются интегралами Мора от внутренних усилий, вызываемых соответствующими единичными факторами $\overline{X}_{i}, \overline{X}_{n}$, и усилиями типа $\overline{X}f_{i}, \overline{X}w_{i}$ (рис. 1), воздействующими на соответствующие им конические диски, моделирующие периодонт. Аналогичен подход и в отношении перемещений Δ_{ip} точек основных систем для левой (r=1) и правой (r=2) частей моста под действием заданных на них функциональных нагрузок F_r и единичных усилий \overline{X}_i . Для удобства изложения и решения системы (1) введем единое обозначение реакций $\overline{R}Aw_r$, $\overline{R}Bw_r$, $\overline{R}f_r$ на упругих опорах A_r , B_r основных систем от единичных лишних неизвестных \overline{X}_i вида \overline{R}_{rgi} (g=1,2,3), где $\overline{R}_{rli} \equiv \overline{R}Aw_r(\overline{X}w_i)$, $\overline{R}_{r2i} \equiv \overline{R}Bw_r(\overline{X}w_i)$, $\overline{R}_{r3i} \equiv \overline{R}f_r(\overline{X}f_i)$.

Полагаем, что доминирующими факторами при определении податливостей δ_{ij} в системе (1) являются изгибающие моменты $M_r(\overline{X}_i)$ от единичных неизвестных \overline{X}_i и усилия \overline{R}_{rgi} , воздействующие на упругие опорные элементы на уровнях A_r, B_r основных систем (r = 1, 2), а также непосредственно \overline{X}_i на соответствующих им дисках волокон при определении диагональных членов δ_{ii} . Тогда в общем виде приходится считаться с тремя составляющими δ'_{ij} , δ''_{ij} , δ'''_{ij} (последняя имеет смысл при i = j) величины δ_{ii} на каждой r части моста:

$$\delta_{ij}' = \sum_{r} \sum_{p} \int_{0}^{lp} M_{r}(\overline{X}_{i}, s) \cdot M_{r}(\overline{X}_{j}, s) J^{-1}(s) ds \qquad \delta_{ij}'' = \sum_{r} \sum_{g=1}^{3} \overline{R}_{rgi} \cdot \overline{R}_{rgj} \cdot C_{rg}^{-1}$$

$$\delta_{ii}'''(\overline{X}w_{i}) = Cw_{i}^{-1}, \ \delta_{ii}'''(\overline{X}f_{i}) = Cf_{i}^{-1}; \ C_{rg} = Cw_{rg}(g = 1, 2), \ C_{r3} = \sum_{g=1}^{2} Cf_{rg},$$
(2)

где Cw, Cf – жесткости конусов в соответствующих направлениях. Аналогично определяются перемещения Δ_{ip} в (1) с использованием соотношений (2) при формальной замене δ_{ii} на $\Delta_{ip}, \overline{X}_{j}$ на F_{r} и \overline{R}_{rgj} на $R_{rg}(F_{r})$. Под знаком интегралов Мора (2) стоят изгибающие моменты, деленные на изгибные жесткости J(s) неоднородных по свойствам поперечных сечений пролета и опор моста в функции от координаты S вдоль линии центров тяжести указанных сечений. Задача по взятию интегралов упрощается, если перейти к кусочно-линейному представлению функции J(s) на выделенных линейных участках длиною *l_m* вдоль линий *s* (рис. 1). Заметим, что изгибные жесткости Ј представляют упруго-геометрические характеристики и на разных участках могут сложным образом зависеть от распределения модуля Юнга в поперечном неоднородном сечении.

Жесткости вида Cw_{rg} , Cf_{rg} (g = 1,2), C_{r3} формируются на основе решения внутренне статически неопределимых задач по определению усилий в волокнах конусообразных дисков.

Раскрытие внутренней статической неопределимости задачи об усилиях в волокнах периодонта

На рис. 2 показан фрагмент биомеханической структурной модели периодонта, базовым элементом которой является периодическая система из n_{ω} четного количества прямых волокон усеченного прямого кругового конуса (ω -конуса), расположенного на некотором ω уровне вдоль оси одного из корней опорного зуба. Радиус большего основания (или сечения альвеолы) – r_A , радиус меньшего сечения конуса (или нормального сечения корня зуба) – r_K , угол наклона образующей к плоскости меньшего сечения – γ_{ω} . Угол α_i в плоскости *хоу* определяет пару симметрично наклоненных волокон в *i*-й плоскости, проходящей через ось *oz*, $\alpha_i = 2\pi(i-1)/n_{\omega}$, $1 \le i \le n_{\omega}$. Величины r_A , r_K , γ_{ω} ω -конуса (символ уровня ω может опускаться для удобства записи) меняются вдоль оси корня. Рассмотрим в рамках метода перемещений процедуру определения усилий $Nf_i(1 \le i \le n_{\omega})$ по волокнам ω -конуса при действии в меньшем его сечении ортогонального к оси *oz* усилия $X_{\omega} = X_W$. Ось χ_i локальной системы $\chi\eta\xi$ совпадает с геометрической осью *i*-го волокна $A_i K_i$; углы α_i , γ_{ω} отсчитываются от оси *ox*.



Рис. 2. Структурная модель периодонта

Усилие X_W вызывает в направлении своего действия перемещение точки K_i прикрепления волокна $A_i K_i$ к корню на величину u_x вдоль оси *ох*. Последовательно проецируя с использованием углов α_i , γ_{ω} отрезок u_x на локальную ось χ_i , получаем изменение длины волокна $A_i K_i$ на величину $u_{\chi i} = u_x cos \alpha_i \cdot cos \gamma_{\omega}$ при неподвижной точке A_i на стенке альвеолы. При известной продольной жесткости *i*-го волокна Cf_i усилие в волокне $Nf_i = Cf_i \cdot u_{\chi_i} = Cf_i \cdot cos \alpha_i \cdot cos \gamma_{\omega} \cdot u_x$. Последовательно проецируя в обратном порядке усилие Nf_i при помощи углов γ_{ω} , α_i на ось *ох* и приравнивая сумму проекций Nf_i всех волокон ω -конуса усилию X_W , получаем:

$$u_{x} = Xw(Cw \cdot \cos^{2} \gamma_{\omega})^{-1},$$

$$Nf_{i} = Cf_{i} \cdot Xw \cdot \cos \alpha_{i} \cdot Cw^{-1},$$

$$Cw = \sum_{j=1}^{n_{\omega}} Cf_{j} \cdot \cos^{2} \alpha_{j}.$$
 (3)

Заметим, что при $\gamma_{\omega} \rightarrow 0$ формулы (3) совпадают с аналогичными формулами работы [5]. Используя описанные выше процедуры применительно к перемещению u_z точек $K_i \omega$ конуса вдоль оси корня *ог* под действием продольной силы *Xf* в том же направлении, получаем при $\gamma_{\omega} \neq 0$ из [5]:

$$u_{z} = Xf \left(C_{3} \cdot \sin^{2} \gamma_{\omega}\right)^{-1},$$

$$Nf_{i} = Xf \cdot Cf_{i} \cdot (C_{3} \cdot \sin \gamma_{\omega})^{-1}, C_{3} = \sum_{i=1}^{n_{\omega}} Cf_{i}.$$
(4)

Распределение усилий в волокнах системы конусов под действием продольной силы Xf, а также решение задачи в условиях действия крутящего момента рассмотрено в [5]. Структурный биомеханический подход, развиваемый автором в работах [1–6] и данной статье, обла-



Рис. 3. Зависимость реакций RAw_г, RBw_г от величины показателя у жесткости периодонта Сw

дает широкими возможностями по комплексному исследованию влияния параметров (формы, размеров, структуры, физико-механических свойств элементов мостовидного протеза, состояния периодонта и окружающей костной ткани и других факторов) на НДС мостовидного протеза.

Рис. З иллюстрирует некоторые результаты анализа зависимостей усилий в периодонте на уровнях десневого края и апикального отверстия (реакции RB_{W_r} , RA_{W_r} соответственно) на примере двухопорной конструкции с использованием двухдисковой модели периодонта при $\gamma_{\omega} = 0$, $h_2 < h_1$, $F_1 = F$, $F_2 = 0$, $x_{F1} = LP_1$.

Жесткость периодонта Cw (Н/мм) определялась величиной 10^{ν} , $\nu \in]0;\infty[$. Параметры, форма, структура моста и опорных зубов соответствуют типичному в практике стоматологии ортопедическому протезу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багмутов, В. П. Биомеханическая дискретная модель системы зуб-периодонт в альвеоле / В. П. Багмутов // Прогрессивные технологии в обучении и производстве: материалы IV Всероссийской конференции, г. Камышин, 18– 20 октября 2006 г.: В 4 т. Т. 1. – Волгоград, 2006. – С. 11–17.

2. Багмутов, В. П. Упрощенная дискретная биомеханическая модель системы зуб-периодонт / В. П. Багмутов // Прогрессивные технологии в обучении и производстве: материалы IV Всероссийской конференции, г. Камышин, 18–20 октября 2006 г.: В 4 т. Т. 1. – Волгоград, 2006. – С. 23–25.

3. Баемутов, В. П. Биомеханический подход к моделированию поведения системы коррекции положения аномально расположенного зуба / В. П. Багмутов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3(29) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 1). – С. 116–123.

Данилина, Т. Φ. Биомеханическое обоснование комплексного лечения взрослых пациентов с аномалиями и деформациями зубных рядов / Т. Φ. Данилина, В. П. Багмутов, В. Г. Коноваленко, Е. В. Данилина // Клиническая стоматология. – 2008. – № 4. – С. 60–65.

5. Багмутов, В. П. О некоторых особенностях структурного биомеханического подхода в задачах стоматологии / В. П. Багмутов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 101–105.

6. Багмутов, В. П. Расчет мостовидного протеза на двух опорных зубах / В. П. Багмутов // Прогрессивные технологии в обучении и производстве: материалы VI Всероссийской конференции, г. Камышин, 15–16 декабря 2009 г.: В 6 т. Т. 1. – Волгоград, 2010. – С. 20–24.

УДК 621.643.29

В. П. Багмутов^{*}, В. Н. Тышкевич^{**} СИСТЕМА ОПТИМАЛЬНОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ

*Волгоградский государственный технический университет **Волжский политехнический институт (филиал) ВолгГТУ

e-mail: tubem@mail.ru

Представлена функциональная структура системы оптимального проектирования трубопроводов из армированных пластиков. Описаны особенности построения блоков оптимального проектирования с использованием неформальных приемов, ускоряющих решение. Представлен алгоритм создания рабочего рационального проекта трубопровода.

Ключевые слова: трубопровод, армированный пластик, оптимальное проектирование.

The functional structure of the system of the optimum planning of pipelines from the reinforced plastics is presented. The features of construction of blocks of the optimum planning are described with the use of informal receptions, accelerating a decision. The algorithm of creation of detail rational design of pipeline is presented.

Keywords: pipeline, reinforced plastic, optimum planning.

Трубопроводы из армированных пластиков (АП) применяются в различных отраслях, но их основные достоинства — высокие удельные прочность и жесткость — особенно важны для конструкций, критерием оптимизации которых является масса конструкции. Это, в первую очередь, авиационная и космическая техника.

При сложившейся практике проектирования трубопроводов совокупность нагрузок, харак-

теризующих заданный режим нагружения и статическую неопределимость трубопроводной системы, учитывается только на этапе проверочного расчета. На первом этапе расчета выбирают размеры поперечных сечений труб, исходя из условий производительности и прочности, учитывая только внутреннее давление. На втором этапе расчета определяют внутренние усилия, возникающие от внешних воздействий, и производят проверку прочности в опасных сечениях [1–3]. В этой схеме не реализуется потенциальная возможность АП оптимизации структуры материала и структуры трубопровода с учетом особенностей нагружения.

Оптимальное проектирование трубопроводов из АП предполагает выделение варьируемых структурных параметров для двух уровней: структуры материала труб и структуры трубопроводной системы (геометрические параметры участков, конструкция соединений, конструкция и расположение опор). Ниже, в рамках подхода, описанного в работах [4, 5] применительно к системам проектирования оптимальных цельнокомпозитных конструкций и к системам создания многоуровневых комплексов моделирования структуры и свойств материалов при технологических воздействиях рассматриваются особенности построения системы оптимального проектирования трубопроводов из АП, которая представлена как совокупность алгоритмически связанных функциональных блоков (см. рисунок).

В соответствии с современными представлениями о поэтапном проектировании ответственных технических объектов на функциональной схеме выделены восемь основных блоков, выполняющих следующие задачи [4, 5]: 1) постановка задачи (ПЗ); 2) построение теоретически возможного (идеального) проекта (ТВП); 3) выбор технологии реализации проекта (ТР); 4) разработка рабочего проекта (РП); 5) прове-



Функциональная структура системы оптимального проектирования трубопроводов из армированных пластиков

рочный расчет свойств рабочего проекта (ПРП); 6) изготовление на основе РП опытного изделия или материализация проекта (МП); 7) организация и проведение натурного эксперимента (НЭ); 8) изготовление конструкции (ИК).

Каждый функциональный блок поддерживается определенной совокупностью компьютерных подсистем в виде вспомогательных программ, информационной базы, экспертной системы оценки его деятельности и др.

На рисунке показаны в основном информационные (функциональные) связи и направление передачи информации из одного блока в другие. Они позволяют целенаправленно вносить коррективы во все подсистемы и вырабатывать компромиссные решения, в том числе и в постановочной части для создания окончательного варианта трубопровода [4, 5].

В данной работе специально не выделены управляющие связи и устройства, которые определяют их передачу в блоки, поскольку рассматривается человеко-машинный вариант системы как наиболее эффективный для решения плохо формализуемыми приемами многих сложных вопросов проектирования трубопроводов из АП [4].

Блок ПЗ (постановка задачи). Постановка задачи на проектирование трубопровода включает техническое задание и основные требования к теоретически возможному (идеальному) проекту - наиболее полный учет всех факторов, влияющих на свойства, напряженнодеформированное состояние, прочность трубопровода; минимизация затрат на проектирование; разработка и апробация оптимальных вариантов технологий расчета и изготовления. Достаточно общая постановка задачи может быть представлена следующим образом: при заданных параметрах рабочей среды, производительности трубопровода, при некоторых не вполне четко заданных условиях на пространственную конфигурацию трубопровода, расположение и конструкцию опор, конструкцию соединений участков; вид исходных материалов и технологию изготовления требуется подобрать толщину стенки труб, структуру пакета слоев (углы армирования, толщины и виды материала слоев) по всей длине трубопровода, геометрические параметры криволинейных участков таким образом, чтобы: 1) поле напряжений было статически допустимым; 2) поле деформаций кинематически допустимым; 3) выполнялся закон среды (уравнения связи между напряжениями, деформациями и структурными параметрами); 4) не нарушались условия прочности и технологические ограничения; 5) удовлетворялись требования оптимальности (предельно допустимая нагрузка, минимальная масса, стоимость и др.).

Отсюда следует, что спектр поддерживающих блок ПЗ программ может быть достаточно широким – от традиционных (при формальном подходе к решению оптимизационных задач, таких как необходимые уравнения, условия различного рода, целевые функции или функционалы), до специальных, ускоряющих решение при неформальном подходе [4].

Блок ТВП (построение теоретически возможного проекта). На данном этапе строится оптимальный теоретически возможный проект (условно - «идеальный проект») трубопровода. ТВП удовлетворяет необходимые условия поставленной задачи при наиболее полном учете всех факторов. При построении ТВП не ограничивается свобода в выборе технологии математической реализации, не ставятся ограничения на математическую сложность двухуровневой оптимизации структуры материала и трубопровода. Для решения сложной многоуровневой связанной задачи МДТТ оптимизации трубопроводной системы при построении ТВП необходима разработка идеального расчетно-моделирующего комплекса (ИРМК) [5].

Сложной задачей при разработке ИРМК является выбор методов, вычислительных процедур и соответствующих программных продуктов для эффективной оптимизации функционалов и функций, определяющих качество проекта. Представление о характерных методах решения оптимизационных задач и в ряде случаев об их реализующих программах дается, например, в [8–11]. Собственно программные продукты такого рода являются структурными составляющими ИРМК.

Блок ТР (выбор технологии реализации проекта). ИРМК включает наиболее полный и сложный комплекс математических моделей, из которых должен быть разработан рабочий расчетно-моделирующий комплекс (РРМК) для построения рабочего проекта трубопровода. Идеальный проект, как правило, трудоемок в реализации, а соответствующие затраты при разработке и использовании часто не соразмерны поставленной цели. Поэтому основной процедурой для последующего построения рабочего проекта является выбор технологии реализации – выбор методов, вычислительных процедур и алгоритмов, соответствующих программных продуктов, аппаратных средств для эффективного решения поставленных задач. Здесь же производится выбор технологии изготовления труб. Необходимая поддержка операций в блоке ТР при выборе возможных видов армирующих элементов, матриц, технологии изготовления труб осуществляется на основе компьютерного варианта справочника технологий изготовления локально и глобально неоднородных труб и системы экспертной оценки эффективности и стоимости.

Блок РП (построение рабочего проекта). Рабочий проект трубопровода строится с использованием РРМК. В [2, 6, 11] представлен вариант алгоритма расчета при создании рабочего проекта трубопровода с моделью локальной оптимизации трубопровода по наибольшей прочности в минимаксной постановке. Расчет производится для статического и малоциклового нагружения трубопровода. Использование структурно-феноменологического подхода для определения характеристик упругости и прочности материала позволяет учесть влияние основных технологических факторов при изготовлении труб [12]. Существенно уменьшает трудоемкость расчетов при определении напряженно-деформированного состояния, коэффициентов гибкости криволинейных участков трубопровода использование приближенных аналитических методик [6].

Внутренний диаметр трубопровода определяется из заданного условия производительности трубопровода. В первом приближении структурные параметры материала труб и толщина стенки поперечного сечения выбираются с учетом действия только внутреннего давления с использованием базы данных типовых и оптимальных структур, например, по рекомендациям [8]. Для выбранных структурных параметров определяется вектор возмущения и раскрывается статическая неопределимость трубопроводной системы. Определяются опасные сечения и точки (наиболее напряженные слои) на прямолинейном и криволинейном участках. С помощью параметрического анализа при варьировании угла армирования по минимуму критериальной функции прочности определяется оптимальный угол армирования данного приближения, определяется величина коэффициента запаса прочности с использованием подобранного феноменологического критерия

прочности [12]. Затем корректируется толщина стенки поперечного сечения для двух участков – и прямолинейного, и криволинейного. Изменение толщины стенки для обоих участков производится только для первого приближения. Корректировка толщины в дальнейших приближениях производится только в одном наиболее опасном сечении. В результате такой оптимизации мы получаем кусочно-однородную по длине трубопровода структуру материала с различными толщинами и структурами на прямолинейных и криволинейных участках.

В соответствии со схемой рисунка с помощью итерационных процедур расчета и усложнения расчетных моделей реализуется дальнейшее движение рабочего проекта к идеальному ТВП. В этой схеме мы имеем дело не с теоретически возможным оптимальным проектированием трубопровода, а с проектированием рациональным в рамках ограничений технологии реализации проекта. Окончательный проект трубопровода целесообразно называть не оптимальным, а рациональным, так как он будет соответствовать реально достижимой в настоящее время полноте и строгости выполнения требований в постановке задачи с помощью выбранных технологий, необходимых упрощений, перестройки отдельных элементов проекта и т. д.

Блок ПРП (проверочный расчет рабочего проекта). Рабочий проект трубопровода строится с использованием РРМК на основании рабочих моделей и методов расчета. Свойства рабочего проекта трубопровода неизбежно будут отличаться от свойств идеального проекта. Поэтому расчетная проверка свойств рабочего проекта в блоке ПРП перед изготовлением трубопровода закономерна. Последняя дает возможность оперативно вносить коррективы во все подсистемы, включая и постановочную часть, организовывать итерационные процедуры для уточнения параметров структуры материала и трубопровода. Расчетной основой проверочного расчета трубопровода служит МКЭ. Обзор программ расчета трубопроводов, основанных на МКЭ, представлен, например, в [7].

Блок МП (материализация рабочего проекта). Какими бы ни были сложными вычислительные эксперименты, они не могут в полной мере учесть все нюансы изменения свойств АП в процессе изготовления труб, особенности сборки трубопровода. Поэтому столь важна опытная апробация рабочего проекта (блок МП). Блок НЭ (натурный эксперимент). Заключительный этап в системе связан с подготовкой, проведением и анализом натурного эксперимента изготовленного трубопровода. Именно здесь можно дать окончательную оценку свойств реальной конструкции и выбранной технологии реализации поставленных задач. В связи с этим большое значение в блоке НЭ имеют системы сбора и обработки экспериментальных данных, а также формулирования интегрального критерия качества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Стасенко, И. В. Расчет трубопроводов на ползучесть/ И. В. Стасенко. – Машиностроение, 1986. – 256 с.

2. *Тышкевич, В. Н.* Расчет и рациональное проектирование трубопроводов из армированных пластиков / В. Н. Тышкевич // Конструкции из композиционных материалов. – 2011. – № 4. – С. 14–18.

 Куликов, Ю. А. Механика трубопроводов из армированных пластиков / Ю. А. Куликов, Ю. В. Лоскутов: монография. – Йошкар-Ола: МарГТУ, 2004. – 156 с.

4. Багмутов, В. П. Система создания оптимальных цельнокомпозитных конструкций / В. П. Багмутов, Д. В. Багмутов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2005. – С. 64–71.

5. Багмутов, В. П. Компьютерное моделирование процессов обработки и получения материалов в высокоэнергетических системах: монография / В. П. Багмутов, И. Н. Захаров. – Волгоград: ИУНЛ ВолгГТУ, 2011. – 160 с.

6. Багмутов, В. П. Расчет и рациональное проектиро-

вание криволинейных труб из армированных пластиков: монография / В. П. Багмутов, В. Н. Тышкевич, В. Б. Светличная; ВПИ (филиал) ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – 158 с.

7. Багмутов, В. П. Обзор методов и программ расчета трубопроводных систем / В. П. Багмутов, В. Н. Тышкевич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 109–112.

8. Хазиев, А. Р. Оптимальное проектирование композитных элементов конструкций по условиям прочности, жесткости и устойчивости: дис. ... канд. техн. наук / Хазиев А. Р. – М., «МАТИ» – РГТУ им. К. Э. Циолковского, 2009. – 207 с.

9. Бакулин, В. Н. Методы оптимального проектирования и расчета композиционных конструкций: В 2 т. Т. 1. Оптимальное проектирование конструкций из композиционных и традиционных материалов / В. Н. Бакулин, Е. Л. Гусев, В. Г. Марков. – М.: Физматлит, 2008. – 256 с.

10. Смердов, А. А. Разработка методов проектирования композитных материалов и конструкций ракетно-космической техники: 05.07. 02: 05.02. 01: дис... д. т. н. / А. А. Смердов. – МГТУ им. Н. Э. Баумана. – Защищена 11.10. 2007. – М., 2007. – 410 с.

 Багмутов, В. П. Общая схема рационального проектирования трубопроводов из армированных пластиков / В. П. Багмутов, В. Н. Тышкевич, В. Б. Светличная // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 112–116.

12. *Тышкевич, В. Н.* Расчет на прочность труб из армированных пластиков при статическом и малоцикловом нагружении / В. Н. Тышкевич, В. П. Багмутов // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2011. – № 3. – С. 53–58.

УДК 629.1

Е. И. Тескер, В. Ю. Тараненко, А. В. Пермякова, А. А. Болотова ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ОБРАБОТОК НА МЕХАНИЗМ И КИНЕТИКУ КОНТАКТНЫХ РАЗРУШЕНИЙ ДЕТАЛЕЙ ПРИ УДАРНО-ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: ts@vstu.ru

Рассматриваются исследования взаимосвязи первичных усталостных разрушений с распределением циклически повторяющихся или чередующихся напряжений в процессе эксплуатации деталей, имеющих поверхностно-упрочненный слой или покрытие.

Ключевые слова: контактные разрушения, ударно-циклические контактные нагрузки, пластическая деформация, микротвердость.

Researches of interrelation of primary fatigue failures with distribution of cyclically repeating or alternating pressure while in service details having the is superficial-strengthened layer or a covering are considered.

