МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

USBECTUS Волгоградского государственного технического университета

ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Выпуск 8

№ 15(118)^{Межвузовский сборник научных статей} 2013 Издается с января 2004 г. 2013



УДК 620.22+621.79+62-19

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

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

Главный редактор сборника «Известия ВолгГТУ»

академик РАН И. А. Новаков

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета Волгоградского государственного технического университета

Известия Волгоградского государственного технического университета : межвуз. сб. науч. ст. № 15(118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 148 с. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 8). ISBN 978-5-9948-1270-9

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. 135. Табл. 33. Библиогр.: 223 назв.

ISBN 978-5-9948-1270-9

© Волгоградский государственный технический университет, 2013

СОДЕРЖАНИЕ

І. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Киселев О. С.	
Моделирование методом конечных элементов поведения	(
титаноалюминиевого композита с мягкои прослоикои	6
Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Таубе А. О., Кулевич В. П.	
Механические своиства СКМ и СИК системы 11 - Си	9
Гирании П. М. Кисалов О. С. Босов М. Р.	,
Туревич Л. М., Киселев О. С., Босов М. Б. Исспелование состава покальных участков оплавленного металла	
в сваренном взрывом титаноалюминиевом композите	12
Проничев Д. В., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Таубе А. О., Новиков Р. Е. Исследование теплофизических свойств интерметаллидного композиционного материала титан-медь	16
Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Таубе А. О., Новиков Р. Е.	
Исследование фазового состава участков оплавленного металла	
и его трансформации при термообработке сваренного взрывом биметалла медь М1-титан ВТ1-0	19
Шморгун В. Г., Гуревич Л. М., Богданов А. И., Слаутин О. В. Тахбе А. О., Евстропов Л. А.	
Моделирование процессов деформирования	
трехслойных никель-алюминиевых композитов при прокатке и изгибе	22
Гуревич Л. М., Волчков В. М., Киселев О. С., Даненко В. Ф.	
Двух- и трехмерное моделирование процесса прокатки	26
Слонстых никсль-алюминисвых композитов.	20
1 уревич л. м., Трыков Ю. п., проничев Д. Б., Трунов М. Д., Земцова К. М. Исспелование теплопроволности сваренного варывом	
мелно-алюминиевого композита	30
Гупевич Л. М. Трыков Ю. П. Киселев О. С.	
Оптимизация геометрических размеров переходников,	
используемых при сварке плавлением титана и алюминиевых сплавов	34
Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Трыков Ю. П, Трудов А. Ф., Пономарева И. А. Мирошникова F. B	
Влияние деформации изгиба на микромеханические свойства композита	
системы магний-алюминий, полученного сваркой взрывом	37
II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Писарев С. П. Рогозин В. Л. Арисова В. Н. Шевиов А. В.	
Влияние режимов прессования и термической обработки на электрическое сопротивление прессования и термической карбила хрома и никеля	43
Зюбан Н. А. Гоник И. Л. Новинкий Н. А. Соловьев В. А. Аздоева О. В.	
Исследование полиоксидного связующего для окалиноуглеродных	
брикетов в условиях технологического нагрева	46
Адаменко Н. А., Казуров А. В., Сергеев И. В., Бессонов П. А.	
носледование влияния взрывной обработки на термомеханические свойства бронзополиимилных композитов	49
	77

1	1		
Адаменко Н. А., Агафонова Г. Е	., Герасимук А. Э.,	Гончарова Е. И.	
Исследование теплофиз	ических свойств вт	оричного фторопласта-4	54