Keywords: contact destructions, with great dispatch-cyclic contact loadings, plastic deformation, microhardness.

Несмотря на большое количество исследований [1–5], теория контактных разрушений развита еще не достаточно. Даже в наиболее простом случае, когда силовые элементы изготовлены из однородных материалов, не всегда обнаруживается закономерная связь между распределением контактных напряжений и зарождением усталостных трещин.

В связи с этим большое научное и практическое значение имеют исследования взаимосвязи первичных усталостных разрушений с распределением циклически повторяющихся или чередующихся напряжений в процессе эксплуатации деталей, имеющих поверхностноупрочненный слой или покрытие.

Установлено, что при высоких контактных нагрузках в режиме качения или качения со скольжением первичные контактные разрушения чаще всего появляются на некоторой глубине под поверхностью. Значительные по величине силы трения могут изменить закономерности распределения контактных напряжений и картину возникновения разрушений.

При анализе нагруженности необходимо рассматривать два вида воздействия сил трения в контакте. Первый вид обусловлен сопротивлением микроперемещениям, вызванным различием формы контакта поверхностей или упругих постоянных материалов. Второй вид обусловлен воздействием внешних касательных усилий в контакте.

Поскольку при эксплуатации машин на контактируемые поверхности могут действовать ударные и ударно-циклические контактные нагрузки, то механизм разрушения покрытий или поверхностно-упрочненных структурно-неоднородных поверхностных слоев в этих условиях требует специального изучения.

Основной причиной разрушения поверхностей при многократных контактных ударноциклических нагрузках является усталость, вызванная накоплением упругопластических деформаций.

Подтверждением этому служат описанные ниже результаты испытаний, которые заключались в многократном соударении (без смазки) твердого сферического пуансона с плоской поверхностью цементованного и закаленного образца. Усилия при ударе измеряли по деформации опоры и по изменению ускорения бойка при ударе. В процессе испытаний на начальной стадии под действием ударной циклической нагрузки происходило смятие испытуемой поверхности и образование пластического отпечатка, размеры которого изменялись в зависимости от числа циклов нагружения, силы удара и свойств материала образца. Результаты испытаний представлены в виде графиков (рис. 1), описывающих общие закономерности развития пластических деформаций и контактных разрушений при ударно-циклическом нагружении.

На рис. 1 отчетливо различаются три участка, которые наблюдаются и при повторностатическом изгибе стальных образцов. Первый участок до ~ 10 циклов, характеризуется сравнительно большой скоростью накапливания пластической деформации (0,08 мм за цикл). Второй участок находится в области долговечностей до 1000–10 000 циклов и отражает процесс уменьшения скорости деформации (до 0,0002 мм за цикл) и ее стабилизацию до определенной для данного материала и уровня нагрузки величины. Третий участок повторного резкого увеличения размеров отпечатка описывает процесс интенсивного разрушения поверхности контакта. Начало третьего участка кривой (рис. 1) совпадает с моментом возникновения первых видимых трещин на контуре контакта.



Рис. 1. Изменение диаметра отпечатка в зависимости от числа ударов и схемы испытаний: 1–3 – сталь 20ХНЗА с различной толщиной упрочненного слоя (δ_c = 0,6; 0,9 и 1,4 мм); 4 – сталь 20ХГСНТ

Значительная глубина контурной трещины свидетельствует о прогрессирующем характере ее распространения. В результате длительного ударно-циклического нагружения в поверхностном цементованном слое происходят структурные изменения, которые сопровождаются образованием белого слоя.

Одной из главных причин структурных изменений является пластическая деформация локальных микрообъемов. Об этом свидетельствуют закономерности изменения микротвердости поверхностного слоя (рис. 2–4), а также рентгеноструктурные исследования.

На рис. 2 показаны кривые изменения микротвердости по толщине цементованного слоя, подверженного в различных зонах ударноциклическому контактному нагружению. Наиболее интенсивно процессы пластической деформации развиваются вблизи контура отпечатка. Эти процессы сопровождаются значительным увеличением твердости (явление наклепа). Степень упрочнения этой зоны, определенная как отношение приращения твердости ΔH к ее исходной величине H₀, составила для контура контакта в месте расположения трещины 25 %, а вблизи центра отпечатка 5 %. Аналогичные закономерности изменения твердости поверхностного слоя отмечались и при испытаниях реальных деталей (рис. 2).



Рис. 2. Изменение твердости при ударно-циклических нагрузках: 1 – на контуре отпечатка; 2 – в центре;

3 – исходная твердость металла



Рис. 3. Изменение микротвердости дорожки качения подшипника по толщине поверхностного слоя: 1 – твердость после испытаний; 2 – до испытаний

Ударные нагрузки могут возникать и при качении со скольжением. При этом разрушению также предшествуют упруго-пластические деформации. Это следует из экспериментальных данных, приведенных на рис. 3, где показаны кривые микротвердости, измеренной на дорожке качения подшипника до и после испытаний.

В условиях контактного удара и скольжения работают, например, торцевые поверхности зубьев коробок передач, в которых переключение осуществляется аксиально подвижными твердыми (цементованными или нитроцементованными) зубчатыми колесами.



Рис. 4. Изменение твердости различных участков поверхностей трения при испытаниях зубьев: 2 – центральная часть зуба; 1 и 3 – периферийные участки

Наличие упруго-пластических деформаций, сопровождающих процессы разрушения, также подтверждается закономерностями изменения твердости рабочих поверхностей (рис. 4). Видно, что на первой стадии идет накопление деформаций зубьев, затем следует стадия насыщения, а потом происходит падение твердости, разупрочнение и разрушение упрочненного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Биргер, И. А. Расчет на прочность деталей машин: справочник / И. А. Биргер, Б. Ф. Шорр, Г. Б. Иосилевич. – М.: Машиностроение, 1993. – 640 с.

2. Демкин, Н. Б. Качество поверхности и контакт деталей машин / Н. Б. Демкин, Э. В. Рыжов. – М.: Машиностроение, 1981. – 224 с.

3. Джонсон, К. Механика контактного взаимодействия / К. Джонсон. – М.: Мир, 1989. – 510 с.

4. Победин, А. В. Технология тракторостроения: учебник для вузов / А. В. Победин, А. Г. Схиртладзе, Ю. Н. Полянчиков, Е. И. Тескер, О. Д. Косов; под ред. А. В. Победина. – Волгоград : ИУНЛ ВолгГТУ, 2011. – 476 с.

5. Тескер, Е. И. Современные методы расчета и повышения несущей способности поверхностно-упрочненных зубчатых передач трансмиссий и приводов / Е. И. Тескер. – М.: Машиностроение, 2011. – 434 с.

Часть V

УГЛЕРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 661.666.2.022.4:669.35

В. А. Гулевский, Ю. А. Мухин, Я. О. Тодорова, Е. А. Доменти ПРИМЕНЕНИЕ БОРИДОВ ТУГОПЛАВКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МЕДНОГРАФИТОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:girl5-yna@mail.ru

В статье анализируется влияние боридов титана, молибдена, хрома на структуру и свойства меди, а также приводятся результаты экспериментов по изготовлению углеграфитовых композиционных материалов, пропитанных многокомпонентными сплавами на основе меди.

Ключевые слова: медь, бориды, пропитка, углеграфит, смачивание, краевой угол.

The effect of borides of titanium, molybdenum, and chromium on the structure and properties of copper is evaluated in the paper, as well as the results of the experiments on the production of carbon-graphite composite materials impregnated with multicomponent copper-based alloys are shown.

Keywords: copper, borides, impregnation, carbon-graphite, wetting, contact angle.

Метод пропитки довольно широко используется в металлургии, машиностроении и смежных отраслях для получения композиционных материалов (далее – КМ). При этом основной целью пропитки является заполнение пор твердых каркасов. При пропитке в получаемых материалах матричный сплав механически проникает в каркас, образуя сложную структуру типа «скелет в скелете».

Пропитка позволяет добиться сочетания в одном материале веществ с различными свойствами и тем самым придать желаемые характеристики КМ. Кроме того, использование пропитки открывает очень широкое поле для экспериментов с целью получения новых КМ [1,2].

От краевого угла смачивания зависит проникновение металла в поры каркаса. В данной статье в качестве основы разрабатываемых сплавов для пропитки углеграфита была исследована медь. Угол смачивания меди на поверхности углеграфита при температуре 1100 °C составляет 140° [1].

Цель работы заключается в разработке сплавов на основе меди, имеющих хорошие литейные свойства и минимальную взаимную растворимость с компонентами каркаса.

Для получения качественных композиционных изделий пропитывающие сплавы должны обладать следующими свойствами: минимальной усадкой (чтобы не создавать внутренних напряжений в объемах пор);

 хорошей проникающей способностью (краевой угол смачивания должен быть меньше 90°), что позволяет металлу проникать глубже в поры и полнее заполнять полость пор каркаса;

 высокие прочностные свойства сплава улучшают эксплуатационные свойства композита;

 высокая электрическая проводимость сплава не должна снижаться из-за легирующих компонентов (сплав имеет электротехническую область применения).

Диаграмма В-Си имеет эвтектический характер. Состав и температура эвтектики приняты согласно данным работы [3]. Растворимость бора в меди незначительна и составляет 0,53 % (ат.) при температуре 1060 °С и 0,35 % (ат.) при комнатной температуре.

В качестве добавок, улучшающих определенные свойства медных сплавов, особое внимание заслуживают бориды тугоплавких металлов [4–5]. Известно, что борид титана (TiB₂) содержит ~60 мас.% титана и ~40 мас.% бора. Изменение соотношения компонентов смеси до 70 мас.% титана и 30 мас.% бора приводит к увеличению межфазного взаимодействия между пропитывающим сплавом на медной основе и углеграфитом, увеличению жидкотекучести

и снижению краевого угла смачивания вплоть до 40° [1,4].

Материалы и методика проведения эксперимента

Приготовление сплава производилось следующим образом: в расплав меди марки М1 (ГОСТ 859-2001) при температуре 1175 °С добавляли порошкообразную смесь борида титана и титана (с содержанием бора 30 мас.% и титана 70 мас.% соответственно), предварительно помещенную в медную трубку диаметром 10 мм с герметично закрытыми концами, в количестве 0,6 мас.%. При этом заранее приготовили однородную смесь порошков борида титана (ТУ 113-07-11-04-89) и титана марки ПТХ-1 (ТУ 48-10-78-83) в указанном соотношении, смешивание производили в течение 15 мин в смесителе. Плавление осуществляли в индукционной печи (вакуумной литьевой машине Indutherm VC-400).

Конструкция печи позволяет осуществлять непрерывное перемешивание ингредиентов сплава в вакууме и разливку под избыточным давлением аргона.

Изготовление КМ производилось пропиткой каркаса из углеграфита марки АГ-1500 матричным сплавом под давлением 12 МПа при температуре 1175 °С и выдержке под давлением 20 мин.

Исследовались технологические характеристики сплава, такие как: поверхностное натяжение по отношению к углеграфитовому каркасу в окислительной среде (на воздухе), жидкотекучесть, твердость и удельная электрическая проводимость. А также технологические характеристики КМ: плотность и прочность на сжатие.

Для определения поверхностного натяжения сплавов изготавливались углеграфитовые подложки, на которые помещались навески сплава. Подложки с навесками в свою очередь помещались в алундовую лодочку для нагрева в трубчатой печи. Затем по контуру капли рассчитывали поверхностное натяжение методом Дарси. Измерение производили при температуре 1175 °C.

Жидкотекучесть сплава (проникающая способность) по отношению к углеграфитовому каркасу определялась по глубине затекания сплава в отверстия диаметром 1,0 мм, выполненные в дне углеграфитового стакана. Для этого в графитовый стакан с конусным основанием вставляли углеграфитовый стакан меньшего диаметра, внутренние размеры: высота 65 мм диаметр 22 мм с выполненными в нем отверстиями [4–6]. Таким образом, капли расплава, протекшего через отверстия, собирались на дне внешнего графитового стакана. Капли взвешивали и рассчитывали объем металла, протекший через отверстия. Затем рассчитывали глубину затекания сплава в отверстия. Для уточнения результатов на проникающую способность сплавы исследовали по оригинальной методике, которая приводится ниже.

В дне каждого стакана выполнялись четыре отверстия диаметром 1,0 мм. Проникающая способность определялась как среднее значение глубины затекания из трех опытов. Испытания проводились в атмосфере аргона.

Время изотермической выдержки сплава при температуре 1175 °С составляло 20 мин, постоянство металлостатического давления на дно стакана обеспечивалось заливкой сплава в одинаковые стаканчики до одного уровня. Схема порезки полученных образцов для дальнейших исследований и методика изготовления подробно представлены в работе [7].

Удельная электрическая проводимость матричного сплава определялась на цилиндрических образцах диаметром 20±0,2 мм и высотой 5 мм вихретоковым методом на приборе «Вихрь-АМ» по ГОСТ 27333–87 после предварительной подготовки образцов по ГОСТ 193–79 [6].

Плотность КМ определялась как процент заполнения открытых пор. При этом объем открытых пор определялся на образцах, предварительно пропитанных водой в вакууме, с последующим определением веса и объема заполнившей образец воды. Сходимость результатов находится в пределах погрешности 1 % с определением открытой пористости на ртутном пористомере.

Прочностные свойства КМ на сжатие и твердость матричного сплава определялись на образцах цилиндрической формы диаметром 20±0,2 мм и высотой 20 мм при максимальной нагрузке разрывной машины 10000 Н и прессе Бринелля.

Результаты экспериментов

Введение в состав сплава смеси борида титана и титана в указанном диапазоне концентраций привело к повышению прочностных свойств КМ, пропитанного данным матричным сплавом вследствие измельчения структуры сплава. Так как температура плавления меди (1083 °C) значительно ниже температуры плавления борида титана (~3220 °C) и титана (1660 °C), порошкообразные частицы борида титана за все время пропитки до конца не растворяются в расплаве, вследствие этого образуются мелкодисперсные частицы в матричном сплаве, которые являются дополнительными центрами кристаллизации и в свою очередь служат инокуляторами при затвердевании сплава. Было замечено, что дополнительно введенные в смесь порошкообразные частицы титана успевали раствориться в расплаве, при этом снижая поверхностное натяжение и краевой угол смачивания. Тем самым были получены улучшенные жидкотекучесть и инфильтрация пор углеграфита сплавом [9].

Сплав меди с добавлением борида титана позволил получить более высокие прочностные и литейные свойства исходного матричного сплава. Кроме того, углеграфитовый каркас пропитанный данным матричным сплавом имеет более высокую плотность и прочностные характеристики [10,11].



Рис. 1. Влияние содержания борида титана на поверхностное натяжение меди



Рис. 2. Влияние содержания борида титана на жидкотекучесть и прочность на сжатие сплава



Рис. 3. Влияние содержания борида титана на удельную электрическую проводимость меди и плотность КМ на ее основе

Результаты влияния содержания борида титана на свойства меди и композиционного материала на ее основе приведены на рис. 1–3, а микроструктура сплава меди с боридом титана на рис. 4.



Рис. 4. Микроструктура сплава меди с добавкой 1,0 мас.% борида титана (×500)

Данные КМ могут изготавливаться для получения армированных композиционных материалов и применяться в качестве электротехнических щеток, втулок, вставок для контактного провода электротранспорта, пластин.

Выводы

1. Изменение соотношения компонентов смеси до 70 мас.% титана и 30 мас.% бора приводит к увеличению межфазного взаимодействия между пропитывающим сплавом на медной основе и углеграфитом, увеличению жидкотекучести в 1,7 раза и снижению краевого угла смачивания вплоть до 40° при сохранении на высоком уровне электротехнических свойств сплава.

2. Применение борида молибдена или борида хрома позволяет получать композиционные материалы пропиткой углеграфитового каркаса
с повышенными прочностными свойствами на 10-15 % соответственно по сравнению с обычными медно-графитовыми композитами.

3. Сплав на основе меди, содержащий борид титана, позволяет получать композиционные материалы пропиткой углеграфитового каркаса с повышенными прочностными свойствами на 20-30 % по сравнению с обычными меднографитовыми композитами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тучинский, Л. И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки / Л. И. Тучинский. – М.: Металлургия, 1986. – 208 с.

2. Гулевский, В. А. Применение давления для получения литых композиционных материалов методом пропитки / В. А. Гулевский, А. Н. Загребин, Ю. А. Мухин, А. В. Пожарский // Заготовительные производства в машиностроении. - 2010. - № 6. - С. 3-8.

3. Лякишев, Н. П. Диаграмма состояния двойных металлических систем / Н. П. Лякишев. - М.: Машиностроение, 1996. – № 1. – 992 с.

4. Гулевский, В. А. Модель взаимодействия матричных сплавов при получении композиционных материалов / В. А. Гулевский, Ю. А. Мухин, Н. А. Кидалов // Материаловедение. - 2010. - № 3. - С. 13-18.

5. Гулевский, В. А. Проектирование бинарных сплавов для композиционных материалов / В. А. Гулевский, Ю. А. Мухин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10 / ВолгГТУ. - Волгоград, 2008. - (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 90–92.

6. Гулевский, В. А. Исследование влияния легирующих элементов на медную матрицу металлографитовых композитов / В. А. Гулевский, Н. А. Кидалов, Ю. А. Мухин, А. Н. Загребин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. - Волгоград, 2010. - (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). - С. 91-95.

7. Гулевский, В. А. Исследование микроструктуры и свойств углеграфитовых каркасных композиционных материалов, пропитанных медными сплавами / В. А. Гулевский, Ю. А. Мухин, В. Ф. Жаркова, О. В. Калинина // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 / ВолгГТУ. -Волгоград, 2011. - (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). -C. 118-122.

8. Гулевский, В. А. Влияние легирующих элементов на смачивание углеграфита медными сплавами / В. А. Гулевский, Ю. А. Мухин, А. Н. Загребин, А. В. Пожарский // Заготовительные производства в машиностроении. - 2009. -№ 6. – C. 45–48.

9. Пат. РФ № 2430983. Композиционный материал, содержащий углеграфитовый каркас, пропитанный матричным сплавом на основе меди.

10. Impregnation of liquids into a laminated porous material with a high permeability contrast / M.M. Alimov, K.G. Kornev // Physics of Fluids, № 19, USA, 2007.

11. Гулевский, В. А. Получение углеграфитовых материалов пропитанных медными сплавами / В. А. Гулевский, В. И. Антипов, А. Г. Колмаков, Л. В. Виноградов, Э. М. Лазарев, Ю. Э. Мухина, Ю. А. Мухин, Н. А. Кидалов // Перспективные материалы. - 2011. - № 2. - С. 60-65.

УДК 621.762.862

В. А. Гулевский, Ю. В. Полеткина, О. В. Терзиман ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ СКЕЛЕТНЫХ ГРАФИТОВЫХ КОМПОЗИТОВ, ПРОПИТАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ СПЛАВАМИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gulevskiy.v@mail.ru

На основании разработанной технологии, позволяющей пропитывать графитовые каркасы с пористостью 8-25 %, получены скелетные композиционные материалы «графит-металлический сплав», сочетающие высокие антифрикционные свойства и химическую стойкость графита с хорошей механической прочностью и высокой электропроводностью, присущие металлам. Приводятся результаты металлографических исследований и оценки свойств полученных композиционных материалов с металлической матрицей.

Ключевые слова: пропитка, матричные сплавы, свинец, сурьма, углеграфит.

In virtue of the developed technology, allowing to impregnate carbon skeletons with porosity 8–25 %, skeleton composites «carbon-metal alloy», combining high antifriction properties and chemical endurance of carbon with good mechanical strength and high conductivity natural to metals, were obtained. The results of the metallographic studies and properties value of the obtained composites with metal matrix are given.

Keywords: impregnation, matrix alloys, lead, antimony, carbon-graphite.

Благодаря своим уникальным свойствам углеграфитовые материалы находят все более широкое применение в технической практике. Современные исследования этих материалов ориентируются прежде всего на обеспечение свойств, требующихся при создании, например, компрессоров или насосов для химически агрессивных сред. К таким композиционным материалам (КМ) относятся скелетные композиты «углеграфит-металл». В таких материалах обе составляющие механически проникают друг в друга по способу «скелет в скелете». Они применяются для изготовления деталей узлов трения различных машин и агрегатов, работающих

без смазки, обладают химической стойкостью, высокой теплопроводностью и другими необходимыми свойствами. Плотные КМ получают путем пропитки углеграфитового каркаса жидким металлом.

В качестве уплотнительных элементов трения широко применяются материалы, пропитанные баббитом Б83, сплавом свинца и олова С05. Эти материалы непроницаемы для жидкостей и газов, имеют необходимую прочность и износостойкость при трении в жидких средах, однако их рабочие температуры не превышают 250 °С. Применение сурьмы в качестве пропитывающего материала позволяет получать материалы, работоспособные при температурах до 500 °C. Кроме того, известно, что оптимальными свойствами для антифрикционного применения обладают материалы, пропитанные сурьмой, вследствие малой склонности последней к схватыванию при трении по стали, работоспособной в узлах трения при повышенных нагрузках и скоростях [1-4].

Материалы, эксперимент и обсуждение

Настоящее исследование было проведено с целью определения влияния сурьмы на физикомеханические, теплофизические и антифрикционные свойства углеграфитовых материалов. В качестве каркаса для пропитки применялись специально подготовленные для пропитки заводом «Electrocarbon Topolcany» (Словакия) образцы, вырезанные из ниппелей электрометаллургических электродов фирмы «SGL Carbon AG» (Германия). Эти материалы до пропитки их сурьмой различались между собой по таким основным характерным параметрам как плотность, прочность и теплопроводность.

Углеграфитовый материал «SGL Carbon

AG» – графитированный, крупнозернистый. Размер отдельных зерен достигает 0,1–0,17 мм. Пористость материала равномерная, общий объем пор достигает 9–12 %, в том числе открытых 5–7 %. Размер пор 10–90 мкм.

Материал завода «Electrocarbon Topolcany» – графитированный, мелкозернистый. Размер зерен 0,06–0,08 мм. Пористость материала равномерная, конфигурация пор разветвленная, сложная. Общий объем пор 20–25 %, в том числе открытых 10–15 %, размер пор 10–50 мкм.

Пропитку материалов сурьмой проводили при температуре пропитки 700–750 °С под давлением, изменяющимся от 0 до 10 МПа по заданному режиму. Каркасы предварительно вакуумировали, давление разряжения не менее 0,01 МПа. В результате, полученные КМ имеют более высокие, чем исходные углеграфитовые каркасы до пропитки, показатели прочности и теплопроводности, меньшее удельное электросопротивление, а также исключают возможность инфильтрации агрессивной среды. Эффективность заполнения открытых пор в процессе жидкофазной пропитки углеграфитов в значительной мере обусловлена характером их пористой структуры и в том числе размерами пор.

В качестве анализируемого показателя использовали отношение площади поры на микрошлифе, занятой металлом к общей площади поры [5]. Наиболее полно (на 85–100 %) заполнились поры до 30 мкм (рис. 1). Количество этих пор в материале «SGL Carbon AG» составляет около 30 % от общего количества пор. С увеличением размеров пор степень их заполнения уменьшается с 85 до 30 %. Микроанализ пористой структуры углеграфитов свидетельствует о том, что крупные поры связаны друг с другом сетью более мелких.



Рис. 1. Распределение группировок пор по их условному диаметру



Рис. 2. Характер заполнения пор различного диаметра сплавом сурьмы

Максимальное заполнение пор зависит от оптимальной скорости и температуры пропитки, а также от общего времени и взаимодействия углеграфитового каркаса с металлом (рис. 2).

Важна роль таких факторов, как величина избыточных давления пропитки матричным расплавом, а также процессов формирования межфазных границ между составляющими композита в условиях смачивания, так как оба этих фактора необходимы в технологии получения композиционных материалов. Избыточное давление, как и капиллярное, в зависимости от величины краевого угла смачивания необходимы для продавливания расплава в поры углеграфитового каркаса. Глубина проникновения пропитывающего металла в каркас прямо пропорциональна корню квадратному из времени, в нашем случае эта тенденция наблюдалась в области невысокого давления 0-5 МПа, поэтому временной показатель определялся косвенными технологическими параметрами и составлял 10-15 минут. Переменный параметр, температура, в изучаемом интервале не оказывал решающего давления на прирост массы металла в углеродном материале после пропитки. Скорость заполнения свободных пор прямо зависит от величины избыточного давления, которое создавалось путем нагрева емкости для пропитки. Емкость и пропитывающий сплав состоят из разных материалов, а потому имеют разные коэффициенты объемного расширения. Последний расширяется больше, чем рабочий объем емкости. В связи с тем, что емкость герметично закрывается, а пропитывающий сплав полностью ее заполняет, в ней создается избыточное давление. Температура нагрева сплава от начала к концу времени пропитки определяет величину давления, достигаемого при заполнении открытых пор углеграфитового каркаса [4]. При этом время, требуемое на нагревание, зависит, главным образом, от мощности источника нагрева. Однако верхний предел последнего наряду с повышением физико-механических свойств и снижением удельного электросопротивления материала, то есть максимальное заполнение пор, приводит к разрушению внутренней структуры углеграфитового каркаса и неравномерному распределению металла в объеме композита.

Вид зависимости (рис. 3) характерен для всех рассмотренных углеграфитовых каркасов. На участке *а* заложен интервал температур, при котором перегрев сплава соответствует давлению, не превышающему противодавление в порах углеграфитового каркаса, поэтому пропитки нет. На участке *в* происходит эффективное заполнение пор углеграфита пропитывающим сплавом, вследствие создания необходимых условий для пропитки, то есть соответствует давлению, превышающему ΔP_v – капиллярное давление. Однако разница величин давлений позволяет заполнить поры крупнее 30 мкм, поры в диапазоне 30–60 мкм составляют в общем объеме открытой пористости около 48 %, этим



Рис. 3. Зависимость степени заполнения пор углеграфита сплавом сурьмы от величины его перегрева

и можно объяснить резкое увеличение степени заполнения (Π_3) углеграфита сплавом на участке *в*, хотя величины давления все же недостаточно. Для комплектного заполнения углеграфита увеличивали давление. В результате на участке *с* осуществляется заполнение типоразмеров пор 0–30 мкм, 60–150 мкм, которые составляют в общем объеме открытой пористости 15–20 % и 25–30 % соответственно, что приводит к 60–70 %-му оптимальному заполнению открытой пористости скелетных КМ с требуемыми физико-механическими свой-ствами и не уступает по этому показателю основным зарубежным аналогам. На участке d отмечено заметное снижение интенсивности заполнения от соответствующего увеличения давления пропитки, которое зависит, кроме того, от типоразмеров оставшихся незаполненных пор, их распределения, разветвленности, шероховатости поверхности и т. п.

На рис. 4, *а*, *б* показана микроструктура поверхности и центра КМ на основе углеграфита, пропитанного сурьмой.



Рис. 4. Микроструктура поверхности (a) и центра (δ) КМ на основе углеграфита, пропитанного сурьмой

Управлять свойствами композиции можно не только изменением технологических параметров процесса пропитки, но и направленным легированием сплава с целью создания определенных свойств на границе контакта «сплав– углеграфитовый каркас» (смачиваемость, жидкотекучесть, проникающая способность, испаряемость), а также необходимыми изменениями свойств всего объема сплава (прочность, пластичность, усадка, коррозионная стойкость) [2,3,11]. Свойства материалов, полученных по оптимальной технологии с использованием углеграфитовых каркасов «SGL Carbon AG» (Германия) [6] и «Electrocarbon Topolcany» (Словакия) [7], представлены в таблице.

Измеряемый параметр		Углеграфитовые каркасы						
		«SGL Carbon AG», Германия		«Schunk GmbH», Германия		«Electrocarbon Topolcany», Словакия		
	графит	графит + Sb	графит	графит + Sb	графит	графит + Sb		
Плотность, кг/м ³		2400	1600	2300	1630	2260		
Прочность, МПа								
при сжатии	140	210	150	250	115	220		
при изгибе	45	60	50	80	38	69		
Коэффициент линейного расширения	2,4	2,5	4,0	4,2	1,8	2,2		
Теплопроводность, Вт/м·К	12	23	11	18	27	32		
Удельное электросопротивление, Ом×мм ² /м		5	_	-	18	3,7		

1 1 1	C	войства	материалов	до и	после	пропитки	сурьмой
-------	---	---------	------------	------	-------	----------	---------

Полученный композиционный материал «углеграфит-сурьма» испытывался на установке сухого трения (в условиях сухого трения и в среде дистиллированной воды). В качестве контртела служил цилиндр из материала 12X18H10T. Средний износ составил 0,12 мм за 100 ч при окружной скорости 5 м/с и нагрузке 5 МПа [8].

В лабораториях Китайского университета China University of Mining and Technology в качестве исследуемых образцов были выбраны EK3205, M170D и T163D. С использованием электронного микроскопа (SEM) и WJ-10B они были исследованы на особенности структуры, механические характеристики, а также на трение и износ. Результаты показали, что в результате пропитки сурьмой у всех трех образцов имеются сходные компоненты, сходная организация структуры, улучшены показатели трения и износа. Но трение T163D и M170D (0,130 и 0,135) ниже, чем у EK3205 (0,140) [12].

В целом, пропитанные углеграфитовые материалы с высокой теплопроводностью, низкой электропроводностью являются перспективными материалами для использования в качестве термопрокладки для различных деталей [9, 11, 13].

Выводы

Пропитка сурьмой повышает износостойкость материалов в 1,5–2,0 раза, что согласуется с данными ведущих фирм мира «Рингсдорф» (Германия), «Шунк» (Германия), «Морган» (Великобритания), «Ле Карбон» (Франция), выпускающих подобные материалы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Носовский, И. Г.* Влияние газовой среды на износ металлов / И. Г. Носовский. – Киев: Техника, 1968. – 180 с.

2. Гулевский, В. А. Формирование свойств матричных сплавов сурьмы для композитов каркасного типа / В. А. Гулевский, В. И. Антипов, Л. В. Виноградов, А. Г. Колмаков, Э. М. Лазарев, А. М. Самарина, Ю. Э. Мухина // Металлы. – 2009. – № 6. – С. 92–97.

3. Гулевский, В. А. Разработка пропитывающих сплавов на основе сурьмы для получения композиционных материалов с каркасом из углеграфита / В. А. Гулевский, В. И. Антипов, Л. В. Виноградов, А. Г. Колмаков, Н. А. Кидалов, Э. М. Лазарев, Ю. Э. Мухина // Металлы. – 2011. – № 1. – С. 92–99.

4. Исследование свойств скелетных графитовых композитов, пропитанных металлическими сплавами под высоким давлением / В. А. Гулевский, Ю. А. Мухин, А. Г. Колмаков, В. И. Антипов, Л. В. Виноградов // Известия Волг-ГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). – С. 122–125.

5. Кокушкин, И. Г. О заполнении разноразмерных пор графита при жидкофазной пропитке / И. Г. Кокушкин, В. И. Костиков, Г. А. Кревецкий [и др.] // Цветные металлы. – 1989. – № 2. – С. 73–75.

6. *Бутырин, Г. М.* Высокопористые углеродные материалы / Г. М. Бутырин. – М.: Химия, 1975. – 167 с.

7. Швайгховер, А. Углеграфитовый материал для пропитки металлами: отчет о научном исследовании ОМММ САН, Братислава и ЗСЭ «Электрокарбон», Топольчани, Словакия / А. Швайгховер, С. Крхо. – 1987. – 41 с.

 Швайсховер, А. Разработка оптимальной технологии пропитки графитового каркаса жидким сплавом в лабораторных условиях. Отчет о научном исследовании ОМММ САН, Братислава, Словакия / А. Швайгховер, О. Кудела. – 1988. – 37 с.

9. Антифрикционные материалы на основе углерода // Проспект фирмы «Шунк» (Schunk Kohlenstofftechnik GmbH). – Германия, 2006. – 22 с.

10. *Гулевский, В. А.* Влияние легирующих элементов на смачивание углеграфита медными сплавами / В. А. Гулевский, Ю. А. Мухин, А. Н. Загребин, А. В. Пожарский // Заготовительные производства в машиностроении. – 2009. – № 6. – С. 8–10.

11. Гулевский, В. А. Разработка сплавов на основе сурьмы для пропитки углеграфитовых каркасов / В. А. Гулевский // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). – С. 86–91.

12. Hu, Y.-F.a b, Liu, Q.c, Jiang, W.-W.d, Wang, Q.-L.a Study of friction and wear properties on three kinds of antimony impregnated graphite. – 2011.

13. Raza, M.A., Westwood, A., Brown, A., Hondow, N., Stirling, C. «Characterisation of graphite nanoplatelets and the physical properties of graphitenanoplatelet/silicone composites for thermal interface applications.» 2011.

ВОПРОСЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ

УДК 621.746

Н. А. Зюбан, А. Н. Галкин, И. Н. Скрипкин, Д. В. Руцкий ВЛИЯНИЕ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИБЫЛЬНОЙ ЧАСТИ СЛИТКА СТАЛИ 38ХНЗМФА НА ОБРАЗОВАНИЕ И РАСПОЛОЖЕНИЕ ДЕФЕКТОВ УСАДОЧНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

В работе приводятся результаты физического моделирования кристаллизации слитков спокойной стали, особенности строения и механизма образования дефектов осевой зоны промышленных слитков, отлитых в изложницу с захоложенной верхней частью, а также металлографический анализ такого слитка с целью выявления пораженностью порами.

Ключевые слова: слиток, осевые дефекты, физическое моделирование, поры, кристаллизация.

This work includes the results of physical modeling of crystallization of killed steel ingots, features of structure and mechanism of formation of the central defects of the foundry ingots, which cast to the mold with cooling of top and metallographic analysis of this ingot for detection of pores damage.

Keywords: ingot, central defects, physical modeling, pores, crystallization.

В процессе затвердевания и охлаждения слитка протекают процессы усадки металла. Сущность усадки состоит в объемных изменениях жидкой и твердой фаз при понижении температуры и объемных изменениях, происходящих при фазовых превращениях. Эти процессы проявляются в слитке характерными изменениями, в результате которых уменьшаются его общие размеры, а внутри слитка образуются усадочные пустоты (усадочные раковины, усадочная пористость), усадочные деформации (линейная усадка, коробление), трещины, остаточные внутренние напряжения и т. п. [2].

При фазовых превращениях в твердом состоянии, когда происходит изменение типа и параметров кристаллической решетки, наблюдаются скачкообразные изменения размеров тела, проявляющиеся либо в сжатии, либо в расширении определенных объемов [1,2].

Усадка при затвердевании, как и при охлаждении жидкости, проявляется в снижении уровня зеркала металла в прибыли. На величину усадки существенное влияние оказывает содержание углерода. С одной стороны, усадка при затвердевании взрастает с увеличением его содержания в связи с ростом интервала кристаллизации стали, а с другой – она уменьшается в твердом состоянии вследствие сужения перепада температур солидуса и перехода γ-фазы в α-фазу (доперлитная усадка) [2].

В целом же объемная усадка в жидком состоянии зависит от химического состава стали и температуры ее перегрева выше температуры ликвидуса. Величина объемной усадки стали при затвердевании обусловливается величиной интервала кристаллизации, которой, в частности, определяется содержание углерода и других элементов [2].

Закономерности процесса кристаллизации обусловливают неизбежность возникновения дефектов усадочного происхождения, которые возрастают с увеличением массы затвердевающего металла. Следствием этих процессов является уменьшение объема металла внутри слитка. Жидкий металл имеет больший удельный объем, чем твердый, поэтому металл, залитый в форму, сокращается в объеме при кристаллизации, что приводит к образованию пористости и пустот, называемых усадочными раковинами [3].

^{*} Работа выполнена в рамках проекта МК – 4034.2012.8 «Разработка оптимальной конфигурации и технологии отливки кузнечных слитков в вакууме с контролируемым развитием дефектных зон литого металла с целью повышения качества и надежности крупногабаритных изделий энергетического машиностроения».

Достаточно часто в подприбыльной области слитка образуется дополнительная усадочная полость, которая разделяется с усадочной раковиной, расположенной в прибыли, так называемым «мостом».

Так как полностью устранить дефекты металла нельзя, то, управляя их расположением и интенсивностью развития с помощью геометрических параметров слитка, таких как отношение длины тела слитка к среднему диаметру (H/D) и конусность, объем прибыльной части слитка, можно получать металл заданного качества [3].

Усадочные раковины могут быть сконцентрированы в одном месте, либо рассеяны по всему объему слитка. Наиболее часто усадочная раковина концентрируется в верхней части слитка, затвердевающей в последнюю очередь, обычно она окружена наиболее загрязненной частью металла, в котором после затвердевания образуются микро- и макропоры, пузыри [2].

Горячий металл, находящийся в прибыльной части слитка, может стать причиной развития сильной химической неоднородности углерода по высоте, что приведет к образованию различного рода дефектов, таких как рванины, трещины и т. п., при деформационной обработке заготовок.

Целью данной работы является исследование качества слитков, полученных с применением охлаждения прибыльной части для регулирования образующихся химической, структурной и физической неоднородностей в слитке.

Проводили физическое моделирование кристаллизации слитка с захоложенной верхней частью путем заливки моделирующего вещества – натрия серноватистокислого (кристаллического гипосульфита) в модель изложницы (см. рис. 1), разливка расплава сверху.

Она представляла собой водоохлаждаемый контур, две пластины из оргстекла, алюминиевые вкладыши для направленного охлаждения сверху, струбцины, служащие для скрепления модели [5].

В прибыльную часть были вставлены вкладыши с углом наклона 40°, к которым подводили охлаждение водопроводной водой. Охлаждающая вода подавалась сверху для обеспечения максимального направленного теплоотвода в этой части модели.

Данная модель позволяет изучать процессы, происходящие при затвердевании и структурообразовании слитков с различной конусностью,



Рис. 1. Используемая модель

объемом прибыльной части и отношением высоты к среднему диаметру тела слитка *H/D*, что позволит определить влияние изменения конфигурации слитков на процессы кристаллизации и структурообразования [5].

Общее время проведения эксперимента составило 5 часов. Измерение нарастания твердой фазы проводилось каждые 5 минут на пяти горизонтах слитка: по вертикали (от поддона), низ слитка, середина, верх слитка, прибыль.

Результаты эксперимента приведены на рис. 2.

При сравнении процессов кристаллизации классического слитка с опытным было установлено, что за одинаковый промежуток времени (5 часов) нарастание твердой фазы по вертикали у слитка с прибылью-холодильником происходит быстрей и превышает классический слиток в полтора раза.

Процесс кристаллизации слитка с захоложенной прибылью обусловливает особенности расположения усадочной раковины: она распространяется вглубь слитка, почти на протяжении всей его длины тела. Полученные заготовки можно применять для изготовления трубного проката [3,4,5].

Для анализа качества металла из слитков с охлажденной прибылью проводили оценку пораженности слитка стали 38ХНЗМФА массой 1,53 т порами. Изучение микроструктуры и выявление наличия пор производили под микроскопом на нетравленых шлифах с увеличением х300.

Шлиф расчерчивали параллельными линиями в произвольном направлении таким образом, чтобы выбранная длина для подсчета была не менее 3 см и охватывала и периферийные и центральные зоны литых проб. Шлиф передвигали с помощью микрометрических винтов предметного столика микроскопа в одном направлении вдоль отмеченных линий, замеряли максимальные размеры пор, попадающих в перекрестие нитей окуляра, и фиксировали их, а также определяли размер каждой поры и общее количество.

Выявление пор в структуре металла свидетельствует о существовании усадочных пороков. Результаты исследования представлены на рис. 3.



Рис. 2. Кинетика кристаллизации для обычного и опытного слитков: *a* – слиток с захоложенной верхней частью; *б* – обычный слиток



Рис. 3. Расположение точек для исследования на различных горизонтах (*a*), распределение пор на различных горизонтах по размерам (*б*) и по количеству (*в*)

В опытном слитке наблюдается отсутствие ликвации углерода по высоте. Это выражено в том, что его концентрация на всех горизонтах слитка не выходит за пределы марочного состава.

Анализ распределения пор по размерам показывает, что низ слитка у поверхности имеет самые большие поры до 0,5 мкм, в середине расположились менее крупные поры размером до 0,4 мкм, а верх слитка имеет самые маленькие поры – 0,3 мкм. Однако в осевой зоне слитка размер пор на всех горизонтах меняется в малых пределах 0,18–0,23 мкм. Анализ распределения пор по количеству на разных горизонтах слитка показал, что самое большое скопление пор находится в осевой зоне слитка, их количество там колеблется от 45 до 60. Так, верх слитка обладает самым большим количеством пор в центре – 60. У поверхности же количество пор в середине и наверху слитка практически одинаково, а низ слитка имеет самое маленькое число пор – 38.

Таким образом, по мере продвижения от поверхности слитка к осевой зоне размер пор снижается, но возрастает их количество, то есть наблюдается равномерное их распределение, что благоприятно сказывается на качестве металла.

Заключение

Регулирование расположения усадочных пороков за счет охлаждения прибыли отливаемого слитка обеспечивает стабильное качество металла. Путем охлаждения прибыльной части удалось добиться снижения ликвации углерода по высоте слитка, это в свою очередь обеспечило равномерное распределение усадочных дефектов вдоль осевой зоны. Полученные в работе результаты показывают возможность применения слитков такого типа для производства труб.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дуб, В. С. Факторы управления процессами затвердевания сплавов / В. С. Дуб, А. В. Дуб // Электрометаллургия. – 2006. – № 11. – С. 18–22.

 Ефимов, В. А. Разливка и кристаллизация стали / В. А. Ефимов. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.

3. *Зюбан, Н. А.* Развитие технологии получения крупных стальных слитков и проблемы качества металла / Н. А. Зюбан, С. И. Жульев // Металлург. – 2009. – № 6. – С. 48–50.

4. Эльдарханов, А. С. Процессы формирования отливок и их моделирование / А. С. Эльдарханов, В. А. Ефимов, А. С. Нуратдинов. – М.: Машиностроение. – 2001. – 208 С.

5. П. м. 110667 РФ, МПК В 22 D 7/08. Устройство для исследования процесса кристаллизации слитков в модели изложницы / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, С. Н. Никуйко, А. Н. Галкин; ВолгГТУ. – 2011.

УДК 669.17

Н. И. Габельченко, С. А. Неберикутя, А. В. Жильцов ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ДИСПЕРСНОСТЬ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ ЛИТОЙ НЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе исследовано влияние основных элементов углеродистой стали на дисперсность первичной структуры методом фракционного легирования бинарных композиций на основе железа. Показано, что расстояния между ветвями второго порядка хорошо коррелируется с температурным интервалом между температурой ликвидуса и температурой окончания дендритного роста исследованных сплавов.

Ключевые слова: сталь, диаграмма состояния, дендритная структура.

The influence of the basic elements of carbon steel on the dispersion of the primary structure is studied by the method of fractional alloying of iron-based binary compositions. It is shown that the distance between second-order branches is well correlated with the temperature interval between.

Keywords: steel, state diagram, dendritic structure.

Регулирование микроструктуры, начиная уже с процесса кристаллизации и далее, в течение всего производственного цикла изготовления металлического изделия, должно обеспечивать наибольшую эффективность. Например, возможность измельчения структуры при затвердевании важна по той причине, что заложенные в процессе кристаллизации металла размеры первичных зерен, определяемых, в свою очередь, размерами дендритных кристаллов, при последующих фазовых переходах могут изменяться только в сторону уменьшения. Так, широко известная [1] схема наложения границ зерен при перекристаллизации предполагает, что соотношения между размерами первичного, вторичного и третичного зерен могут отличаться на несколько порядков. Таким образом, чем дисперснее дендритная структура металла, сформированная в процессе кристаллизации, тем более качественными характеристиками будет обладать его структура после затвердевания.

С этой точки зрения, управление ростом и размерами дендритных кристаллов, определяющих величину первичных зерен при кристаллизации металлических материалов, является первоосновой производства качественных сталей и сплавов.

Одним из основных факторов, влияющих на формирование дендритной структуры, является химический состав сплава. Поэтому изучению влияния основных элементов углеродистой стали на дисперсность дендритной структуры, в частности, литой нелегированной стали уделяется большое внимание [2].

Методикой работы предполагалось исследовать влияние основных компонентов углеродистой стали на дисперсность дендритной структуры методом фракционного легирования бинарных композиций на основе железа.

Высокочистые бинарные сплавы Fe–C, Fe– Mn, Fe–P и Fe–Si готовили на шихте из карбонильного железа, графита спектральных стержней, химически чистого Fe–Si, Fe–Mn и Fe–P путем сплавления в аллундовых тиглях печи Таммана. Эти сплавы с переменным содержанием второго компонента, применяли для исследования влияния химического состава на величину дендритного параметра λ – расстояния между ветвями второго порядка. Исследуемые образцы представляли собой цилиндрические стержни, полученные путем вакуумного всасывания металла в кварцевый капилляр.

Рис. 1. Зависимость дендритного параметра λ

от концентрации углерода в Fe-C сплавах

Содержание второго компонента в каждой серии бинарных сплавов рассчитывали аналитически, а затем проводили уточняющий химический анализ. Затем приготавливали микрошлифы для подсчета дендритного параметра λ .

На рис. 1 представлены результаты изменения дендритного параметра λ в сплавах железоуглерод, начиная от малоуглеродистых сталей и до структурно эвтектических чугунов.

Следует отметить, что полученная кривая λ , мкм – % С достаточно хорошо соответствует наклону и кривизне линии ликвидус диаграммы Fe–C сплавов, а точнее, как было показано в работе [3], температурному интервалу ΔT между температурой ликвидуса и температурой окончания дендритного роста.

Влияние фосфора на величину дендритного параметра λ в Fe–P сплавах представлено на рис. 2. Нанесение на диаграмму состояния дендритных параметров (λ) опытных сплавов с различным содержанием фосфора показывает хорошее соответствие полученной зависимости линии ликвидус, а именно большему перепаду ΔT_4 соответствует меньшая величина дендритного параметра (λ) и наоборот.



Рис. 2. Зависимость дендритного параметра λ от концентрации Р в Fe–P сплавах



4.0

С.% мас.

Рис. 3. Дендритная структура отливок одинакового сечения \emptyset 3 мм с различным содержанием фосфора в сплаве ×50: a - 0.55 % Р; $\delta - 1.72 \%$ Р; e - 2.16 % Р; e - 2.97 % Р

MKM

Дендритный параметр λ ,

Для дополнения и подтверждения зависимости, приведенной на рис. 2, представлены фотографии структур Fe–P сплавов с различным содержанием фосфора (рис. 3), которые наглядно иллюстрируют уменьшение дендритного параметра (λ) с ростом содержания фосфора в исследуемых сплавах. Особенности концентрационной взаимосвязи интервалов кристаллизации в сплавах системы Fe–Si в соответствии с рассматриваемой зависимостью λ от ΔT предполагают практически одинаковое расстояние между ветвями второго порядка во всем исследованном интервале железокремнистых сплавов (рис. 4).



Рис. 4. Зависимость дендритного параметра λ от концентрации Si в Fe-Si сплавах

На рис. 4 показано, что в пределах точности выполненных измерений величина дендритных параметров всех исследованных сплавов ограничена достаточно узкой полосой рассеивания при равных перепадах температур ΔT . А дендритные структуры исследованных железокремнистых сплавов представленные на рис. 5, показывают, что в системе Fe–Si в интервале исследуемых концентраций кремния расстояния между ветвями второго порядка с повышением содержания кремния в сплаве практически не изменяются.



Рис. 5. Дендритная структура отливок одинакового сечения \emptyset 3 мм с различным содержанием кремния в сплаве ×50: a - 1.97 % Si; 6 - 6.04 % Si; e - 8.5 % Si; e - 12.5 % Si

Независимость расстояния между ветвями второго порядка дендритных ветвей в сплавах системы Fe–Si от изменения молярной доли второго компонента противоречит известному эмпирическому выражению, связывающему расстояние между ветвями второго порядка с молярной долей второго компонента [3]:

$$\lambda = A \exp (B \ln V_{\text{oxn}} + CM),$$

где A, B, C – коэффициенты, зависящие от конкретного сплава; $V_{\text{охл}}$ – скорость охлаждения; M – молярная доля второго компонента. Поэтому представляет интерес проверка на сплавах других систем, например, Fe–Mn, имеющих постоянный интервал кристаллизации в очень широких границах изменения концентрации марганца (рис. 6).