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

Барон А. А., Осипенко А. П., Гевлич Д. С.	
Расчет напряжений в пластической зоне перед фронтом трещины	
нормального отрыва	58
Лебский С. Л., Лебский Д. С.	
Влияние параметров технологического процесса дробенаклепа	
на эпюру остаточных напряжений	61
Багмутов В. П., Тышкевич В. Н.	
Построение теоретически возможного проекта в системе	
оптимального проектирования трубопроводов из армированных пластиков	64
Барон А. А, Слюсарева О. Ф.	
Модель для прогнозирования трещиностойкости низкопрочных сталей	67
Багмутов В. П., Столярчук А. С., Коробов А. В.	
Методика определения представительного объема	
в поликристаллических конструкционных материалах	71
Тышкевич В. Н.	
Влияние начальных неправильностей формы поперечного сечения	
на напряженное состояние прямых труб из армированных пластиков	74
Тырымов А. А.	
Применение сингулярного элемента графовои модели при расчете КИН	70
в прямоугольной пластине с двумя краевыми трещинами	/8
Клочков Ю. В., Николаев А. П., Марченко С. С., Киселева Т. А.	
Сопоставительный анализ расчета НДС сочлененных оболочек	Q 1
	01
Матлин М. М., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.	
Автоматизация расчета солижения в контакте многоуровневых	85
$F_{\text{uppage}} H = A F_{\text{uppage}} R = B R$	0.0
Турески П. А., Киселеки Г. Э., Леонтвеки Б. Б. Напряженно-леформированное состояние на основе МКЭ	
в зоне сочленения криволинейных пластин при плоском нагружении	86
Бондарева О. П. Гоник И. П. Седов Э. В.	
Исспелование трешиностойкости феррито-аустенитных сталей	90
Tocvon F U	20
Показатели качества поверхностно-упрочненных	
высоконагруженных зубчатых колес	93
Замотаев Б. Н. Еремин М. П. Чечин С. В. Кандауров А. С.	
Исследование влияния температурно-деформационных	
параметров прокатки при повторном ВТМО	
с промежуточным отжигом на механические свойства стали	96
Максимук В. С., Гурулев Д. Н.	
Малоотходная технология изготовления крупных	
штампованных поковок типа «вал с фланцем»	99
Мухин В. Н., Тришкина И. А., Трыков Ю. П., Иваненко Е. А., Грицкевич А. С.	
Исследование длительной прочности и характеристик ползучести	
металла труб печных змеевиков установок термического крекинга	103
Даненко В. Ф., Гуревич Л. М., Трыков Ю. П.	
Моделирование процесса волочения биметаллической проволоки	
углеродистая сталь + 12X18H10T с различными углами	107
раоочего конуса волоки	107

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ И ЛИТЬЯ

Особенности горения дуги при сварке неплавящимся электродом
с прорезью на рабочем участке 111
Соколов Г. Н., Артемьев А. А., Зорин И. В., Литвиненко-Арьков В. Б.
Дубцов Ю. Н., Сычева С. С.
Модифицирование наночастицами тугоплавких соединений
термо- и износостойких наплавленных сплавов 114

1

18 23
18 23
23
23
23
26
28
32
36
38
40
44

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНОАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА С МЯГКОЙ ПРОСЛОЙКОЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведена верификация моделирования деформирования и разрушения титаноалюминиевого композита Д20-АД1-ВТ6С при варьировании относительной толщины прослойки АД1 с помощью пакета SIMULIA/Abaqus. Определена относительная толщина прослойки, соответствующая переносу разрушения на алюминиевый сплав.

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

The verification simulation of deformation and fracture of titanium-aluminum composite D20-AD1-VT6S with varying the relative thickness of the interlayer AD1 by the package SIMULIA / Abaqus was used. The relative thickness of the layer corresponding to the transfer of the destruction of the aluminum alloy was determined.

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

Надежность разнородных конструкций новой техники, работающих в сложных условиях нагружения (вибрация, повышенные и криогенные температуры, циклические нагрузки и т. д.), в значительной степени определяется конструктивной прочностью переходных элементов, используемых для соединения трудносвариваемых традиционными способами разнородных металлов и сплавов (титан-алюминий, титан-сталь, алюминий-сталь и др). Часто технология получения заготовок переходных элементов сваркой взрывом предусматривает введение между основными металлами промежуточных мягких прослоек, играющих роль «буфера пластичности». С использованием «буфера пластичности» получены, например, титаноалюминиевые и сталеалюминиевые композиты Д20-АД1-ВТ6С [1], АМг6-АД1-12Х18Н10Т [2].

Закономерности изменения механических свойств композиций с мягкими прослойками во многом определяются относительной толщиной мягкой прослойки $\chi=\delta/d$, где δ – толщина мягкой прослойки, а d – поперечный размер испытываемого образца [3, 4]. На основе предложенных О. А. Бакши, Л. М. Качановым, Т. М. Кульневич и Б. П. Пиксаевым формул для оценки прочности сварных соединений из сталей, полученных контактной сваркой или сваркой плавлением [5] разработана классификация композиционных соединений с различными вариантами механической неоднородности и предложены полуэмпирические методы расчета их прочности [3, 4].