Равные значения расстояний между ветвями второго порядка дендритов в сплавах с концентрацией марганца, превышающей область перитектики (рис. 6), и вместе с тем ощутимая зависимость в сплавах с перитектическим превращением является хорошим подтверждением правильности установленной зависимости.



Рис. 6. Зависимость дендритного параметра λ от концентрации Mn в Fe–Mn сплавах

На рис. 7 приведены дендритные структуры сплавов системы Fe–Mn с различным содержанием Mn. Видно, что дендритная структура сплава с перитектическим превращением (рис. 7, a) значительно крупнее дендритных структур сплавов с концентрацией марганца, превышающей область перитектики (рис. 7, 6-e).

Таким образом, практическое значение установленной зависимости состоит в возможности экспрессного качественного анализа по диаграммам состояния дисперсности дендритных структур, ответственных за температурновременные режимы термической гомогенизации сплавов, а в перспективе и в возможности их оптимизации для разных сплавов.



Рис. 7. Дендритная структура отливок одинакового сечения \varnothing 3мм с различным содержанием марганца в сплаве. ×50: a - 5 % Mn; b - 8 % Mn; c - 13 % Mn; c - 21 % Mn

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Металлография железа / пер. с англ.; под ред. Ф. Н. Тавадзе. – М.: Металлургия, 1972. – Т. 3: Кристаллизация и деформация стали. – 1972. – 236 с.

2. Гребнев, Ю. В. Исследование зависимости механических свойств среднеуглеродистой стали 45ФЛ от величины кремниевого эквивалента состава / Ю. В. Гребнев, Н. И. Габельченко, Е. Ю. Карпова, Е. С. Сундеев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. сб. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 145–148.

3. Костылева, Л. В. Исследование природы изменения дисперсности дендритов в сталях и сплавах / Л. В. Костылева, Н. И. Габельченко, Ю. В. Гребнев, В. А. Ильинский // Известия ВолгГТУ / межвуз. сб науч. ст. № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 92–95. УДК 621.446.22-404.8

А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, Л. М. Гуревич, А. В. Хохлачев

ЛИТЕЙНАЯ ФОРМА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК ИЗ МОДИФИЦИРОВАННОГО ЧУГУНА И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЕЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Разработана литейная форма для получения модифицированных отливок и газифицируемая (пенопластовая) модель стояка для ее изготовления. Проведенные испытания подтвердили их работоспособность. Получены образцы цилиндрических отливок из чугуна, модифицированного графитизирующими и сфероидизирующими добавками с использованием метода литья по газифицируемым моделям (ЛГМ). Применение формы в массовом производстве позволит получать высококачественный чугун для машиностроительных отливок с дисперсным перлитом, мелким пластинчатым и вермикулярным графитом.

Ключевые слова: литейная форма, пенопластовая модель стояка, модифицирующая вставка, модифицированная чугунная отливка.

The mold for obtainment of modified castings and the gasified (foam) downsprue pattern are developed. Tests have confirmed their availability. The samples of cylindrical castings of cast iron modified with graphitizing and spheroidizing additives are obtained using the method of lost foam casting. The application of molds for mass production will allow getting of high-quality cast iron with dispersed perlite, tiny flake and vermicular graphite particles for mechanic castings.

Keywords : mold for casting, foam riser model, modified insert, modified iron casting.

Длительная мировая практика показывает, что наиболее эффективным технологическим приемом (операцией) повышения прочностных и служебных характеристик чугуна в отливках как вследствие изменения формы и размеров графитовых включений, так и воздействия на структурообразование металлической основы, является модифицирование графитизирующими, стабилизирующими или сфероидизирующими добавками.

Из известных широко применяемых в последнее время способов ввода модифицирующих добавок в расплав (в ковше - «сендвичпроцесс», в потоке - в специальных чашах, в литейной форме - «ин-моулд-процесс» и порошковой проволокой с наполнителем) [1,2] внимание литейщиков привлекает внутриформенное модифицирование. Предложено множество конструктивно-технологических схем литейных форм с различным расположением (преимущественно нижним) реакционных камер и модифицирующих вставок в ходах литниковой системы. При этом авторами используются технологические возможности метода литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) [3, 4].

Целью настоящей работы является разработка литейной формы нового типа для получения отливок из модифицированного чугуна и экспериментальная оценка ее работоспособности.

Анализ литературных данных и технических решений (конструктивно-технологических схем способов и устройств) показывает, что в технологии внутриформенного модифицирования, считающейся одной из эффективных, обеспечивающей высокую степень усвоения модификатора (70–80 %), имеются нерешенные вопросы – несовершенство конструкций реакционных камер и их размещений, конструкций модифицирующих вставок (брикетов, таблеток, засыпок) и их составов, размеров фракций (мкм или мм) смесевых модификаторов и их размещений (в камере, под стояк в зумпфе) и тому подобное [2, 5–7], – которые требуют своего решения.

При разработке проводили патентный поиск. Найдено, изучено и учтено множество патентов на технические решения, среди которых такие, как, например, «литниковая система для внутриформенной обработки жидкого металла» [8], «литниковая система для модифицирования чугуна в литейной форме» [9], «литейная форма для получения модифицированных отливок и модель стояка для ее изготовления» [10], «вставка для модифицирования чугуна в литейной форме» [11], «модифицирующая смесь» [12].

Разработанная литейная форма [13], конструктивно-технологическая схема которой представлена на рис. 1, содержит литниковую систему 1 со стояком 2 с литниковой воронкой и зумпфом, формообразующую полость 6.

В средней части стояка имеется реакционная камера 3 овальной формы с размещенной в ней модифицирующей вставкой 4 обтекаемой формы, закрепленной спицами-шпильками 5. Сечение (I–I) реакционной камеры в месте размещения модифицирующей вставки 4 равно сечению (II–II) в цилиндрической части стояка.



Рис. 1. Литейная форма для получения модифицированных отливок: 1 – литниковая система, 2 – стояк, 3 – реакционная камера, 4 – модифицирующая вставка, 5 – спицы-шпильки, 6 – полость отливки

Для изготовления литейной формы разработали газифицируемую пенопластовую модель стояка [13], представленную на рис. 2, состоящую из двух частей 1 и 2 (рис 2, *a*) с углублениями 7 для установки модифицирующей вставки 4, соединяемые по сопрягаемым поверхностям 3 склеиванием. Модифицирующая вставка 4 может быть выполнена в виде снаряда (рис. 2, *a* и δ), веретена (рис. 2, *в*) и шара (рис. 2, *г*) [13].



Рис. 2. Газифицируемая (пенопластовая) модель стояка: *a* – в разобранном виде, *б* – в собранном виде, *в* и *г* – модифицирующие вставки в виде веретена и шара; 1 – верхняя часть, 2 – нижняя часть, 3 – сопрягаемая поверхность, 4 – модифицирующая вставка, 5 – спицы-шпильки, 6 – полуовальные уширения, 7 – осевые углубления, 8 – канавки, 9 – газифицируемая модель стояка в собранном виде

При выборе рациональной формы модифицирующей вставки 4 учитывали аэродинамические данные обтекаемости тел различных форм [14]. На рис. 3 приведені примеры обтекания воздухом тел с одинаковым поперечным сечением: пластины, установленной перпендикулярно направлению потока (рис. 3, *a*), шара (рис. 3, δ), тела каплевидной (веретенообразной) формы (рис. 3, *в*) и снаряда (рис. 3, *г*).



Рис. 3. Схемы обтекаемости тел различных форм [14]: *а* – пластины, *б* – шара, *в* – каплевидной (веретенообразной), *г* – снаряда

Как видно из рисунка, труднее всего потоку обтекать пластину (коэффициент сопротивления R = 1,0-1,2). Зона образующихся за ней вихрей максимальна. Шар обладает меньшим сопротивлением (R = 0,4). Легче потоку обтекать тело каплевидной (веретенообразной) формы (R = 0,04). Тело, имеющее форму снаряда, занимает промежуточное положение.

Для экспериментальной оценки работоспособности разработанных технических решений [13] при помощи резака для фигурной резки из блочного пенопласта изготовили две модели стояка: одну из двух полуовальных частей с углублениями для размещения модификатора, вторую – цельную и две модели опытных цилиндрических образцов d = 30 мм и l = 340 мм для заливки белым чугуном и модифицированным графитизирующей добавкой.

Графитизирующую добавку (модификатор) приготавливали из смеси порошков, масс.%: алюминиевого (0–50 мкм) – 20, дробленного электродного боя (400 мкм) – 30, ферросилиция ФС 75 (400 мкм) – 50, которую размещали в реакционной камере.

Формовку производили в парных опоках: в нижней заформовывали лад (гладкую поверхность) в плоскости разъема, на нее ставили верхнюю опоку, устанавливали модели цилиндрических образцов с приклеенными стояками, засыпали сухим песком без связующего и уплотняли ударами по опоке. Сверху устанавливали литниковые воронки-наращалки.

Белый, сталистый чугун выплавляли в индукционной тигельной печи ИСТ – 006 с кислой футеровкой из обломков (после испытаний на изгиб) литых цилиндрических балочек d = 30 мм из чугуна марки СЧ 20 (ГОСТ 1412–85) с добавлением 10 % стали марки 35Л.



Рис. 4. Заготовки моделей (*a*), модель с установленной в реакционной камере модифицирующей добавкой (*б*), размещение моделей в верхней полуформе (*в*) и виды изломов образцов из белого и модифицированного чугунов (*г*): слева – белый излом, справа – серый

На рис. 4 представлены фотоснимки моделей в стадии изготовления (рис. 4, a), модели с размещенной в реакционной камере смесевой модифицирующей добавкой (рис. 4, δ), размещения моделей в верхней полуформе (рис. 4, ϵ).

После выбивки из формы опытные образцы-отливки разбивали (ломали) посредине, виды изломов показаны на рис. 4, г. Затем образец из модифицированного чугуна ломали у стояка и на крае (в конце) – изломы также серые; из этих трех мест вырезали и изготавливали шлифы для исследования микроструктуры и твердости. Схема мест вырезки микрошлифов из цилиндрического образца и фотоснимки микроструктуры модифицированного чугуна в соответствующих местах показаны на рис. 5.

Исследование на оптическом металлографическом микроскопе «Olympus» BX61 по методике (классификации) ГОСТ 3443–87 показало, что чугун в начале (I), в середине (II) и в конце (III) цилиндрического образца (рис. 5) – серый с пластинчатым графитом ПГф1 прямо-



Рис. 5. Схема мест вырезки микрошлифов из цилиндрического образца (I – в начале, II – в середине, III – в конце) и фотоснимки микроструктуры модифицированного чугуна в соответствующих местах : верхний ряд – включений графита (× 200), нижний ряд – металлической основы (×200); твердость соответственно 266, 269 и 269 НВ

линейной формы в сочетании с гнездообразным в начале – 5 %, в середине – 20–30 % и в конце – 30–40 % с небольшим количеством изолированных междендритных колоний вермикулярного графита ВГр5; длина (размеры включений) 90 мкм ПГд90; распределение сетчатое в начале образца ПГр6 и междендритное пластинчатое в середине и в конце ПГр9; количество включений графита – 4–8 % ПГ4-ПГ10. Структура металической основы трех шлифов перлитная П92 (Ф8),



доля феррита 8 %; дисперсность перлита Пд0,3 (0,3 мкм) с небольшим количеством участков дисперсного перлита Пд1,0 (1,0 мкм); площадь, занимаемая цементитом или цементитом ледебурита менее 2000 мкм – Цп2000.



Рис. 6. Фотоснимки:

а – вермикулярного графита (×200) и б – перлитной металлической основы (×200) образца-отливки из модифицированного чугуна сфероидизирующей добавкой, твердость 282 НВ

По такой же технологической схеме с использованием порошкообразного модификатора-сфероидизатора «Сферомаг\$5212» (предварительно дробили и просеивали до 400 мкм) получили образец-отливку (d = 30 мм, l = 340 мм) из чугуна с вермикулярным графитом, включения графита и структура металлической основы которого представлены на рис. 6.

Таким образом, экспериментальная проверка разработанной литейной формы и газифицируемой модели стояка для внутриформенного модифицирования отливок подтвердила их работоспособность. Применение их в массовом производстве позволяет получать высококачественный модифицированный чугун для машиностроительных отливок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чугуны – информация / Техническая информация / Российский Сайт Литейщиков [Электронный ресурс] – [2009]. – Режим доступа : http : // www.rsl.npp.ru / tech – info / cast – iron /.

2. *Кпиstad, О.* (Норвегия). Проблемы, возникающие при производстве высокопрочных чугунов. Обзор существующих способов получения ВЧ и используемых модификаторов / О. Knustad // Литейщик России. – 2011. – № 8. – С. 19–26.

3. Microsoft Word – ...doc / Фесенко М. А. Влияние типа модификатора на структуру и механические свойства ВЧШГ [Электронный ресурс] – 2011. – Режим доступа : http : // hghltd.yandex.net / yandbtm?fmode = envelop url=http%3 A%2 F%www.dgm...

 Чайковский, А. А. Внутриформенное модифицирование при литье по газифицируемым моделям / А. А. Чайковский // Литейное производство. – 2005. – № 10. – С. 15–16. 5. Способы «модифицирования» [Электронный реcypc] – [2009]. – Режим доступа: http://hghltd. yandex.net / yandltm?url=http%3A%2F%2F www.lityo.com. ua%2Felkem

6. Чайкин, В. А. Разработка составов дисперсных смесевых модификаторов с помощью программ FLOW-3D / В. А. Чайкин, И. Н. Вольнов, А. В. Чайкин // Литейщик России. – 2010. – № 10. – С. 21–26.

7. Болдырев, Д. А. Применение смесевых комплексных модификаторов с кальций-стронциевым карбонатом при получении отливок деталей легкого автомобиля из высокопрочного и серого чугунов / Д. А. Болдырев, В. А. Чайкин, А. В. Чайкин // Литейщик России. – 2011. – № 1. – С. 21–26.

 Патент на полезную модель № 86124 РФ, МПК B22C 9/08. Литниковая система для внутриформенной обработки жидкого металла / К. Н. Вдовин, М. В. Шубина. – Опубл. 27.08.09, Бюл. № 24.

9. А. с. № 1743686 СССР, МПК В22D 27/20. Литниковая система для модифицирования чугуна в литейной форме / Г. Ш. Кирия, А. В. Шеремет. – Опубл. 30.06.92, Бюл. № 24.

10. А. с. № 1447528 СССР, МПК В22С 9/08, В22D 27/20. Литейная форма для получения модифицированных отливок и модель стояка для ее изготовления / Я. В. Булаевский, М. И. Байнер, Ю. С. Лернер. – Опубл. 30.12.88, Бюл. № 48.

11. А. с. № 1066738 СССР, МПК В22D 27/20, С21С 1/40. Вставка для модифицирования чугуна в литейной форме / С. Н. Леках, Н. А. Фонштейн, В. А. Розум и [др.]. – Опубл. 15.01.84, Бюл. № 2.

12. Патент №2373290 РФ, МПК С21С 1/08. Модифицирующая смесь / А. В. Чайкин, В. А. Чайкин, В. И. Семенов. – Опубл.10.04.2009, Бюл. № 32.

13. Патент на полезную модель № 109679 РФ, МПК В22С 9/08. Литейная форма для получения модифицированных отливок и модель стояка для ее изготовления / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, А. В. Хохлачев. – Опубл. 27.10.2011, Бюл. № 30.

 Обтекание тел воздушным потоком [Электронный ресурс] – [2009]. – Режим доступа : http://www.aerochayka. ru/disc/teorija/aerodinamica/AD0201.HTM. УДК 621.745.5:669.715

Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, О. С. Окопный

КОМПЛЕКСНЫЙ ПРОЦЕСС МОДИФИЦИРОВАНИЯ И ФИЛЬТРАЦИОННОГО РАФИНИРОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:mitlp@vstu.ru

Приводятся результаты исследования структуры и механических свойств литейных сплавов алюминия после обработки комплексным модифицирующе-рафинирующим флюсом и фильтрационного рафинирования расплава через многослойные фильтры из стеклоткани КС 11-ЛА.

Ключевые слова: модифицирующий флюс, фильтрационное рафинирование, стеклоткань, неметаллические включения, шлаковые и газовые раковины.

There are the results of the research the structure and mechanic properties of aluminum casting alloys after treatment by complex modifier and refiner gumboil and filtration refining of alloy per sandwich filters glass cloth KC 11-LA.

Keywords: modifier gumboil, filtration refining, glass cloth, non-metallic inclusions, slag and gas blebs.

Одним из наиболее эффективных процессов литейных модифицирования алюминиевых сплавов является процесс обработки расплава при сливе жидкого металла из плавильной печи в разливочный ковш. Струя жидкого металла хорошо замешивает модификатор в расплав, способствует протеканию химических реакций по всему объему металла. Обработка алюминия путем присадки модификатора на струю жидкого металла повышает его механические свойства на 20... 30 %. Процесс протекает быстро, за 3...5 минут вместо 15...25 минут по традиционной технологии. Температура процесса модифицирования снижается до 720...740 °С вместо 840...860 °С. Расход модификатора снижается в 1,5...2,0 раза.

Процесс модифицирования литейных алюминиевых сплавов путем присадки активных реагентов непосредственно на струю металла, сливаемого из плавильной печи, имеет один существенный недостаток. В отдельных случаях часть модификатора не успевает всплыть и вместе с жидким металлом попадает в полость литейной формы, снижает герметичность и уровень конструкционной прочности отливки. Резко возрастает брак по шлаковым раковинам.

Для снижения негативных факторов технологического процесса модифицирования в заводской практике используют длительную выдержку металла в ковше перед разливкой по формам. При этом сплав перегревают на 100...180 °С выше технологически необходимой температуры разливки, что приводит к повышенным энерго- и трудозатратам, способствует значительному насыщению металла газами.

Целью настоящей работы является разработка энергоэффективного технологического процесса повышения качества алюминиевых отливок путем совмещения модифицирования жидкого металла в разливочном ковше с процессом фильтрационного рафинирования фильтрами из стеклоткани КС 11-ЛА.

Материалы и методика эксперимента

В качестве материала для исследований были выбраны широко распространенные в промышленности литейные алюмокремниевые сплавы АК9ч и (АЛ4) и АК7ч (АЛ9), производимые в соответствии с требованиями ГОСТ 1583–93 «Сплавы алюминиевые литейные». Сплавы АК9ч и АК7ч обладают хорошими литейно-технологическими свойствами, но весьма склонны к образованию газовой пористости. Из этих сплавов получают ответственные, конструкционно-сложные, тонкостенные детали, работающие при температурах не выше 200 °С.

В качестве модификатора использовалась модифицирующе-рафинирующая смесь солей следующего состава: 25 % NaF, 12 % KCl, 63 % NaCl. Этот модификатор отвечает составу тройной эвтектики в системе NaF-KCl-NaCl с температурой плавления 606 °C [Альтман, Н. Б. Плавка и литье сплавов цветных металлов / М. Б. Альтман, А. А. Лебедев, Н. В. Чухров. – М.: Металлургиздат, 1963. – 524 с.].

Модификатор перед употреблением тщательно перемалывался и перемешивался, помещался в электрошкаф и медленно нагревался до температуры 570...590 °С. Раскаленный модификатор равномерно высыпают на струю сливаемого в ковш жидкого металла с температурой 730–740 °С. Расход модификатора 1,5...2,0 % к весу жидкого металла.

После слива металла его выдерживали под слоем модифицирующего флюса 3...5 минут. Модификатор снимали с поверхности расплава и металл разливали по формам.

В качестве фильтров для жидкого металла использовались блоки из двух слоев стеклоткани марки КС 11-ЛА с ячейкой 1,7×1,7 мм с промежуточным слоем между ними из стеклоткани с ячейкой 20×20 мм. Для придания жесткости блоку стеклоткань пропитывалась жидким стеклом и просушивалась при температуре 220...240 °С (рис. 1).



Рис. 1. Фильтрующий блок из стеклоткани КС 11- ЛА

Использование фильтрующих блоков позволяет эффективно рафинировать расплав от шлаковых и неметаллических включений, не ухудшая процесс заполнения формы жидким металлом.

Образцы металла для металлографических исследований и механических испытаний вырезались из отливок «крышка шестеренчатого насоса», и залитых в песчано-глинистую форму. Схема вырезки образцов представлена на рис. 2. Исследовались отливки, залитые модифицированным металлом и металлом без модифицирующе-рафинирующей обработки.



Рис. 2. Схема вырезки образцов металла из отливки «крышка шестеренчатого насоса»

Металлографические исследования проводились на микроскопе «Neophot-21» при увеличениях ×100 и ×200. Определялось влияние модифицирования и рафинирования на дисперсность α-Si-эвтектики. Также определялся балл газовой пористости модифицированного и немодифицированного металла по методике, приведенной в ГОСТ 1583–93.

Испытания механических свойств проводились на коротких разрывных образцах. Образцы \emptyset 6 мм и длиной $l_0 = 30$ мм изготавливались в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 «Методы испытания на растяжение».

Результаты металлографических исследований и механических испытаний металла, полученного по действующей и экспериментальной технологиям, сравнивались между собой и служили критерием качества технологии комплексного модифицирования и фильтрационного рафинирования литейных алюминиевых сплавов.

Результаты и их обсуждение

Исследование газовой пористости металла отливок из сплава АК9ч и АК7ч в исходном состоянии свидетельствует о значительном насыщении металла газами. В соответствии с ГОСТ 1583–93 металл, отобранный до модифицирования и фильтрационного рафинирования, может быть отнесен к четвертому или даже пятому баллу «Шкалы пористости алюминиевых сплавов (рис. 3, a). После совмещенного процесса модифицирования и фильтрационного рафинирования газовая пористость в образцах отсутствует или соответствует первому баллу (рис. 3, δ). Отливки, залитые модифицированным и фильтрованным металлом, успешно выдержали гидроиспытания при 80 атм.

Исследование микроструктуры сплавов алюминия до модифицирования и рафинирования характеризуется крупнозернистым строением эвтектики α-Si, неоднородным ее распределением по объему металла. Отдельные включения эвтектики α-Si имеют игольчатое строение, что приводит к снижению механических свойств металла и эксплуатационных свойств отливок (рис. 4, а). Модифицирование тройными солями приводит к заметному улучшению α-Si эвтектики и ее равномерному распределению по объему металла. В модифицированном металле отсутствуют включения эвтектики игольчатой формы (рис. 4, б).



Рис. 3. Газовая пористость образцов сплавов АК9ч и АК7ч: I – сплав АК9ч; II – сплав АК7ч; *a* – исходное состояние; б – после модифицирования и фильтрационного рафинирования



Рис. 4. Микроструктура сплавов АК9ч и АК7ч (×100): I – сплав АК9ч; II – сплав АК7ч; *a* – исходное состояние; *б* – после модифицирования и фильтрационного рафинирования

Испытание механических свойств подтвердили данные металлографических исследований о положительном влиянии процесса комплексного модифицирования и фильтрационного рафинирования на свойства литейных алюминиевых сплавов. Наиболее заметно повысились пластические свойства сплавов – на 25– 30 %. Прочностные характеристики металла возросли всего на 5–8 % (см. таблицу).

		Механические свойства *			
Марка сплава	Состояние сплава	Временное сопротивление разрыву, МПа	Относительное удлинение, %	Твердость, НВ	
٨٢٥ш	Исходное	165	1,9	54	
АКУЧ	После модифицирования	176	2,5	52	
٨.٧.٦	Исходное	172	1,8	58	
АК/Ч	После модифицирования	180	2,4	56	

Механические свойства литых алюминиевых сплавов

*Примечание. В таблице приведены значения результатов испытаний девяти плавок сплава АК9ч и семи плавок АК7ч.

В изломах образцов из немодифицированного и нерафинированного металла визуальным осмотром выявляются отдельные неметаллические включения, которые наряду с крупнозернистой структурой α-Si эвтектики приводят к снижению механических свойств. Металл отливок после комплексной обработки модифицирующим флюсом и фильтрационного рафинирования полностью соответствовал требованиям ГОСТ 1583–93 по уровню механических свойств.

Анализ брака отливок «Корпус шестеренчатого насоса» и «Крышка шестеренчатого насоса» после внедрения совмещенного процесса модифицирования и фильтрационного рафинирования показал снижение брака заготовок на 0,6 % по причине «шлаковая раковина».

Выводы

 Совмещенный процесс модифицирования и фильтрационного рафинирования литейных алюминиевых сплавов легко осуществляется в производственных условиях, обеспечивая снижение энерго- и трудозатрат.

 Комплексная обработка сплавов Ак9ч и АК7ч модифицирующим флюсом с последующим рафинированием повышает их пластические свойства на 25...30 %.

УДК 621.742.4

Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, В. А. Закутаев, Ю. М. Ковязина, А. А. Маликов ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ДОБАВОК НА ПРИЛИПАЕМОСТЬ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ К МОДЕЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКЕ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:mitlp@vstu.ru

В работе исследованы составы формовочных песчано-глинистых смесей (ПГС), в которые в качестве технологических добавок вводили фильтро-прессовый осадок, получаемый при очистке растительного горчичного (ФПОг) и рыжикового масел (ФПОр), кубовый остаток (КО), мазут. Приведены результаты экспериментальных исследований: предела адгезионной прочности контактной пары формовочная смесь-стальная модельно-технологическая оснастка; предела прочности смеси на сжатие во влажном состоянии. Данные показали, что при введении от 2 до 3 мас.% ФПО предел адгезионной прочности снижается до 0,0028 МПа, а также происходит улучшение физико-механических и технологических свойств смеси.

Ключевые слова: формовочная смесь, технологические добавки, разделительные покрытия, адгезия, модельно-технологическая оснастка.

The work investigates the compositions of molding sand - clay mixtures (SCM), in which as a technological additives provided filter-press sediment (FPS), obtained during the cleaning of vegetable mustard and saffron oils, cubic residue (CR), fuel oil. Results of experimental study of the limit of adhesion strength of a contact pair forming a mixture of steel-model-technological equipment, the tensile strength mix on compression in the wet condition. Data showed that the introduction of from 2 to 3 wt.%. The FPS tensile adhesion strength is reduced to 0,0028 MPa, as well as the improvement of physico-mechanical and technological properties of the mixture.

Keywords: molding mixture, processing aids, separation of the coating, adhesion, modeling-technical snap.

Известно, что при получении разовой песчаной формы возникают проблемы с прилипаемостью формовочной смеси к модельнотехнологической оснастке. При изготовлении песчаной формы между материалом оснастки и компонентами формовочных смесей происходит адгезионное взаимодействие. В результате возникает прилипаемость, обусловленная силами связи между поверхностями оснастки и формы, которые превышают прочность влажной формовочной смеси. При этом происходит отрыв зерен и частиц компонентов смеси, разрыхление и разрушение поверхностного слоя песчаной формы [1].

На характер взаимодействия влияют физико-механические и технологические свойства контактирующих материалов. Признаком высокого качества модельной оснастки является ее минимальное взаимодействие с компонентами формовочных смесей, так как оно всегда в той или иной степени отражается на качестве литейной формы [2, 3]. Прилипаемость смеси является крайне нежелательным явлением, так как при этом ухудшается качество поверхности форм и стержней и снижается производительность труда из-за необходимости дополнительных операций по предупреждению прилипания (припыливание, смазывание разделительным покрытием и т. п.) или исправления дефектных мест форм и стержней [4, 5].

Прочность формовочной песчано-глинистой смеси зависит от адгезии глинистой пленки к поверхности кварцевых частиц и когезионной прочности самой пленки. При уплотнении глинистые оболочки деформируются, образуя контактные связи-манжеты между зернами. Прилипаемость формовочной песчано-глинистой смеси зависит от способа уплотнения, количества связующего, чистоты поверхности оснастки и формы зерен огнеупорного наполнителя, а также от применяемых добавок. Адгезию формовочных смесей можно снизить за счет применения специальных технологических добавок: если необходимо получить высокую прочность и при этом низкую прилипаемость, необходимо вводить порошкообразные дисперсные органо-минеральные добавки с алюмосиликатной минеральной природой, которые в составе добавки дополнительно связывает воду, и дисперсная часть, увеличивающая площадь контакта манжеты между песчинками. Вытесняемая органическая часть приводит к снижению адгезии к стальной оснастке и увеличивает текучесть смеси. Введение органических добавок в формовочные ПГС также приводит к снижению прилипаемости за счет расположения вытесненной неполярной части добавки на поверхности контакта смеси с оснасткой. Однако применение органических добавок приводит к снижению прочности формовочной смеси, то есть необходимо подбирать добавки, наименее снижающие прочность [6, 7, 8].

В литейном производстве наиболее распространены песчано-глинистые формовочные смеси и стальная модельно-технологическая оснастка, таким образом, целью работы являлась разработка составов песчано-глинистых смесей (ПГС), которые снижают предел адгезионной прочности к модельно-технологической оснастке и положительно влияют на качество литейной формы.

Техническая новизна работы заключается в расширении ассортимента дешевых технологических добавок в ПГС на основе фильтропрессового осадка (ФПО), получаемого при очистке растительного горчичного и рыжикового масел.

Практическая значимость состоит в снижении предела адгезионной прочности, повышении качества отпечатка разовой литейной формы и утилизации отхода производства горчичного и рыжикового масел.

Важное значение для получения качественной литейной формы имеет величина взаимодействия, протекающего в контактной паре формовочная смесь-модель, мера которого оценивается на универсальной разрывной машине LRuTS с использованием специальной оснастки. При этом исследуется прилипаемость уплотненной формовочной смеси к вертикальной стенке модели [9].

Для исследования прилипаемости формовочной смеси к модельно-технологической оснастке использовалась методика определения адгезионной прочности формовочной смеси с материалом модели, которая заключалась в определении усилий, необходимых для извлечения образца из исследуемой формовочной смеси из стального цилиндра D = 50 мм, полученное усилие делили на площадь контакта и определяли предел адгезионной прочности, что являлось мерой прилипаемости.

С помощью установки LRuTS (рис. 1) производится перемещение траверсы нагружения с закрепленным на ней пуансоном до соприкосновения с поверхностью образца, находящегося в испытательной гильзе. Далее производится испытание, при котором траверса нагружения медленно воздействует на образец с помощью пуансона, а индуктивный датчик растяжения воспринимает усилие, предаваемое ему траверсой противодавления и штоков.



Рис. 1. Разрывная машина LRuTS с экспериментальной оснасткой

Этот процесс моделирует взаимодействие формовочной смеси с вертикальной стенкой модельной оснастки. Для исследования прилипаемости песчаноглинистой формовочной смеси к поверхности модельно-технологической оснастки были взяты составы формовочных смесей, содержащие мас. %: 5,3–6 воды, 6–10 бентонитовой глины П1Т2 (ГОСТ 28177–96), 86–94 кварцевого песка $3K_2O_2O3$ (ГОСТ 2138–93): без добавок, с новыми добавками, в качестве которых использовали ФПО горчичного и рыжикового масла, которые обладают рядом положительных свойств. Технологические добавки брались до 3 % в составах смесей.

С введением в песчано-глинистые смеси фильтро-прессового осадка горчичного масла предел прочности на сжатие во влажном состоянии снижается с 0,092 до 0,045 МПа (рис. 2), а с увеличением содержания ФПО в составе смесей до 3 % происходит снижение предела адгезионной прочности к стальной модельно-технологической оснастке с 0,0061 до 0,0036 МПа (рис. 3) по сравнению со смесью без добавок. Это объясняется тем, что в составе ФПО горчичного масла содержится масляная основа, что приводит к лучшему распределению связующего в составе смесей и снижению прилипаемости.



Рис. 2. Зависимость предела адгезионной прочности от количества вводимой добавки (ФПО горчичного масла)



Рис. 3. Зависимость предела прочности на сжатие во влажном состоянии от количества вводимой добавки (ФПО горчичного масла)

С введением в ПГС ФПО рыжикового масла предел прочности на сжатие во влажном состоянии снижается с 0,048 до 0,045 МПа (рис. 4), а предел адгезионной прочности к стальной модельно-технологической оснастке с 0,0033 до 0,0028 МПа (рис. 5), по сравнению со смесью без добавок.



Рис. 4. Зависимость предела прочности на сжатие во влажном состоянии от количества вводимой добавки (ΦΠО рыжикового масла)





Далее приведен общий график, где показано влияние исследуемых добавок на предел адгезионной прочности формовочных смесей. Из рис. 6 видно, что ФПО рыжикового масла лучше снижает предел адгезионной прочности по сравнению с ФПО горчичного масла, при введении в смесь общеизвестных добавок, таких как мазут, КО и кек (твердый отход, получаемый при производстве присадки ДФ-11) [10], наблюдается заметное снижение предела адгезионной прочности. При введении мазута (1 мас. %) происходит снижение с 0,0061 до 0,0026 МПа, при применении в составе смесей КО (от 1 до 2 мас. %) происходит снижение предела адгезионной прочности с 0,0061 до 0,0019 МПа. Однако КО и мазут снижают предел прочности на сжатие во влажном состоянии, что отрицательно влияет на качество отпечатка литейной формы.

Также проводили исследования по определению влияния шероховатости поверхности к стальной модельно-технологической оснастке формовочной смеси без добавки и с содержанием 3 % ФПО (рис. 7). Результаты исследований показывают, что с увеличением шероховатости поверхности (с Ra 1,6 до 9 мкм) предел адгезионной прочности при контакте смеси с добавкой 3 % ФПО увеличивается на 43 %. При контакте смеси без добавок увеличивается на 50 %. При использовании смеси 3 % ФПО происходит заметное снижение предела адгезионной прочности контакта, так на стальных гильзах Ra 1,6 мкм на 33,4 %, Ra 2,5мкм на 41 %, Ra 6,3мкм на 39 %, Ra 9мкм на 41 %.



Рис. 6. Зависимость предела адгезионной прочности от количества вводимой добавки





Рис. 7. Зависимость предела адгезионной прочности от шероховатости поверхности стальной модельно-технологической оснастки

В заключение можно сделать следующие выводы:

 при введении в песчано-глинистые смеси
 % ФПОг предел адгезионной прочности к модельно-технологической оснастке снижается с 0,0061 МПа до 0,0036 МПа, при применении
 % ФПОр происходит снижение с 0,0061 МПа до 0, 0028 МПа, при этом снижаются прочностные показатели смеси, удовлетворяющие требованиям 0,045 МПа, что оказывает влияние на снижение прилипаемости смеси и положительно влияет на качество литейной формы;

 чем меньше шероховатость поверхности стальной модельно-технологической оснастки, тем меньше предел адгезионной прочности. Наиболее эффективно применение стальной модельно-технологической оснастки с шероховатостью поверхности Ra 1,6 мкм;

3) использование ФПО (отходов производств экстракционного масла) в составах смесей позволит снизить стоимость ПГС (1 т связующего КО, используемого в настоящее время в литейных цехах, составляет 4700 руб., мазута – 13500 руб., а 1 т ФПО – 1500 руб.);

4) таким образом, введение в состав песчано-глинистых смесей 2–3 % ФПО при одновременном снижении предела адгезионной прочности удовлетворяют и прочностным показателям.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Закутаев, В. А. Взаимодействие формовочных смесей с модельно-технологической оснасткой / В. А. Закутаев, Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова // Литейщик России. – 2009. – № 6. – С. 44–46.

2. Гуляев, Б. Б. Взаимодействие между модельной оснасткой и формовочной смесью / Б. Б. Гуляев, Ю. П. Кондратьев // Технологические свойства формовочных смесей. Труды 12-го совещания по теории литейных процессов. – М.: Наука, 1968. – 320 с.

 Закутаев, В. А. Исследование влияния состава формовочных песчано-глинистых смесей на прилипаемость к модельно-технологической оснастке и способы ее снижения / В. А. Закутаев, Н. А. Осипова // Материалы XI региональной конференции молодых исследователей Волгоградской области. – Волгоград: ВолгГТУ, 2006. – С. 162–163.

4. Валисовский, И. В. Технологические испытания формовочных материалов / И. В. Валисовский, Я. И. Медведев. – М.: Машгиз, 1963. – 213 с.

5. Зимон, А. Д. Коллоидная химия / А. Д. Зимон. – М.: АГАР, 2003. – 320 с.

6. Закутаев, В. А. Использование ресурсосберегающих материалов в составах песчано-глинистых смесей / В. А. Закутаев, Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова // Инновационные технологии в обучении и производстве: материалы V всероссийской конференции, Камышин, 4–6 декабря 2008. В 3 т. Т. 2 / КТИ (филиал) ВолгГТУ [и др.]. – Камышин, 2008. – С. 34–36. 7. Закутаев, В. А. Повышение предела прочности, текучести и снижение прилипаемости песчано-глинистых смесей с помощью органоминеральной добавки / В. А. Закутаев, Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова // Машиностроение: тезисы докл. VI Международной молодежной научнотехнической конференции «Будущее технической науки». – Нижний Новгород: НГТУ, 2009. – С. 118–119.

 Закутаев, В. А. Ресурсосберегающая добавка для песчано-глинистых смесей / В. А. Закутаев, Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова // Материалы XII региональной конференции молодых исследователей Волгоградской области. – Волгоград: ВолгГТУ, 2007. – С. 147–148.

9. Кидалов, Н. А. Комплексная методика оценки адгезионного взаимодействия компонентов формовочных песчано-глинистых смесей с поверхностью материала модельно-технологической оснастки / Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, В. А. Закутаев, Ю. М. Ковязина // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева. – 2008. – № 1 (86). – С. 210–215.

10. Облицовочная смесь для литейных форм: пат. № 2397839 Российская Федерация, МПК С1 В22С 1/02 / Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, В. А. Закутаев; заявитель и патентообладатель Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Волгоградский государственный технический университет». – № 2009101697/02; заявл. 20.01.2009; опубл. 27.08.2010, Бюл. № 24.

УДК. 621.785.533

С. А. Пегишева, К. Д. Релмасира

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАСЫЩЕНИЯ УГЛЕРОДОМ И АЗОТОМ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ С ФАЗОВОЙ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ НА СТРУКТУРУ И ПРОФИЛЬ КОНЦЕНТРАЦИЙ В МЕТАЛЛЕ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

Предложена новая технология совместного насыщения углеродом и азотом для тяжелонагруженных шестерен с использованием схемы цементации при 930 °С. Исследование проведено на разных стадиях процесса (цементация при 930 °С, подстуживание и повторный нагрев под закалку). Получено, что профиль концентрации углерода при высокотемпературной нитроцементации глубже, что позволило сократить время насыщения и повысить производительность на 20 %.

Ключевые слова: нитроцементация, цементация, азот, углерод, профиль концентраций.

The new technology of co-saturation of carbon and nitrogen requirements in return for a deep layer of gears for heavy load at high-temperature carbonitriding 930 °C. Research conducting at various stages (cementation at 930 °C, cooling down to 500 °C and zone reheat). We obtain that the concentration profile of carbonitriding deeper, reduction the saturation time and increase productivity by 20 %.

Keywords : carbonitriding, cementation, nitrogen, carbon, concentration profile.

Известно, что азот повышает прочностные характеристики упрочненного слоя [1–3], а также насыщение углеродом в присутствии азота ускоряется. Однако технические решения по созданию нового, порой малопроизводительного, оборудования дороги. В основном изучено влияние совместного насыщения при изотермическом режиме. Использование неравновесных условий при подстуживании в обычной схеме цементации для формирования структуры и концентрационного профиля углерода и азота в металле является актуальной задачей исследования. Исследование проводилось на стали 20ХНР, упрочненной по разным режимам.

В результате проведенных исследований установлено, что при совместном насыщении углеродом и азотом в изотермических условиях высокотемпературной нитроцементации при 930 °С в металле получаются более глубокие концентрационные профили углерода в металле по сравнению с процессом цементации (рис. 1). При цементации с добавлением аммиака эффективная толщина слоя составляет 1,5 мм (замерена до концентрации углерода 0,4 %) по сравнению с серийной цементацией (1,3 мм), то есть увеличилась в 1,2 раза (рис.1). Однако получить концентрацию азота в поверхностном слое выше 0,1 % на этой стадии не удалось вследствие высокой степени диссоциации аммиака при температуре 930 °С.



Рис. 1. Распределение концентрации углерода в стали 20ХНР при цементации (*a*) и цементации с добавлением аммиака (δ)

При математическом моделировании процесса высокотемпературной нитроцементации (при 930 °C) в граничных условиях I рода получено, что рассчитанные концентрационные профили углерода по сравнению с реально полученными профилями в металле не совпадают. Применив методы оптимизации коэффициента диффузии углерода в присутствии азота, получили совпадение данных профилей концентрации (рис. 2), для этого был повышен коэффициент диффузии углерода при тех же граничных условиях (см. таблицу). Таким образом, математическое моделирование показало, что массоперенос углерода в присутствии азота в металле (то есть коэффициент диффузии углерода) ускоряется.

Сравнение коэффициента диффузии углерода при цементации с добавлением аммиака при моделировании с оптимизацией

Температура,	Коэффициент диффузии углерода, м ² /с			
°C	До оптимизации	После оптимизации		
930	1,002.10 ⁻¹²	2,441.10-11		



Рис. 2. Распределение концентрации углерода при цементации с добавлением аммиака при оптимизации коэффициента диффузии углерода в стали 20XHP

Для увеличения содержания в слое азота, повышающего прочность изделий, был использован неравновесный процесс фазовой перекристаллизации, позволяющий получить высокие концентрации азота (до 8 %) на небольшой глубине. При этом была получена на стадии подстуживания ниже Ar₁ до температуры 500 °C максимальная толщина никатрированного слоя, состоящего из высокоазотистой ε-фазы толщиной 24 мкм, подслоя – до 36 мкм, диффузионной зоны – до 0,4 мм (рис. 3).



Рис. 3. Микроструктура упрочненного слоя образцов из стали 20ХНР (×400)

є-фаза при повторном нагреве под закалку до 850 °С является поставщиком азота в металл с продвижением его при диффузионной выдержке при нагреве под закалку в более глубокие слои. Поэтому на этой стадии процесса с насыщением азотом с таким же расходом аммиака, как и на стадии подстуживания (режим 3), в металле был получен крутопадающий профиль азота (рис. 4), что отразилось на формировании структурных зон слоя (рис. 4): с поверхности – белая, нетравящаяся полоса толщиной 0,16 мм, далее 20 мкм – зона повышенной травимости с повышенным содержанием углерода и хрома, затем – зона более светлая, протравленная на аустенитное зерно. Такая структура при эксплуатации шестерен недопустима, так как приведет к скалыванию упрочненного слоя.



Рис. 4. Образец из стали 20ХНР после глубокого травления (режим 3) с четко выраженной границей между «белой» зоной и протравленной структурой аустенитных зерен (×400)

В режиме 3 вследствие низкого азотного потенциала при нагреве и диффузионной выдержке при повторном нагреве под закалку поток атомов азота из є-фазы в большей степени направлен в атмосферу печи. В режиме 4 с повышенным азотным потенциалом на стадии диффузионной выдержки при 850 °C поток атомов азота в большей степени развернут в металл. Таким образом, диффузия атомов азота в металл в режиме 4 будет способствовать большей диффузии атомов углерода вглубь металла, при этом в структуре слоя после глубокого травления отсутствует слоистое строение (рис. 5, a). Микроструктура представляет собой мелкоигольчатый мартенсит с большим количеством нитридов хрома и равномерно распределенным остаточным аустенитом (рис. 5, б). Концентрационный профиль углерода при этом имеет более высокое содержание углерода с плавным, без перегибов распределением по толщине слоя (рис. 6).





Рис. 5. Микроструктура упрочненного слоя на рабочей поверхности шестерен из стали 20ХНР, упрочненной по режиму 4 (×400): *а* – после глубокого травления; *б* – после травления в 4 %-ном растворе HNO₃



Рис. 6. Распределение концентрации углерода и азота по режимам 3 и 4

Ускорение диффузии углерода в присутствии большего содержания азота по режиму 4 позволило получить профиль концентрации углерода за 15 час. По сравнению с режимом 3 (19 час), что позволило повысить производительность процесса на 20 %.

Таким образом, при высокотемпературной нитроцементации с насыщением азотом было установлено, что:

 на стадии цементации азот повышает коэффициент диффузии углерода;

 – получается более глубокой профиль концентрации углерода в металле, что повышает производительность на 20 %;

 чтобы получить более глубокие концентрационные профили азота в металле, насыщающий газ – аммиак подают не только на стадии цементации, но и на неравновесной стадии подстуживания и на стадии изотермической выдержки при нагреве под закалку с повышающимся азотным потенциалом для улучшения эксплуатационных характеристик тяжелонагруженных шестерен.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.

2. *Прженосил, Б.* Нитроцементация / Б. Прженосил. – М.: Машиностроение, 1969. – 213 с.

3. Шапочкин, В. И. Влияние содержания азота на структуру и свойства нитроцементованной стали / В. И. Шапочкин, Л. М. Семенова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – №. 9. – С. 12–18.

УДК 621.746

Н. А. Зюбан, А. Н. Галкин, И. Н. Ильин, Д. В. Руцкий ВЛИЯНИЕ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИБЫЛЬНОЙ ЧАСТИ СЛИТКА СТАЛИ 38ХН3МФА НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА И ЛИКВАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ^{*}

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

В работе приводятся результаты исследования кристаллизации слитков спокойной стали, особенности строения и ликвационных явлений в промышленных слитках, отлитых в изложницу с захоложенной верхней частью, а также металлографический анализ такого слитка с целью выявления ликвационных неоднородностей.

Ключевые слова: слиток, ликвация, слитки с захоложеной верхней частью, ликвация углерода.

This work includes the results of research of crystallization of killed steel ingots, features of structure and liquation events in foundry ingots, which cast to the mold with cooling of top and metallographic analysis of this ingot for detection of liquation inhomogeneity.

Keywords: ingot, liquation, ingots with top cooling, carbon liquation.

^{*} Работа выполнена в рамках проекта МК – 4034.2012.8 «Разработка оптимальной конфигурации и технологии отливки кузнечных слитков в вакууме с контролируемым развитием дефектных зон литого металла с целью повышения качества и надежности крупногабаритных изделий энергетического машиностроения».

В процессе затвердевания и охлаждения слитка протекают процессы ликвации. Сущность ликвации состоит в свойстве сплавов распадаться при переходе из жидкого в твердое состояние на составные части или отдельные соединения, которые имеют различные точки плавления. Эти процессы проявляются в слитке в случае ликвации. При застывании жидкого металла выделяются и затвердевают первыми самые тугоплавкие тела, затем менее тугоплавкие и, наконец, самые легкоплавкие. Однако выделяемые при этом тела представляют чаще всего не вполне чистые металлы.

При фазовых превращениях в твердом состоянии, когда происходит изменение типа и параметров кристаллической решетки, наблюдаются скачкообразные изменения размеров тела, проявляющиеся либо в сжатии, либо в расширении определенных объемов.

Закономерности процесса кристаллизации обусловливают неизбежность возникновения дефектов ликвационного происхождения, которые возрастают с увеличением массы затвердевающего металла. Следствием этих процессов является неоднородный химический состав в различных частях слитка. Эта неоднородность замечается даже на глаз в виде выделившихся листочков графита или же в виде более или менее светлых пятен, состав которых отличается от окружающей массы. При медленно застывающих отливках в центральных частях содержание графита и кремния повышается, между тем общее содержание углерода понижается.

Известно, что в подприбыльной области слитка образуется область повышенного содержания углерода, которая резко отличается по содержанию примесей от остального тела слитка. Эффективная работа прибыли слитка – важнейшее условие для получения качественных заготовок [1]. Но необходимо заметить, что следствием расположения слишком горячего металла в верхней части слитка (прибыли) может являться развитие сильной химической неоднородности по высоте и в частности углерода. Это в свою очередь может проводить к образованию различного рода дефектов при деформационной обработке заготовок (рванины, трещины и т. п.).

В одной из первых работ по кристаллизации слитка приводятся данные исследования по распределению углерода по высоте слитка [2]. Видно, что в подприбыльной и прибыльной частях слитка концентрация углерода существенно повышается, что отрицательно сказывается на свойствах готовых изделий (рис. 1).



Рис. 1. Распределение углерода по высоте слитка

Так как полностью устранить ликвацию углерода нельзя, то, изменяя условия кристаллизации с помощью геометрических параметров слитка, таких как отношение длины тела слитка к среднему диаметру (*H*/*D*) и конусность, объем прибыльной части слитка, скорость охлаждения прибыли, можно получать металл заданного качества [3].

Целью данной работы является исследование качества слитков, полученных с применением охлаждения прибыльной части для регулирования образующейся химической неоднородности в слитке.



Рис. 2. Распределение углерода по высоте слитка массой 1,53 т стали 38XH3MФА с захоложенной верхней частью

Для оценки концентрации углерода по высоте и сечению слитка было проведено исследование на продольно-осевом темплете слитка массой 1,53 т стали марки 38ХНМ3ФА с захоложенной верхней частью.

Результаты такого исследования приведены на рис. 2. Видно, что в опытном слитке с захоложенной верхней частью распределение углерода является более равномерным. Для анализа качества металла из слитков с охлажденной прибылью проводили оценку загрязненности слитка стали 38ХНЗМФА массой 1,53 т оксидами, сульфидами и оксисульфидами. Изучение микроструктуры и выявление наличия оксидов, сульфидов и оксисульфидов производили под микроскопом на нетравленых шлифах с увеличением ×300.



Рис. 3. Распределение неметаллических включений по количеству и размерам в объеме слитка массой 1,53 т с захоложенной верхней частью. Точки исследования (*a*), распределение оксидов (I), сульфидов (II) и оксисульфидов (III) на различных горизонтах по размерам (*б*) и по количеству (*в*)

Шлиф расчерчивали параллельными линиями в произвольном направлении таким образом, чтобы выбранная длина для подсчета была не менее 3 см и охватывала и периферийные и центральные зоны литых проб. Шлиф передвигали с помощью микрометрических винтов предметного столика микроскопа в одном направлении вдоль отмеченных линий, замеряли максимальные размеры оксидов, сульфидов и оксисульфидов, попадающих в перекрестие нитей окуляра, и фиксировали их, а также определяли размер каждого оксида, сульфида и оксисульфида и общее количество. Результаты исследования представлены на рис. 3.

Из графиков исследования верхней части слитка видно, что размер оксидов (I) уменьшается к центру слитка, а также снижается количество самих оксидов. Такая же тенденция в средней и нижней частях слитка.

Одновременно в тех же точках производились исследования на наличие сульфидов (II) и оксисульфидов (II), из графиков видно, что размер и количество сульфидов растет к центру слитка. Это вызвано тем, что металл с максимальной температурой расположен в осевой зоне, а не в прибыльной его части. Следовательно, такие легкоплавкие включения как сульфиды и оксисульфиды, застывающие в последнюю очередь, будут располагаться ближе к тепловому центру слитка. Такое же расположение мы видим и на графиках расположения оксульфидов. Однако их количество в разы меньше, чем сульфидов.

Применение захоложенной прибыльной части слитка способствует более равномерному распределению углерода, сульфидов и оксидов по высоте отливаемого слитка, что обеспечивает стабильное качество металла. Так как применение охлаждения прибыльной надставки может привести к некоторому увеличению усадочных дефектов в осевой зоне, то на основании полученных в работе данных можно рекомендовать применение слитков такого типа для производства труб.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дуб, В. С. Факторы управления процессами затвердевания сплавов / В. С. Дуб, А. В. Дуб // Электрометаллургия. – 2006. – № 11. – С. 18–22.

2. «Горный Журнал». – 1894. – № 12.

3. Зюбан, Н. А. Развитие технологии получения крупных стальных слитков и проблемы качества металла / Н. А. Зюбан, С. И. Жульев // Металлург. – 2009. – № 6. – С. 48–50.

УДК 621.785.1.001.575

О. Б. Крючков, Е. А. Копасов, А. В. Ковылин РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ФИЗИЧЕСКОМ МОДЕЛИРОВАНИИ НАГРЕВА МЕТАЛЛА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:olegk@vstu.ru

В настоящей статье приведены результаты расчета линейного, температурного и временного масштабов при физическом моделировании нагрева металла с использованием в качестве моделей различных строительных материалов. На основании экспериментальных нагревов модели приведены пересчеты перепадов температуры по сечению реального слитка в различные периоды нагрева.

Ключевые слова: физическое моделирование, модели, нагрев металла под термообработку, электрическая печь, строительные материалы.

This article presents the results of the calculation of the linear, temperature and time scales for physical modeling of heating the metal to use as models of various building materials. Based on the experimental model of heating of the recalculations are changes in temperature over the cross section of the real ingot at different periods of heating.

Keywords: physical modeling, model, heating of the metal by heat treatment, electric oven, building materials.

При нагреве заготовок под термообработку и обработку металлов давлением стремятся получить в конце нагрева минимальный перепад температуры по сечению теплотехнически массивной заготовки при максимальной производительности печи. В начале нагрева, когда металл еще относительно холодный (400–500 °C) и находится в упругом состоянии, перепад температуры по сечению не должен приводить к короблению и нарушению сплошности металла. Ввиду того, что отработка оптимального режима нагрева на реальных заготовках требует больших материальных затрат, в работе применялось физическое моделирование. При физическом моделировании объект изучения образец заменяется моделью, которая по отношению к образцу должна строго соотноситься по виду материала, размерам, времени и температуре нагрева [1]. Выбрав материал модели и рассчитав линейный, временной и температурный масштабы моделирования, можно пересчитать экспериментально полученные параметры модели на соответствующие параметры образца [2].

Исходные данные и методика расчета линейного масштаба моделирования и размеров модели приведены в табл. 1.

Таблица 1

Исходные данные и методика расчета линейного масштаба моделирования и размеров модели

Исходные данные	Методика расчета		
Диаметр печи-образца, <i>D</i> _{п.обр.} Диаметр образца, <i>D</i> _{обр.}	Линейный масштаб по диаметру, $l_d = \frac{D_{n.oбp.}}{d}$	Диаметр модели $d_{\text{мод}} = \frac{D_{\text{обр.}}}{l_d}$	
Диаметр печи-модели, $D_{п. MOD.}$	" D _{п.мод.}	·u	
Высота печи-образца, <i>H</i> _{п.обр.,} Высота образца, <i>H</i> _{обр}	Линейный масштаб по высоте, . И _{п.обр.}	Высота модели, $h_{\text{мод}} = \frac{H_{\text{обр.}}}{H_{\text{обр.}}}$	
Высота печи-модели, Н _{п.мод.}	$l_h = \frac{H_{\rm H}}{H_{\rm II.MOQ.}}$		

Расчет времени нагрева модели $\tau_{MOД}$ получен путем преобразования уравнения $Fo_{OOD} = Fo_{MOQ}$, которое основано на равенстве критериев подобия при нагреве образца и модели

$$\tau_{\text{MOQ.}} = \frac{a_{\text{O}\overline{\text{O}}\text{P}.} \cdot \tau_{\text{O}\overline{\text{O}}\text{P}.} \cdot R_{\text{MOQ.}}^2}{R_{\text{O}\overline{\text{O}}\text{P}.}^2 \cdot a_{\text{MOQ.}}}, \qquad (1)$$

где $Fo_{\text{обр.}}, Fo_{\text{мод.}}$ – критерий Фурье для образца и модели; $a_{\text{обр.}}, a_{\text{мод.}}$ – коэффициент температуропроводности образца и модели, м²/с; $R_{\text{обр.}}, R_{\text{мод.}}$ – радиус образца и модели, м; $\tau_{\text{обр.}}, \tau_{\text{мод.}}$ – время нагрева образца и модели, с.

Расчет температуры нагрева модели основан на преобразовании и решении уравнения: тепловой поток, подведенный к поверхности заготовки излучением и конвекцией, равен тепловому потоку, отведенному вглубь заготовки теплопроводностью

$$\lambda \cdot \frac{\mathrm{d}t}{\mathrm{d}x} = (\alpha_{\mathrm{M3JL}} + \alpha_{\mathrm{K}}) \cdot (t_{\mathrm{C}} - t), \qquad (2)$$

где λ – коэффициент теплопроводности образца, Вт/(м·К); *t* – температура образца °С; *x* – расстояние в заготовке, м; $\alpha_{изл.}$ – коэффициент теплоотдачи излучением, Вт/(м²·К); $\alpha_{K.}$ – коэффициент теплоотдачи конвекцией, Вт/(м²·К); *t*_c – температура среды, °С. После подстановки параметров образца и модели, а также коэффициентов теплоотдачи конвекцией в уравнение (2) получается уравнение, в котором неизвестной величиной будет температура среды модели $t_{c.к.мод}$

$$\frac{\lambda_{\text{ofp.}} / \lambda_{\text{MOД.}}}{R_{\text{ofp.}} / R_{\text{MOД.}}} = \frac{c_{\text{Пр.обр.}}}{c_{\text{пр.мОД.}}} \cdot \frac{t_{\text{с.к.обр.}}^3}{t_{\text{с.к.мОД.}}^3} + \frac{Nu_{\text{ofp.}} \cdot \lambda_{\text{в.обр.}} \cdot D_{\text{MOД.}}}{Nu_{\text{MOД.}}(t_{\text{с.к.мОД.}}) \cdot \lambda_{\text{в.мОД.}}(t_{\text{с.к.мОД.}}) \cdot D_{\text{ofp.}}}, (3)$$

где $\lambda_{\text{обр.}}, \lambda_{\text{мод.}}$ – коэффициент теплопроводности образца и модели, Вт/(м·К); $c_{\text{пр.обр.}}, c_{\text{пр.мод.}}$ – коэффициент излучения образца и модели, Вт/(м²·К⁴); $t_{\text{с.к.обр.}}, t_{\text{с.к.мод.}}$ – температура среды конечная для образца и модели, °C; $Nu_{\text{обр.}}, Nu_{\text{мод.}}(t_{\text{с.к.мод.}})$ – критерий Нуссельта для образца и модели; $\lambda_{\text{в.обр.}}, \lambda_{\text{в.мод.}}(t_{\text{с.к.мод.}})$ – коэффициент теплопроводности воздуха для образца и модели, Вт/(м·К); $D_{\text{обр.}}, D_{\text{мод.}}$ – диаметр заготовки образца и модели, м.

В качестве материала для модели в рамках данной работы были опробованы материалы, представленные в табл. 2: гипс, раствор (одна часть портландцемента, две части песка и вода) и силикатный кирпич.

Таблица 2

Материал образца	Темпе- ратура, °С	Теплопровод- ность λ _{обр} при 650 °C, Вт/(м·К)	Температуро- проводность <i>а</i> _{обр} ·10 ⁶ при 650 °С, м ² /с	Материал модели	Теплопроводность λ _{мод} , Вт/(м·К) (влажность 0 /18 %)	Температу- ропроводность $a_{\text{мод}} \cdot 10^6$, м ² /с
_	20	26,64	6,94	1. Гипс	0,299 / 0,512	0,307 / 0,317
Сталь ШХ15	350	29,05	6,11	2. Раствор	0,77 / 1,789	0,464 / 0,626
	700	28	3,61	3. Кирпич силикатный	0,849 / 0,811	0,476 / 0,715

Материал для образца и модели и их теплофизические характеристики

Из перечисленных материалов предпочтение было отдано силикатному кирпичу ввиду его промышленного получения с применением давления и, следовательно, более стабильных теплофизических свойств. Вместе с тем, из-за сильного влияния влажности на теплопроводность и температуропроводность материала модели необходимо провести уточняющий расчет этих теплофизических характеристик. С этой целью в электрической печи был проведен нагрев двух образцов диаметром 0,038 м и длиной 0,09 м, изготовленных из раствора и силикатного кирпича по режиму, представленному на рис. 1. На каждом образце были закреплены две хромель-алюмелевые термопары: одна в центре, другая – на поверхности.



Рис. 1. Режим нагрева образцов из раствора и силикатного кирпича

Коэффициенты температуропроводности (4) образцов из раствора и силикатного кирпича:

$$a_{\rm cp.c.\kappa.} = 0,45 \cdot 10^{-6} \ m^2 \ / c$$

$$a_{\rm cp.p.} = 0,15 \cdot 10^{-6} \ m^2 \ / c;$$

$$a_{\rm cp} = \frac{R^2}{2 \cdot k_{\oplus} \cdot \Delta \tau_{\rm cp.}} = \frac{R^2}{2 \cdot k_{\oplus} \cdot \frac{1}{t_{\kappa}} \cdot \int_{t_H}^{t_{\kappa}} [(\psi_1(\tau) - \psi_2(\tau)] d\tau]},$$
(4)

где $a_{\rm cp}$ – средний коэффициент температуропроводности образца, м²/с; R –радиальное расстояние между фиксированными точками замера температуры на оси и поверхности образца, м; $k_{\rm db}$ – коэффициент формы цилиндрического об-

разца (принимаем 2); $\Delta \tau_{\rm cp.}$ – среднее время запаздывания температуры на оси образца по сравнению с температурой на его поверхности, с; $\psi_1(\tau)$ – уравнение кривой нагрева поверхности образца с начальной температуры $t_{\rm H}$ до конечной $t_{\rm K}$; $\psi_2(\tau)$ – уравнение кривой нагрева центра образца с начальной температуры $t_{\rm H}$ до конечной $t_{\rm K}$.

Средние коэффициенты температуропроводности образцов из раствора и силикатного кирпича составили:

 $a_{\text{ср.р.}} = 0,15 \cdot 10^{-6} \ \text{m}^2 \ / c;$ $a_{\text{ср.с.к.}} = 0,45 \cdot 10^{-6} \ \text{m}^2 \ / c.$ С помощью прибора ИТП-МГ4 «250» на кафедре «Энергосбережение и теплотехника» в ВолгГАСУ коэффициент теплопроводности раствора, определенного на образце с размерами 250×250×31,8 мм и плотностью 1844,67 кг/м³, составил 0,445 Вт/(м·К). Коэффициент теплопроводности силикатного кирпича ($\lambda_{c. \kappa}$) определяли из выражения (5), он составил 0,802 Вт/(м·К):

$$\lambda_{c.\kappa} = \frac{c_{c.\kappa.} \cdot \rho_{c.\kappa.} \cdot \frac{a_{c.\kappa.}}{a_p} \cdot \lambda_p}{c_p \cdot \rho_p}, \qquad (5)$$

где $c_{c.\kappa.}, c_p$ – теплоемкость силикатного кирпича и раствора, Дж/(кг·К); $\rho_{c.\kappa.}, \rho_p$ – плотность силикатного кирпича и раствора, кг/м³; $\lambda_{c.к.}, \lambda_p$ – теплопроводность силикатного кирпича и раствора, Вт/(м·К);

Для моделирования нагрева слитка из стали ШХ15 в электрическом нагревательном колодце в качестве печи-модели использовалась электрическая камерная печь. Масштабы для модели из силикатного кирпича представлены в табл. 3, режим нагрева модели, по которому производится пересчет температуры для реального образца-слитка, – на рис. 2, а результаты пересчета – в табл. 4.

Таблица 3

Образец		Модель		
Характеристики Расчетные значения		Характеристики	Расчетные значения	
Линейный масштаб по диаметру	$l_d = \frac{D_{_{3,\mathrm{K}}}}{D_{_{\mathrm{np.}}}} = 15,33$	Диаметр, м	$d_{\rm mog} = \frac{d_{\rm obp}}{n_d} = 0,036$	
Линейный масштаб по длине	$n_l = \frac{H_{\scriptscriptstyle 3.K}}{L_{\scriptscriptstyle \Pi}} = 10,15$	Длина, м	$l_{\text{MOQ}} = \frac{l_{\text{obp}}}{n_l} = 0,217$	
Температурный масштаб	$n_t = \frac{t_{\rm obp}}{t_{\rm mog}} = 1,14$	Температура нагрева, °С	$t_{\text{мод}} = 614$	
Временной масштаб	$n_{\tau} = \frac{\tau_{\rm obp}}{\tau_{\rm mog}} = 17,32$	Время нагрева, ч	$\tau_{_{MOQ}}=0,58$	
Теплопроводнсть образца, Вт/(м·К)	29,05	Теплопроводнсть, Вт/(м·К)	0,802	
Температуропроводность образца, м ² /с	6,11.10-6	Температуропроводность, м ² /с	0,45.10-6	

Масштабы, температуры и время для моделирования нагрева

П р и м е ч а н и е . $D_{3,\kappa}$ – диаметр электрического колодца; $D_{np.}$ – приведенный диаметр печи; L_n – длина электрической печи.



Рис. 2. Режим нагрева образца из силикатного кирпича

Таблица 4

Параметр из рис. 2	Значение параметра и расчетные данные			
Время, мин (см. рис. 2)	20	60	70	
Перепад температуры на модели, °С (см. рис. 2)	80	17	11	
Перепад температуры на образце с учетом температурного масштаба, °С	80.1,14 = 91,2	17.1,14 = 19,38	11.1,14 = 12,54	

Данные пересчета с модели на образец

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Металлургические печи / В. А. Кривандин, Б. Л. Марков. – Изд. 2-е, доп. и перераб. – М.: Металлургия, 1977. – 464 с.

2. Золотухин, Н. М. Нагрев и охлаждение металла / Н. М. Золотухин. – М.: Машиностроение, 1973. – 192 с.

3. 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 теплотехнологии: тез. докл. Всес. конф. / В. И. Губинский, Н. И. Ефименко. – Москва, 1983. – С. 102.

5. Мастрюков, В. С. Теория, конструкция и расчеты металлургических печей. Т. 2 / В. С. Мастрюков. – М.: Металлургия, 1986. – 376 с.

6. *Казанцев, Е. И.* Применение ЭВМ для расчета нагрева металла в методических печах / Е. И. Казанцев, С. И. Гинкул, В. В. Антонов, Н. В. Гончаров // Сталь. – 1973. – № 1. – С. 77–79.

УДК 621.746

С. В. Палаткин, Н. А. Зюбан

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ МОДЕЛЬНЫХ СЛИТКОВ, ОТЛИТЫХ С РАЗЛИЧНЫМИ СКОРОСТЯМИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

В работе на холодных моделях различного объема проведен сравнительный анализ влияния скоростей разливки на формирование структуры отливаемых слитков и изменение длины дендритов.

Ключевые слова: скорость разливки, гипосульфит, стальной слиток, длина дендритного кристалла.

In work, on cold models of various volume, the comparative analysis of influence of speeds casting on formation of structure of cast ingots and change length dendrites is lead.

Keywords: speed casting, hyposulphite, a steel ingot, length dendrite a crystal.

В процессе кристаллизации стали одновременно протекает множество различных физикохимических процессов, что обусловливает возникновение в готовом слитке различного вида структурных, химических неоднородностей и дефектов усадочного происхождения.

Регулировать размер и расположение усадочных дефектов в стальных слитках возможно различными способами (например, изменение геометрии прибыли, инокулирование струи металла при разливке, изменение соотношения *H*/*D* [1]). Применение данных способов, как правило, связано с технологическими сложностями и финансовыми затратами.

Существующие работы по изучению влияния скорости разливки на образование различных дефектов в крупных стальных слитках [2– 4] свидетельствуют о существенной роли этого параметра в формировании структуры и свойств отливаемого металла. Основная сложность изучения процесса затвердевания стального слитка состоит в отсутствии возможности непосредственного наблюдения за процессом кристаллизации. Цель данной работы заключалась в изучении влияния скорости разливки на кристаллизацию модельных слитков при разливке модельного расплава с различной скоростью.

Применение кристаллического гипосульфита ($Na_2S_2O_3 \cdot 5H_2O$) в качестве вещества, моделирующего жидкую сталь, было обусловлено тем, что его кристаллизация протекает так же, как и в стали, по дендритному механизму.

В серии экспериментов по заливке модельных слитков расплава гипосульфита объемом 0,5 и 4,5 л регулирование скорости разливки осуществлялось применением разливочных стаканчиков различного диаметра. Использовали стаканчики с диаметром выходного отверстия от 2 до 25 мм. При этом малая скорость разливки соответствовала диаметрам от 2 до 6 мм, средняя от 7 до 14 мм, и большая от 15 до 25 мм. В каждой из серий экспериментов все исследования выполнялись при соблюдении прочих равных условий.

Линейную скорость разливки модельного расплава (*V*_{ср}, м/мин) рассчитывали по формуле:

$$V_{\rm cp} = (GH) / M_{\rm c\pi}, \qquad (1)$$

где G – массовая скорость разливки, кг/мин; H – высота слитка, м; M_{cn} – масса слитка, кг.

Во время наблюдения за процессом кристаллизации за равные промежутки времени (на различных горизонтах – низ, середина и верх) определяли толщину закристаллизовавшегося слоя.

После завершения затвердевания модельные

слитки подвергались сравнительному анализу. Оценивались следующие параметры: степень развитости осевой рыхлоты, размер основных структурных зон, высота конуса осаждения и относительный объем усадочной раковины, последний рассчитывали по формуле:

$$\left(\frac{V_{\rm p}}{V_{\rm cn}}\right) \cdot 100 \%, \tag{2}$$

где $V_{\rm p}$ – приблизительный объем усадочной раковины, см³; $V_{\rm cn}$ – общий объем полученного слитка, см³.

При разливке расплава через воронки различного диаметра через равный промежуток времени производился замер длин кристаллов для нижнего, среднего и верхнего уровня модельного слитка гипосульфита. Результаты замеров представлены на рис. 1.



Рис. 1. Влияние диаметра воронки на толщину закристаллизовавшегося слоя: *a* – низ, *б* – середина; *в* – верх. Объем моделирующего расплава 0,5 л: *X* – диаметр разливочного устройства, мм; *Y* – время после завершения разливки расплава, мин; *Z* – толщина закристаллизовавшегося слоя, мм
Из графиков видно, что максимальное значение скорости роста кристаллов наблюдается при малом диаметре разливочного устройства. Это объясняется значительным охлаждающим воздействием стенки формы на относительно небольшое количество расплава, поступающего из воронок малого диаметра. Но по мере нарастания закристаллизовавшегося слоя теплопроводность снижается, что приводит к снижению скорости роста кристаллов. В верхнем горизонте наблюдается постепенный рост кристаллов, в отличие от среднего и нижнего горизонта обусловленный тепловой работой прибыли.

В результате исследования структуры модельных слитков, полученных при разливке с регулируемой скоростью от 0,45 до 3,22 мм/мин, были идентифицированы их характерные структурные зоны (см. табл. 1).

Данные замеров характерных структурных зон модельных слитков, отлитых с разной скоро	тью
--	-----

	Протяженность						
Наименование структурной зоны		<i>l</i> , мм	в % к высоте, диаметру слитка				
runwenobanne erpykryphon sonsi	линейная скорость разливки, мм/мин						
	0,45	1,29	3,22	0,45	1,29	3,22	
корковая зона	<u>2,2</u> 4,2	<u>2,1</u> 5,0	<u>5,2</u> 9,1	<u>2,5</u> 5	<u>3,0</u> 5,9	<u>4,5</u> 12	
зона столбчатых кристаллов	<u>12,1</u> 78,9	<u>11,2</u> 67,6	$\frac{5,1}{43}$	<u>54</u> 44,2	$\frac{43,7}{32,2}$	<u>25,5</u> 24,6	
зона различно ориентированных кристаллов	<u>8,1</u> 39,5	<u>11,2</u> 66,4	<u>10,1</u> 70	<u>23,5</u> 13,9	<u>37,9</u> 29,2	<u>42</u> 11,3	
конус осаждения	<u>4,0</u> 12	<u>5,1</u> 16	<u>9,2</u> 27	<u>3,5</u> 12	<u>1,3</u> 10,4	<u>5,5</u> 15,2	
усадочная раковина (относительный объем)	$\frac{15}{32}$	$\frac{12,5}{28,3}$	$\frac{19}{41}$	<u>13</u> 12,8	<u>12,3</u> 15,8	<u>16,5</u> 18,4	
зона осевой рыхлоты	$\frac{4}{13}$	<u>2</u> 17	<u>5</u> 25	<u>3,5</u> 12	<u>1,9</u> 6,5	<u>4,3</u> 18,5	

П р и м е ч а н и е : протяженность структурных зон находилась как среднее по проведенным плавкам; в числителе указаны значения для слитка объемом 0,5 л, а в знаменателе для объема 4,5 л.

Протяженность корковой зоны с увеличением скорости линейной разливки увеличивается в 1,2–1,3 раза, при этом отношение этой зоны к диаметру слитка также увеличивается в 2,4 раза. Ее ширина по высоте модельных слитков практически не меняется.

Протяженность зоны столбчатых кристаллов с увеличением скорости разливки в 2,5 раза существенно не изменяется, однако с увеличением скорости примерно 7 раз снижается практически вдвое. Соотношение протяженности между зонами столбчатых и различно ориентированных кристаллов практически равное для слитков, разлитых через воронки диаметром 7 и 15 мм, что соответствует средним скоростям разливки на малом и большом объемах модельных слитков.

Таким образом, следует отметить, что изменение линейной скорости разливки коррелирует с протяженностью корковой, столбчатой и равноосной зон.

При анализе было установлено, что изменение линейной скорости разливки отражается на расположении и размере усадочных дефектов. Так, например, глубина конуса осаждения вне зависимости от объема модельных слитков с увеличением линейной скорости разливки увеличивается.

При этом разливка через воронки большего диаметра отражается на увеличении величины конуса осаждения практически в 2 раза, что занимает 5,5 % (от высоты тела слитка) в слитке малого объема и 15,2 % в слитке большего объема.

Глубина проникновения в тело слитка усадочной раковины, а также протяженность зоны осевой рыхлоты минимальна при средней скорости разливки модельного расплава. Следует отметить, что при этом объем зоны осевой рыхлоты снижается до 2 %.

Таким образом, регулирование скорости разливки расплава может использоваться для получения заданной структуры стальных слитков, а именно оптимального расположения усадочных дефектов их размера и протяженности основных структурных зон, что позволит получать стальные заготовки с равномерным распределением механических свойств по сечению.

Второй этап исследований проводили на промышленных слитках: стали 38ХН3МФА массой 24,2 т, и стали 35 массой 4,5 т. Первый слиток отливался в вакууме с массовой скоростью 2,59 т/мин, а второй на воздухе со скоростью 0,9 т/мин.

Дендритную структуру выявляли с помощью травления шлифов реактивом Обергоффера. Длину дендритов измеряли с помощью бинокулярной лупы МБС-9 и оптического микроскопа МИМ-8 при увеличениях от 8 до 70.

Количественные металлографические исследования с целью определения среднего размера кристаллов выполняли методом секущих на всей плоскости каждого шлифа. Отбор образцов для исследования производился в одинаковых структурных зонах анализируемых слитков. Результаты измерений длин дендритов представлены на рис. 2.



Рис. 2. Изменение длины дендритов в слитках отлитых с разными скоростями: *a* − 2,59 т/мин, *б* − 0,9 т/мин; *∎*− корковая зона; *∎*− зона крупных различно ориентированных кристаллов; *∎*− зона столбчатых кристаллов

Для слитков, разлитых с различными скоростями, характер изменения размеров длин дендритных кристаллов в зоне столбчатой кристаллизации существенно не отличается. Наблюдается увеличение длины дендритов с увеличением расстояния от нижнего горизонта к верхнему, так например, длина дендритов в слитке отлитом со скоростью 2,59 т/мин, увеличивается от 5,7 до 29,5 мм.

Характерная дендритная структура слитка отлитого со скоростью 0,9 т/мин представлена на рис. 3.



Рис. 3. Характерная дендритная структура на различных горизонтах слитка, разлитого со скоростью 0,9 т/мин (×100): *а* – верхний горизонт; *б* – средний горизонт; *в* – нижний горизонт

Длина дендритов, находящихся в зоне крупных различно ориентированных кристаллов, существенно не изменяется по высоте слитка и составляет в среднем 9,5 и 8,5 мм для слитков,

отлитых с малой и большей скоростью соответственно.

Выводы

Установлено, что линейная скорость разливки оказывает существенное влияние на расположение и размер усадочных дефектов в модельных слитках. Также показано, что получение заданной структуры слитка можно осуществлять с помощью регулирования скорости разливки расплава, при прочих равных условиях.

Анализ дендритной структуры слитков показал, что уменьшение скорости разливки приводит к измельчению структуры отливаемого металла.

УДК 629.1

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жульев, С. И. Производство и проблемы качества кузнечного слитка: монография / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2003. – 168 с.

Эльдарханов, А. С. Процессы формирования отливок и их моделирование / А. С. Эльдарханов, В. А. Ефимов, А. С. Нурадинов. – М.: Машиностроение, 2001. – 208 с.
Скобло, С. Я. Слитки для крупных поковок / С. Я. Ско-

5. Сколо, с. *Я.* Слитки для крупных поковок / С. *Я*. Скобло, Е. А. Казачков. – М.: Металлургия 1973. – 248 с.

4. Ефимов, В. А. Состояние и перспективы развития исследовательских работ в области усовершенствования процессов разливки стали и улучшения качества стальных слитков / В. А. Ефимов // Проблемы стального слитка: тр. IV конференции по слитку. – М.: Металлургия, 1969. – С. 3–24.

Е. И. Тескер, А. В. Пермякова, В. Ю. Тараненко ЛАЗЕРНЫЕ МЕТОДЫ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ МНОГОФАКТОРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: ts@vstu.ru

Рассматривается метод поверхностной обработки металлов и сплавов с использованием высококонцентрированных потоков энергии – лазерное поверхностное упрочнение, которое заключается в воздействии интенсивного потока энергии на локальный участок поверхности материала, быстром его нагреве и охлаждении. *Ключевые слова:* лазерное упрочнение, термоупрочнение, износостойкость, поверхностный слой.

The method of superficial processing of metals and alloys with use of highly concentrated streams of energy laser superficial hardening which consists in influence of an intensive stream of energy on a local site of a surface of a material, its fast heating and cooling is considered.

Keywords: laser hardening, thermohardening, wear resistance, blanket.

Если лазерная обработка относится к локальным методам термической обработки поверхностей металлов и сплавов с использованием высококонцентрированных источников энергии (плазменная, электроискровая и т. д.), то лазерный луч как источник нагрева имеет черты, свойственные всем другим высококонцентрированным источникам, однако обладает рядом существенных особенностей и преимуществ [1–2]:

 высокая концентрация и локальность подводимой энергии позволяет проводить обработку исключительно тонкого поверхностного слоя материала без нагрева остального объема и изменения его структуры и свойств, что практически исключает коробление деталей;

 высокая концентрация подводимой энергии позволяет проводить нагрев и охлаждение поверхностного слоя материала с большими скоростями при незначительном времени воздействия. В результате получают особые структуры и свойства обрабатываемой поверхности; возможность регулирования параметров лазерной обработки в широком интервале позволяет целенаправленно формировать структуру поверхностного слоя, его физико-механические свойства, шероховатость, а также геометрические размеры обработанных участков;

 возможность обработки на воздухе, автоматизации процессов, а также отсутствие вредных отходов определяют высокую технологичность лазерных технологий.

При лазерной закалке на этапе нагрева материала происходит формирование аустенитной структуры, которая при охлаждении превращается в мартенсит. Особенностью при этом является отсутствие выдержки при постоянной температуре, необходимой для осуществления объемной термической обработки, так как при достижении ее максимального значения следует немедленное охлаждение за счет отвода теплоты во внутренние слои металла. Однако при этом подводимая тепловая энергия превосходит энергию, необходимую для пере-

стройки кристаллической решетки, а сама перестройка идет с конечной скоростью. Поэтому превращение перлита в аустенит происходит не изотермически, как при медленном нагреве, а в некотором интервале температур $A_{c1}^{\text{нач}}$... $A_{c1}^{\text{кон}}$ (рис. 1). В этом случае происходит смещение конца аустенитного превращения в область более высоких температур. Высокая скорость нагрева также приводит к тому, что диффузионные процессы перестройки объемноцентрированной кубической (ОЦК) решетки избыточного феррита в гранецентрированную кубическую (ГЦК) решетку аустенита могут не успевать заканчиваться на линии GS диаграммы «железоуглерод». В этом случае также происходит сдвиг точек Ac3 в область более высоких температур.



Рис. 1. Схема сдвига критических точек при лазерной обработке

После завершения α-γ-превращения следует выравнивание концентрации углерода за счет его диффузии из перлитных зерен в ферритные. При этом выравнивание концентрации углерода (гомогенизация) оказывает решающее влияние на процесс получения структуры полной закалки после охлаждения. Так как при лазерной закалке слои металла по его глубине нагреваются до различных температур, то зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) имеют слоистое строение.

Первый слой представляет собой зону оплавления, которая формируется при закалке из расплавленного состояния и имеет столбчатое строение. Кристаллы в этом слое вытянуты в направлении теплоотвода. Основная структурная составляющая – мартенсит.

Второй слой представляет собой зону закалки из твердой фазы. Верхняя граница его определяется нагревом выше температуры точки A_{c3} , а нижняя – до температуры точки A_{c1} . В этом случае имеет место как полная, так и неполная закалка. Поэтому данный слой отличается большой структурной неоднородностью по глубине: на поверхности формируется однородный мартенсит, полученный при охлаждении из области гомогенного аустенита, а ближе к исходному металлу образуются структуры, полученные из области негомогенного аустенита при охлаждении. Поэтому в данной зоне, наряду с мартенситом, имеются элементы исходной структуры, а именно феррит и перлит.

Третий слой представляет собой переходную зону с неоднородной структурой, которая формируется при нагреве металла ниже точки A_{c1} . Второй и третий слои образуют зону термического влияния.

Описанные выше структурные превращения формируют структурное состояние с оптимальными свойствами, что позволяет повышать сопротивляемость изнашивания материала зубьев. Однако достигаемое при этом повышение износостойкости не всегда сопровождается увеличением усталостной контактной прочности, а следовательно, и долговечности. Это обусловлено тем, что механизмы влияния лазерного упрочнения на износостойкость и усталостную контактную прочность имеют существенные различия. Структурная неоднородность стали после лазерного упрочнения приводит к тому, что предел контактной выносливости изменяется не только по толщине, но и по ширине упрочненной полосы. Поэтому при циклическом контактном нагружении лазерного слоя вероятность образования как поверхностных, так и глубинных контактных разрушений увеличивается.

Из анализа условий образования глубинных контактных разрушений упрочненного лазером слоя следует, что наибольшую опасность, с точки зрения возникновения глубинного усталостного разрушения упрочненного лазером материала, представляют граница слоя, его переходная зона или сердцевина материала. Кроме того, опасными зонами материала являются участки между лазерными дорожками или образованные их перекрытием при сплошной обработке поверхности. Основываясь на результатах теоретического анализа, провели экспериментальные исследования на зубчатых колесах трактора.

Опытные образцы изготавливали из стали 25ХГТ и подвергали лазерной термической обработке по различным вариантам. Ширина лазерной дорожки составляла 2–5 мм, а толщина упрочненного слоя $\delta_{cmax} = 0, 4...0, 8$ мм. Для сохранения качеств упрочненного слоя шлифовку рабочих поверхностей производили перед лазерной термической обработкой. Зубчатые колеса цементовали на глубину 1,3-1,5 мм, а затем осуществляли закалку при нагреве лазерным излучением. Расположение зон лазерной обработки на испытуемом образце схематично показано на рис. 2. Испытания осуществляли при напряжениях $\sigma_H = 1500-2500$ МПа. База испытаний 3·10⁷ циклов. Перед испытаниями и после них производили металлографические и рентгеноструктурные исследования, а также измеряли микротвердость по толщине слоя и в зонах перекрытия лазерных дорожек. Расчеты на глубинную контактную прочность, выполненные с учетом экспериментальных значений микротвердости, позволили установить зону с минимальным значением функции n(z), которое в зависимости от условий испытаний соответствовало координатам $Z_{n,\min 1} = 0, 2-0, 3$ мм или $Z_{n,\min 1} = 0,5-0,6$ мм, то есть опасная зона располагалась вблизи зоны действия наибольших касательных напряжений $Z_{n,\min 1} = Z_{\max}$, либо $Z_{n,\min 2} > Z_{\max}$.



Рис. 2. Схема расположения зон лазерной обработки поверхности профиля зуба

На рис. З для различных вариантов обработки показано распределение микротвердости по толщине лазерного слоя. Видно, что при лазерном упрочнении значительно (до 40 %) увеличивается микротвердость части упрочненного слоя, примыкающего к его внешней зоне (приблизительно до толщины 0,4–0,5 мм). Далее у предварительно закаленных образцов (рис. 2, кривая 2) происходит резкое снижение микротвердости по сравнению с исходной, а затем за пределами зоны лазерного воздействия микротвердость сохраняется на уровне исходной.

Структура после лазерного упрочнения предварительно закаленного материала имеет два или три участка с четкими границами. Микроструктура первого слоя максимальной толщиной до 60 мкм с наибольшей микротвер-



Рис. 3. Распределение микротвердости по толщине упрочненных слоев, полученных различными методами: 1 – цементация, лазерная термическая обработка; 2 – нитроцементация с повышенным азотным потенциалом; 3 – нитроцементация, закалка, низкий отпуск; 4 – закалка ТВЧ

достью $H_{100} = 10000$ МПа состоит из скрытоигольчатого мартенсита, мелкодисперсных карбидов и остаточного аустенита (до 30%). При сильном травлении выявляется столбчатодендритное строение зерен аустенита, что свидетельствует о процессе кристаллизации из жидкого состояния. Рост главных осей дендритов вследствие большой скорости кристаллизации происходил в направлении, приблизительно перпендикулярном границе раздела микроструктурных зон, совпадающем с направлением теплоотвода. Вблизи поверхности на участках переходной зоны по краям лазерной дорожки наблюдается некоторый разворот осей параллельно поверхности. Далее располагается зона, структура которой определяется предшествующей термической обработкой. Следует отметить, что при лазерной обработке происходит интенсивное растворение карбидов с одновременным увеличением концентрации углерода, а следовательно, и процентного содержания остаточного аустенита. Третий участок - зона повышенной травимости с троостомартенситной структурой, микротвердость которой составляет 4100-4200 МПа. На границах упрочненных и неупрочненных участков, а также в зонах перекрытия структура троостомартенситная или сорбитообразная с перистоигольчатой ориентацией ($H_{100} \approx 4600 \text{ M}\Pi a$) и вытянутой в направлении теплоотвода формой зерен.

Испытания показали, что выявленное при металлографических исследованиях распределение структурных зон и микротвердости отдельных участков упрочненных поверхностей предопределило характер контактных разрушений. Анализ состояния поверхностей испытуемых образцов свидетельствует о наличии как поверхностных, так и глубинных контактных разрушений. Чаще всего при высоких контактных нагрузках глубинные разрушения наблюдались на границе второго и третьего участков и располагались вблизи вертикальной оси симметрии лазерной дорожки.

Поверхностные контактные разрушения возникали в зонах термического влияния, расположенных на участках перекрытия лазерных дорожек или по их границам (обработка без перекрытия).

Как и при испытаниях цементованных (нитроцементованных) зубчатых колес, глубинные трещины распространялись параллельно поверхности, а поверхностные встречались с ней под острым углом.

В тех случаях контактного нагружения, когда зона с наибольшими эквивалентными касательными напряжениями располагалась в первом или втором слое с мелкодисперсной мартенсито-аустенитной структурой, обладающей высокой микротвердостью (H₁₀₀ > 8000 МПа), расчетный минимальный запас циклической прочности был наибольшим. Эти образцы имели высокую износостойкость и контактную прочность. Испытания выявили превалирующее влияние на контактную усталостную прочность взаимного расположения лазерных дорожек на поверхности контакта, которое определяет характер распределения микротвердости во внешней зоне упрочненного слоя. Наибольшей сопротивляемостью контактным нагрузкам обладали образцы, поверхности которых были обработаны с оптимальным перекрытием лазерных дорожек. При металлографических исследованиях на поверхностях, упрочненных лазером, разрушений не обнаружено, в то время как детали, обработанные по серийной технологии, имели прогрессирующие выкрашивания вдоль всей поверхности контакта. Как видно из приведенных результатов, лазерное упрочнение может быть эффективным методом повышения контактной усталостной прочности только в том случае, если обеспечивается глубинная контактная прочность упрочненного слоя, а также поверхностная контактная прочность, которая определяется относительным расположением обработанных лазером участков поверхности.

Поэтому в тех случаях, когда работоспособность деталей машин (например, зубчатых передач) лимитируется только износостойкостью профилей зубьев, лазерная обработка рабочих поверхностей является наиболее эффективной. В то же время применение лазерной обработки для тяжелонагруженных зубчатых колес ограничивается глубинной контактной прочностью материала.

Результаты исследований позволяют в каждом конкретном случае установить положение опасной зоны и тем самым оптимизировать параметры и режимы лазерного упрочнения, а также определить область его применения для деталей машин, работающих в условиях изнашивания и контактных нагрузок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Петрусевич, А. И. Контактная прочность деталей машин / А. И. Петрусевич. – М.: Машиностроение, 1969. – 64 с.

2. Тескер, Е. И. Исследование закономерностей изнашивания поверхностей трения, модифицированных излучением CO₂ – лазера / Е. И. Тескер // XXXVI Conference of Department of Machine Pans and Machine Design: Proceedings Technical University of Brno-Bmo (Czech Republic). – 1995. – Vol. 2. – P. 177–180.

СВАРКА МЕТАЛЛОВ

= Часть VII =

УДК 621.791.92: 620.3

А. С. Трошков, Г. Н. Соколов, С. С. Сычева, В. И. Лысак СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ПОД КЕРАМИЧЕСКИМ ФЛЮСОМ, СОДЕРЖАЩИМ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МИКРОГРАНУЛЫ Ni–HAHOДИСПЕРСНЫЙ WC*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: nanomaterial-vstu@yandex.ru

Разработан состав керамического флюса для сварки конструкций, эксплуатирующихся при температуре –60 °С. Исследовано влияние нанодисперсных компонентов на структуру и свойства сварных соединений из низкоуглеродистой стали.

Ключевые слова: керамический флюс, нанодисперсные компоненты, ударная вязкость при низких температурах, легирование, модифицирование, композиционные микрогранулы, хладостойкость.

The composition of the ceramic flux for welding of structures operated at a temperature of -60 ° C. The effect of nanosized components of the structure and properties of welded joints of mild steel.

Keywords: ceramic flux, nanodispersed components, impact strength at low temperatures, alloying, modification, composite microspheres, cold resistance.

Введение

В настоящее время в связи с увеличением потребности промышленности в сварочных материалах, обеспечивающих высокие показатели ударной вязкости сварных швов при температурах до -60 °C, актуальной является задача разработки новых сварочных электродов [1] и флюсов для автоматической сварки и наплавки. Особенно актуальны исследования в области создания новых составов керамических флюсов, с использованием которых можно не только управлять металлургическими процессами, но и легировать металл. Целью работы является исследование влияния введенных во флюс наноразмерных тугоплавких частиц на структуру низкоуглеродистого металла шва и его ударную вязкость при температуре -60 °C.

Материалы и методика проведения исследований

В работе использовали нанопорошок монокарбида вольфрама WC, состоящий из частиц с размером менее 0,1 мкм и удельной поверхностью 7м²/г. Материалом, транспортирующим нанопорошок WC, служил порошок никеля (99,9 % Ni) (ГОСТ 9722–97) с размером частиц до 50 мкм, в который внедрен карбид вольфрама. Композиционные микрогранулы никеля содержали до 30 масс. % частиц WC. Также в качестве легирующей части керамического флюса использовали порошки ферромарганца (ГОСТ 4755–91) и электролитического никеля.

Шлаковую основу флюса формировали в системе CaF_2 - Al_2O_3 -CaO-MgO. В качестве исходных компонентов шихты использовали плавиковый шпат (ГОСТ 29220–91), карбонат кальция (ГОСТ 8253–79), глинозем (ГОСТ 30558–98), полевой шпат (ГОСТ 4422–73) и магнезит (ГОСТ 1216–87). Связующим веществом служило жидкое калий-натриевое стекло.

Флюсы изготавливали по известной технологии [2]. Исследовали свойства металла, наплавленного как под флюсом, не содержащими композиционные микрогранулы, так и под флюсами с различным содержанием легирующих компонентов.

Наплавку образцов производили на сталь 20 на постоянном токе обратной полярности с использованием проволоки CB-08A (ГОСТ 2246– 70). Ударную вязкость сварных образцов при

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке государственного контракта Минобрнауки № 16.740.11.0017.

отрицательных температурах оценивали согласно ГОСТ 9454–78.

Структуру, микроморфологию и элементный состав наплавленного металла изучали с помощью оптической (цифровой микроскоп Axiovert 40 MAT) и электронной (растровый двухлучевой электронный микроскоп Quanta 3D FEG) микроскопии.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследованиями выявлено, что микрогранулы никеля в частицах флюса распределены достаточно равномерно (рис. 1). Это способствует повышению однородности легирования наплавленного металла.



Рис. 1. Частицы флюса (а) с композиционными микрогранулами никеля (б)

Мо	No	Количество легирующих элементов, масс. %								
	J1 <u>2</u>	CaF ₂	Al_2O_3	CaO	SiO	MgCO ₃	FeMn	Ni	WC	
	1	50–60	10–20	20–25	3–6	1–3	до 1	-	-	
	2							1,5	-	
	3							1,5	1,5	

Состав исследуемых флюсов

При изучении микроструктуры металла, наплавленного под флюсом состава 1 (см. таблицу), установлено, что она 80-90 % состоит из крупнозернистого феррита, остальная фаза – перлит (рис. 2, а, б). При добавлении во флюс порошка никеля и композиционных микрогранул размер зерна в металле уменьшается на 3-4 единицы (рис. 2, в, г). Также выявлено, что в образцах (рис. 2, б, г, е), сваренных флюсом, содержащим никель (состав 2, таблица) количество перлита на 40 % больше, чем в металле образцов, сваренных под флюсом, не содержащим никель (состав 1, таблица). Это связанно с тем, что никель, способствуя повышению термодинамической активности углерода, влияет на его перераспределение в структуре и образование цементита.

Структура металла, наплавленного под флюсом состава 3 (см. таблицу), содержащим композиционные микрогранулы, заметно отличается от остальных. Она имеет строгую столбчатую направленность кристаллитов. Тонкие зерна перлита располагаются по границе колоний, которые состоят из игольчатого феррита (рис. 2, ∂ , e).

Дюрометрические исследования показали, что твердость образцов, наплавленных под различными флюсами, почти не изменяется и составляет около 60 HRB. Это связанно с тем, что изменение морфологии и характера распределения структурных составляющих в низкоуглеродистом наплавленном металле мало влияет на его сопротивление деформированию. Исследования ударной вязкости при температуре -60 °С образцов, сваренных под флюсом, содержащим композиционные микрогранулы, показали двухкратное превышение ее значений для образцов, полученных сваркой под флюсом, не содержащим наноразмерные карбиды вольфрама. Из рис. 3 видно, что разрушение образцов происходит по основному металлу.



Рис. 2. Микроструктуры металла, наплавленного под керамическим флюсом: *a*, *б*; *в*, *e*; *д*, *e* – составы флюсов соответствуют номерам 1, 2 и 3, показанным в таблице



Рис. 3. Сварные образцы после испытаний на ударную вязкость при -60 °C: по ГОСТ (*a*) и натурные образцы (δ)

Можно предположить, что наноразмерные компоненты, обладающие высокой термодинамической устойчивостью, подвергаясь незначительному растворению, переходят из флюса в расплав сварочной ванны, а формирующиеся из них группировки, являясь центрами кристаллизации, обеспечивают модифицирование металла сварного шва. Высокая дисперсность порошка тугоплавких частиц многократно усиливает модифицирующий эффект. В результате структура металла значительно измельчается (номер зерна увеличивается с 8 до 13), что способствует повышению его пластичности и ударной вязкости. Кроме того, количество неметаллических включений в металле шва сокращается примерно на 20 %. При этом включения приобретают глобулярную форму и более равномерно распределяются в объеме металла, что также улучшает его свойства.

Вывод

Введение в состав керамического флюса композиционных микрогранул Ni+WC в количестве до 1,5 масс. % способствует модифицированию структуры низкоуглеродистого металла сварного шва, что приводит к повышению в 2 раза его ударной вязкости при температуре –60 °C.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Влияние нанодисперсных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла / Г. Н. Со-колов, А. С. Трошков, В. И. Лысак, А. В. Самохин, Ю. В. Бла-

говещенский, Н. В. Алексеев, Ю. В. Цветков // Сварка и Диагностика. – 2011. – № 3. – С. 36–38.

2. Багрянский, Ю. В. Электродуговая сварка и наплавка под керамическими флюсами / К. В. Багрянский. – Техника, 1976. – 184 с.

3. Состояние и перспективы развития производства и применения сварочных флюсов в отечественной промышленности / Ю. С. Волобуев, Н. Н. Потапов, Е. Г. Старченко, О. С. Волобуев // Сварочное производство. – 2008. – № 12. – С. 29–32.

УДК 621.791.75.042:004.4

Ю. Н. Дубцов, И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак ОСОБЕННОСТИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОЙ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ НАПЛАВКИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Представлена методика проектирования композиционной проволоки для дуговой наплавки сплава на основе алюминида никеля. Показано, что разработанная с использованием методики композиционная проволока имеет повышенные сварочно-технологические свойства и обеспечивает качественный наплавленный металл на основе алюминида никеля Ni₃Al.

Ключевые слова: композиционная проволока, электродуговая наплавка, алюминид никеля, проектирование проволок.

A method of designing composite wires for arc welding of alloy on the basis of nickel aluminide. It is shown that the developed methodology using composite wire has a higher welding-technological properties and provides a high quality weld metal on the basis of nickel aluminide Ni₃Al.

Keywords:. composite wire, arc welding, nickel aluminide, design of the wires.

Введение

Эксплуатация дорогостоящих деталей и узлов газотурбинных установок, изготовленных из жаропрочных никелевых сплавов с различным содержанием ү'-Ni₃Al фазы, связана с необходимостью восстановления их изношенных или поврежденных участков [1]. В настоящее время для этой цели в зависимости от геометрии изделия применяют способы лазерной [2], электронно-лучевой [3] и дуговой наплавки неплавящимся электродом [4], общим для которых является использование в качестве наплавочного материала литых присадочных стержней. Это не всегда технологически оправдано, так как качество сложнолегированного наплавленного металла зависит от приемов манипулирования присадочным материалом, а также производительности способов сварки и наплавки. Дуговая наплавка электродной проволокой в защитных газах позволяет в широких пределах управлять тепловложением в основной металл, что теоретически способствует получению при высоком градиенте температур на фронте кристаллизации направленно ориентированной структуры жаропрочного сплава. Однако применение таких процессов сдерживается отсутствием на отечественном рынке сварочных проволок, обеспечивающих получение наплавленного металла на основе алюминида никеля. Разработанные в РФ композиционные проволоки [5] предназначены для использования только в качестве присадочного материала [6]. Методика расчета химического состава таких проволок не предусматривает возможность изменения конструкции их сердечников, содержащих разнородные проволочные компоненты и порошки металлов, неравномерно распределенные по поперечному сечению [7]. Это не обеспечивает стабильное существование дуги с такой проволоки.

Целью настоящей работы является разработка методики проектирования конструкции электродной композиционной проволоки с повышенными сварочно-технологическими свойствами наплавленного металла на основе легированного алюминида никеля Ni₃Al.

Материалы и методы экспериментальных исследований

Проектирование композиционных проволок производили из условия обеспечения их технологической надежности после однократного обжатия на волочильном стане.

Оболочку композиционной проволоки диаметром 3,0 мм формировали из никелевой ленты марки НП-2 ГОСТ 2170 шириной 8 мм и толщиной 0,6 мм. В составе наполнителя ис-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке государственного контракта Минобрнауки № 16.740.11.0017.

пользовали проволоки алюминия Св-А99 диаметром 1,2 мм, молибдена МЧ и вольфрама ВА диаметрами 0,5 мм, ленту из тантала шириной 1,5 мм и толщиной 0,05 мм, а также порошки хрома алюмотермического и циркония. Расчет вели из условия получения в наплавленном металле жаропрочного сплава, имеющего химический состав: (масс. %) 0,2...0,4 С; 3,0...3,2 W; 2,5...3,0 Мо; 1,8...2,0 Zr; 4,1...4,4 Cr; 1,8...2,0 Та;10,5...11,2 Al; Ni – остальное.

Наплавку экспериментальных образцов из низкоуглеродистой стали проводили с использованием композиционной проволоки, подключенной к источнику постоянного тока обратной полярности. Скорость наплавки составляла 16– 18 м/ч, расход защитного газа (аргон высшего сорта) – 40–50 л/мин. Сварочно-технологические свойства экспериментальных композиционных проволок оценивали по стабильности дугового процесса, контролируемого по осциллограммам сварочного тока и напряжения на дуге. С этой целью аналого-цифровой преобразователь ЛА-450 USB подключали в сварочную цепь. Также оценивали формирования наплавленного металла.

Металлографические исследования экспериментальных образцов производили на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axiovert 40 MAT.

Методика расчета композиционной проволоки и результаты ее испытания

Алгоритм расчета композиционной проволоки реализован в программе AlMe-WireLab [8] в два этапа. На первом этапе уточняют химический состав композиционной проволоки в массовых процентах путем его перерасчета с учетом коэффициентов перехода легирующих компонентов и обеспечения стехиометрического соотношения между элементами, входящими в интерметаллическое соединение. На втором этапе определяют геометрические параметры компонентов и уточняют состав композиционной проволоки, исходя из анализа ее поперечного сечения в обжатом состоянии.

В программе предусмотрена возможность введения исходного материала в виде металлических порошковых или проволочных компонентов двух типов: «нелегированный», состоящий из одного металла, и «легированный», представляющий легированные порошки, проволоки и ленты. После задания типов материалов вводят значения их содержания (масс. %) с учетом коэффициентов перехода в наплавленный металл, а также – геометрические параметры. Для проволочных компонентов задают их диаметры, а для компонентов в виде лент – их толщину и ширину. При необходимости введения компонентов в виде трубок задают их наружный диаметр и толщину стенки. Для порошков задаются значениями их массового (масс. %) содержания.

Конфигурирование расчетного состава композиционной проволоки осуществляют путем выбора способов введения исходных компонентов в состав проволоки. Они заключаются в использовании сформованной из лент трубчатых оболочек и порошка (рис. 1, a) трубчатой оболочки и проволоки (рис. 1, δ), а также трубчатой оболочки, лент и проволок различных диаметров (рис. 1, s-c).

Расчет производят исходя из требуемой массы проволоки заданного диаметра и площади ее поперечного сечения с тем отличием от методики [6], что отношение толщины оболочки к ее наружному диаметру является функцией, зависящей от стехиометрического соотношения k_c между массами элементов, входящими в интерметаллическое соединение Ni₃Al. Так как это соединение состоит из двух элементов, то коэффициент k_c можно представить как соотношение:

$$\frac{M_{Me_1}^{\mu} + M_{Me_1}^{\pi}}{M_{Me_2}^{\mu} + M_{Me_2}^{\pi}} = k_c, \qquad (1)$$

где $M_{Me_1}^{H}, M_{Me_2}^{H}$ – массы необходимые для обеспечения стехиометрического соотношения между первым и вторым элементами соответственно; $M_{Me_1}^{n}, M_{Me_2}^{n}$ – массы первого и второго элементов соответственно, содержащиеся в составе легирующих материалов.

Расчет масс необходимых компонентов ведут из условия обеспечения заданного химического состава в любом поперечном сечении композиционной проволоки, что при ее расплавлении в дуге способствует высокой однородности наплавленного металла или сварного шва. Если всю площадь поперечного сечения композиционной проволоки (S_o) принять за 100 %, то долевое участие площадей $S_{Me_1}^{H}, S_{Me_2}^{H}$ элементов интерметаллического соединения в S_o будет определяться из формулы:

$$S_{Me_2}^{H} = \frac{(S_o - S_{\pi}) \cdot \rho_{Me_1}}{k_c \cdot \rho_{Me_2} + \rho_{Me_1}} - S_{Me_2}^{\pi}, \qquad (2)$$

$$S_{Me_1}^{\prime\prime} = S_o - S_{\pi} - S_{Me_2}^{\prime\prime} - S_{Me_2}^{\pi} - S_{Me_1}^{\pi}, \qquad (3)$$

где S_o – площадь поперечного сечения композиционной проволоки; $S_{Me_1}^n, S_{Me_2}^n$ – площади элементов интерметаллического соединения, занимаемые ими в составе легирующих материалов; S_n – общая площадь всех легирующих элементов без учета площадей $S_{Me_1}^n$ и $S_{Me_2}^n$; ρ_{Me_1}, ρ_{Me_2} – плотность элементов интерметаллического соединения.



Рис. 1. Схематичные изображения спроектированных композиционных проволок с различной конструкцией сердечника: для использования в процессе ЭШН (*a*, *б*) и электродуговой наплавки (*b*, *c*): 1 – оболочка; 2 – проволочные компоненты; 3 – шихта; 4 – ультрадисперсный порошок; 5 – внутренней слой оболочки; 6 – металлические ленты

По найденным значениям площадей $S_{Me_1}^{\mu}, S_{Me_2}^{\mu}$ и известным значениям плотности компонентов производят расчет масс каждого компонента проектируемой композиционной проволоки.

Примером графической интерпретации расчета является номограмма (рис. 2), по которой для заданного диаметра композиционной проволоки можно выбрать количество алюминиевых проволочных компонентов и их диаметры.



Рис. 2. Зависимость диаметра композиционной $D_{\rm kn}$ проволоки от диаметра $d_{\rm Al-проволоки}$ и количества *n* проволочных компонентов

Исследование поперечного сечения (рис. 1, г) готовой композиционной проволоки показало

хорошую сходимость расчетных и экспериментальных значений площадей и масс проволочных и порошковых компонентов наполнителя, что обусловливает надежную герметизацию композиционной проволоки уже после однократного обжатия при высокой плотности стыкового соединения кромок оболочки по длине проволоки. В процессе дуговой наплавки с использованием композиционной проволоки (сердечник I) электрические параметры режима $(I_{cb} \, u \, U_{A})$ стабильные (рис. 3, *a*), короткие замыкания отсутствуют, что свидетельствует об относительно равномерной плотности сварочного тока по сечению проволоки с коаксиально расположенными компонентами. Процесс горения дуги с композиционной проволоки, имеющей конструктивное исполнение сердечника II (рис. 3, δ), характеризуется короткими замыканиями, которые вероятно обусловлены замедленным расплавлением тугоплавких проволочных компонентов в сварочной дуге вследствие неравномерного распределения плотности тока по сечению проволоки.



Рис. 3. Осциллограммы горения дуги с использованием разработанной композиционной проволоки с сердечниками I (*a*) и II (*б*)



Рис. 4. Макроструктура поперечного сечения (*a*) и микроструктура (б) (×200) – *в* (×1000) наплавленного металла на основе легированного алюминида никеля

При анализе поперечного сечения макрошлифа образца, наплавленного с использованием разработанной методики, выявлено небольшое ($\gamma_0 < 10$ %) проплавление основного металла. Возможной причиной этого является невысокое воздействие сварочной дуги на дно сварочной ванны вследствие уменьшения тепловой мощности дуги, обусловленного большими затратами на плавление тугоплавких компонентов композиционной проволоки.

Формирование наплавленного металла, имеющего направленно ориентированной характер структуры, удовлетворительное (рис. 4, *a*). Основной фазой в структуре является дендритообразный γ' –Ni₃Al твердый раствор, содержащий многочисленные карбидные фазы различного состава и происхождения, а также неупорядоченный твердый раствор алюминия в никеле (рис. 4, δ – ϵ). Сварочных дефектов в наплавленном металле не обнаружено, что подтверждает высокое качество композиционной проволоки.

Вывод

Разработанная методика позволяет рассчитать состав и конструкцию композиционной проволоки, обеспечивающей при электродуговой наплавке качественное формирование и заданный химический состав жаропрочного наплавленного металла на основе легированного Ni₃Al.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Welding and Weld Repair of Single Crystal Gas Turbine Alloys / J. M. Vitek, S. A. David, and S. S. Babu // Turbine Power Systems Conference Galveston. - Texas February 25-26, 2002.

2. Laser beam weld-metal microstructure in a yttrium modified directionally solidified Ni₃Al-base alloy / R.G. Ding, O.A. Ojo, M.C. Chaturvedi // Intermetallics. – 2007. – № 15. – P. 1504–1510.

3. Сварка и наплавка жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой / К. А. Ющенко [и др.] // Автоматическая сварка. – 2008. – № 11. – С. 217–222.

4. *Anderson, T. D.* Stray Grain Formation in Welds of Single-Crystal Ni-Base Superalloy CMSX-4 / T. D. Anderson, J. N. Dupont, and T. Debroy // Metallurgical and Materials Transactions. – 2010. – V. 41a. – P. 181–193.

5. Flux-cored wire for the deposition of alloys based on nickel aluminide / S. N. Tsurikhin, G. N. Sokolov, V. I. Lysak, I. V. Zorin, E. I. Lebedev // Welding International. – 2006. – Vol. 20, No. 6. – C. 483–487.

6. Восстановление рабочих поверхностей деталей и инструмента сборочно-сварочной оснастки электрошлаковым способом композиционными жаропрочными материалами / И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, С. Н. Цурихин, Е. И. Лебедев, В. И. Лысак // Сборка в машиностроении, приборостроении. – 2005. – № 5. – С. 17–20.

7. Цурихин, С. Н. Расчет состава композиционной проволоки для наплавки жаропрочного сплава на основе алюминида никеля Ni₃Al / С. Н. Цурихин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Известия вузов. Черная металлургия. – 2008. – № 4. – С. 41–44.

8. Дубцов, Ю. Н. Программное обеспечение расчета конструкции и состава композиционной проволоки для наплавки сплавов на основе интерметаллических соединений AlMe WireLab – 1 / Ю. Н. Дубцов, И. В. Зорин, С. Н. Цурихин, Г. Н. Соколов // Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ №2010616144. – М.: РОСПАТЕНТ, 17.09.2010.

УДК 621.791.927:669.018.25

В. Б. Литвиненко-Арьков, Г. Н. Соколов, Ф. А. Кязымов СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТЕРМОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ПОРОШКОВЫМИ ПРОВОЛОКАМИ С НАНОЧАСТИЦАМИ TiCN^{*}

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Исследовано влияние нанопорошка карбонитрида титана TiCN, вводимого состав наполнителя порошковых проволок, на структуру и свойства наплавленного металла, соответствующего по составу высокопрочным аустенитно-мартенситным сплавам на основе железа. Установлено, что применение таких материалов обеспечивает измельчение структуры наплавленного металла и способствует повышению стойкости к пластическому деформированию при высоких температурах.

Ключевые слова: наплавка, наплавленный металл, порошковые проволоки, микроструктура, нанопорошок.

The influence of nanopowder titanium carbonitride TiCN, entered the composition of powder filler wires to the structure and properties of the high-strength austenitic-martensitic weld metal based on iron had investigated. It is established that the use of such materials provides a structure refinement of weld metal and increases the resistance to plastic deformation at high temperatures.

Keywords: surfacing, weld metal, cored wires, microstructure, nanopowder.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке государственного контракта Минобрнауки № 16.740.11.0017.

Введение

Жаропрочные сплавы на основе железа, использующиеся для наплавки инструмента, испытывающего циклическое температурно-силовое воздействие, преимущественно имеют структуру легированного мартенсита с равномерно распределенной упрочняющей фазой [1]. Невысокая пластичность при рабочих температурах такого типа наплавленного металла обусловливает в ряде случаев его недостаточную стойкость к термической усталости. Более высокой стойкостью к образованию трещин термической усталости обладают сплавы с аустенитно-мартенситной структурой [2].

Необходимые значения жаропрочности и стойкости к термической усталости наплавленного металла можно обеспечить при увеличении содержания в его матрице дисперсной упрочняющей фазы и модифицировании структуры [3, 4].

Целью исследования является установление влияния тугоплавкого нанопорошка карбонитрида TiCN, введенного в состав наполнителя порошковых проволок, на структуру и свойства аустенитно-мартенситного наплавленного металла.

Материалы и методики исследований

В качестве базового химического состава экспериментальных образцов наплавленных сплавов использовали сталь 10X15H4AM3 (BHC-5, ЭП310), легированную азотом и обладающую высокими прочностью и вязкостью, а также низкой чувствительностью к концентраторам напряжений.

Для наплавки использовали порошковые проволоки с диаметром 2,6 мм и коэффициентом заполнения шихтой 46–47 %, которые изготавливали по известной технологии. Для легирования наплавленного металла азотом в состав шихты проволок вводили порошок азотированного хрома (ТУ 0840-024-21600649–2009), содержащего до 16 масс.% азота.

С целью равномерного распределения наночастиц TiCN в шихте проволоки использовали композиционный микропорошок, изготовленный в ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН [5]. Он состоял из частиц никеля размером 40–60 мкм в количестве 70 % (масс.) с внедренными в них наночастицами TiCN с размером менее 100 нм в количестве 30 % (масс.).

Наплавку экспериментальных образцов металла на пластины из стали ст3пс производили дуговым способом колеблющимся электродом в среде аргона при следующих параметрах режима: сварочный ток (постоянный, полярность обратная) – 220–250 А, напряжение на дуге – 25–27 В, скорость поперечных перемещений электрода – 4,2 см/с, размах колебаний электрода – 25–30 мм, скорость наплавки – 0,2– 0,3 см/с, вылет электрода – 35...40 мм, расход аргона – 15...18 л/мин. Получали качественно сформированный, бездефектный наплавленный металл толщиной 4–5 мм с долей участия металла основы 32–35 % (таблица).

Химический состав наплавленного металла, масс.%

Химический элемент	С	Si	Mn	Cr	Ni	Мо	Ti	Ν
Содержание в наплав- ленном металле, масс.%	0,15–0,20	0,3–0,4	0,2–0,4	14,5–15,0	4,0–4,5	2,5–2,8	0,01–0,12	0,16–0,18

Стойкость наплавленного металла к пластической деформации при высоких (до 950 °C) температурах оценивали по результатам склерометрических испытаний образцов, нагретых проходящим током в атмосфере аргона. Критерием стойкости металла к деформированию служила величина I, обратная объему металла, выдавленного из трека индентором Роквелла при скрайбировании полированной поверхности на участке длиной 10 мм [6]. Измерение профиля каждого трека производили в пяти сечениях с использованием сканирующего зондового микроскопа Solver Pro. Металлографические исследования производили известными методами дюрометрии и микроскопии с использованием светового микроскопа Axiovert 40MAT. Химический состав наплавленного металла контролировали оптикоэмиссионным спектрометром PMI-Master Pro.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Установлено, что при содержании частиц TiCN в проволоках свыше 0,2 масс.% реализуется эффект модифицирования структуры наплавленного металла, выраженный в резком уменьшении среднего размера зерна в 2,0– 2,5 раза (рис. 1, a, δ). Можно предположить, что частицы карбонитрида титана, обладающие высокой термодинамической стабильностью, подвергаясь незначительному растворению в металлическом расплаве, переходят из шихты проволоки в сварочную ванну, воздействуя на кинетику кристаллизации наплавленного металла (рис. 1 и 2).

Исследованиями структур показано, что повышенное (более 0,5 масс.%) содержание нанодисперсного порошка TiCN в шихте проволоки приводит к формированию в модифицированной структуре наплавленного металла сравнительно крупных (до 2 мкм) включений карбонитрида титана. Такие включения имеют естественную природу, и их происхождение обусловлено расплавлением наиболее мелких (менее 30 нм) частиц нанодисперсного порошка, температура плавления которых может быть менее 2400 °С [7]. Этот процесс вероятно протекает на стадии плавления и переноса электродного металла, когда температура капель достигает 2500 °С.

Известно, что наличие в структуре металла





крупных (более 2 мкм) включений карбонитрида титана может рассматриваться как формирование концентраторов напряжений, существенно снижающих его усталостную прочность. Поэтому содержание исходного нанодисперсного порошка в шихте проволоки не должно быть более 0,5 масс.%.

Склерометрические испытания образцов в диапазоне температур 750-950 °С показали, что металл, наплавленный проволоками, содержащими нанодисперсный порошок карбонитрида титана, обладает повышенным сопротивлением к пластической деформации. Причем с увеличением содержания нанодисперсного порошка в проволоке это сопротивление возрастает, что обусловлено ростом количества дисперсной нитридной фазы и измельчением зерна (рис. 3, кривые 1, 2 и 3). При увеличении количества нанодисперсных частиц в проволоке более 0,5 масс.% наблюдается снижение сопротивления высокотемпературному деформированию наплавленного металла (рис. 3, кривая 4), что может быть вызвано чрезмерным укрупнением части карбонитридов и снижением их вклада в дисперсионное упрочнение матрицы.



Рис. 1. Микроструктуры наплавленного металла $\times 1000$: *a* – в исходном состоянии; δ – при 0,4 масс.% TiCN; *в* – при содержании в проволоке порошков титана, графита и азотированного хрома в эквивалентном для получения TiCN соотношении



Рис. 2. Зависимость среднего размера зерна от содержания нанопорошка TiCN (*a*) и смеси порошков Ti+N+C в стехиометрическом соотношении (*б*) в шихте проволоки



Рис. 3. Зависимость показателя сопротивления наплавленного металла пластической деформации *I* от температуры испытаний:

1 – исходный состав наплавленного металла без наночастиц TiCN; 2, 3, 4 – 0,2, 0,4 и 0,6 масс.% нанопорошка TiCN в наплавочных проволоках соответственно; 5 – сплав DualHard W/A DN-S (03X13H5K2AMBФСГ); 6 – сталь 20XH4ФА

Выводы

1. Установлено, что при введении 0,2– 0,5 масс.% нанопорошка TiCN в шихту порошковых проволок происходит 2,0–2,5 кратное измельчение зерна наплавленного металла.

2. Содержание в наплавленном металле нанодисперсных и микродисперсных частиц TiCN обеспечивает его повышенную стойкость к пластическому деформированию при высоких (750–950 °C) температурах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Соколов, Г. Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей: монография / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак; ВолгГТУ. – Волгоград, 2005. – 284 с.

2. Микаэлян, Г. С. Порошковая проволока для наплавки металла с повышенным сопротивлением усталости / Г. С. Микаэлян, В. Г. Васильев, Т. А. Корниенко // Оборудование и материалы для наплавки: сб. науч. тр. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона. – 1990. – 124 с. 3. *Миннеханов, Г. Н.* Влияние модифицирования наночастицами карбонитрида титана на структуру и свойства наплавленного металла / Г. Н. Миннеханов, О. А. Шуйкин, Р. Г. Миннеханов // Омский научный вестник. – 2009. – № 1. – С. 22–25.

4. Артемьев, А. А. 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.

5. Самохин, А. В. Плазмохимические процессы создания нанодисперсных порошковых материалов / А. В. Самохин, Н. В. Алексеев, Ю. В. Цветков // Химия высоких энергий. – 2006. – Т. 40. – №. 2. – С. 120–126.

Лебедев, Е. И. Исследование высокотемпературных свойств наплавленного металла методом склерометрии / Е. И. Лебедев, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, В. И. Лысак, С. Н. Цурихин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 1. – С. 40–44.

7. Григоров, И. Г. О зависимости температуры плавления нанодисперсного карбонитрида титана от радиуса частиц / И. Г. Григоров, Ю. Г. Зайнулин // Преспективные материалы. – 2007. – № 6. – С. 60–63.

Научное издание

ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского государственного технического университета № 9 (96), 2012 г.

Серия «ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ» (Выпуск 6)

Межвузовский сборник научных статей

Редактор *Н. Н. Кваша* Компьютерная верстка *Е. В. Макаровой*

Темплан 2012 г. Поз. № 8н. Подписано в печать 25.07.2012. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 23,25. Уч.-изд. л. 23,19. Тираж 150 экз. Заказ

Волгоградский государственный технический университет. 400005 Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 1.

Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ. 400005 Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

В сборнике научных статей «Известия ВолгГТУ», серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия сборника, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги A4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 "Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления". Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводится на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ). Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата A4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами a, δ , и т. д. Рекомендуется включать в сборник статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.