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

Для верификации модели использовались ранее полученные результаты испытания образцов композита Д20-АД1-ВТ6С (модель ТУ-М-Т) [1] с варьированием относительной толщины прослойки АД1 в интервале $0,03 \le \delta \le 1,0$. К модели ТУ-М-Т относятся соединения, у которых $\sigma_{\rm B}^{\rm T} \le \sigma_{\rm T}^{\rm TY}$, где $\sigma_{\rm B}^{\rm T}$ – предел прочности твердого слоя (в нашем случае для алюминие-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.1847) и грантов РФФИ (13-08-00066 A, 13-08-97025 р_поволжье_а, 12-08-33017 мол_а_вед)

вого сплава Д20 $\sigma_{\rm B}^{\rm T}$ = 180 МПа), $\sigma_{\rm T}^{\rm TY}$ – предел текучести абсолютно упругого твердого тела (для титанового сплава ВТ6С $\sigma_{\rm T}^{\rm TY}$ = 1000 МПа). Проведенные авторами [1] механические испытания отпущенных при 300 °С титаноалюминиевых образцов показали (рис. 1), что при $\chi_{\rm AД1} > 0,9$ эффект контактного упрочнения отсутствует и прочность композиционного соединения определяется прочностью $\sigma_{\rm B}^{\rm M}$ алюминиевой прослойки. Проявление эффекта контактного упрочнения при $\chi_{\rm AД1} < \chi_0$ приводит к повышению прочности соединения $\sigma_{\rm B}$ в соответствии с кривой, определяемой уравнением (1)

$$\sigma_{\rm B} = \sigma_{\rm B}^{\rm M} K_{\chi}, \qquad (1)$$

где $\sigma_{\rm B}^{\rm M}$ – временное сопротивление металла мягкой прослойки, K_{χ} – коэффициент контактного упрочнения, определяемый для элементов компактного сечения по формуле

$$K_{\chi} = \frac{\pi}{4} + \frac{1}{3\sqrt{3}\chi}$$
 (2)



Рис. 1. Влияние относительной толщины мягкой прослойки на прочность композиции Д20-АД1-ВТ6С [1, 3]

В области $\chi_{AД1} < 0,39$ опытные значения прочности ложились ниже этой кривой вследствие вовлечения сплава Д20 в пластическое деформирование. Уменьшение степени упрочнения характеризуется коэффициентом реализации контактного упрочнения K_p , равным отношению фактической прочности сварного соединения к теоретической [3]

$$\sigma_{\rm B} = \sigma_{\rm B}^{\rm M} \cdot K_{\rm \chi} \cdot K_{\rm p} \,. \tag{3}$$

Поскольку во всем диапазоне $\chi_{AД1}$ титановый сплав находится в стадии упругой деформации, то титаноалюминиевую композицию авторы [1] рассматривали без учета прочности титановой составляющей как модель сварного соединения с мягкой прослойкой, жестко закрепленной с одной стороны, а коэффициент механической неоднородности определяли из зависимости

$$K_{\rm B} = \sigma_{\rm B}^{\rm T} / \sigma_{\rm B}^{\rm M} \,. \tag{4}$$

На основе проведенной статистической обработки результатов была получена [1, 3, 4] учитывающая влияние односторонней заделки уточненная формула для определения K_p , обеспечивающая удовлетворительную сходимость расчетных и опытных значений прочности

$$K_{\rm p} = 1,123 - 0,123K_{\rm B}.$$
 (5)

Опытное значение $\chi'_{AII} = 0,08$, соответст-

вующее условию переноса разрушения на сплав Д20, было несколько ниже расчетного по (6), дальнейшее снижение $\chi_{AД1}$ не изменяло прочность композиции, сохраняющейся на уровне 180 МПа:

$$\chi'_{\rm B} = \frac{1}{3\sqrt{3}\left(\frac{\sigma_{\rm B}^{\rm T}}{\sigma_{\rm B}^{\rm M}} - \frac{\pi}{4}\right)}, \qquad \sigma_{\rm B} = \sigma_{\rm B}^{\rm T}. \quad (6)$$

Возможность моделирования процессов растяжения цилиндрического образца Ø6 мм трехслойного титаноалюминиевого композита Д20-АД1-ВТ6С методом конечных элементов проверялась с использованием модуля Abaqus/ Explicit программного комплекса SIMULIA/ Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы слоев деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте локальной пластической деформации по известным зависимостям [6]. Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Размер стороны кубической ячейки конечноэлементной сетки выбирался равным 0,1 мм, что обеспечивало достаточную точность и приемлемое время проведения расчетов. Для сокращения времени моделирования использовалась осевая симметрия цилиндрического тела и рассчитывались деформации в радиальном сечении. Толщина прослойки АД1 варьировалась от 6 (удл1=1) до 0,4 мм (дада=0,066).

Проведенное моделирование показало изменение характера деформирования и разрушения основных слоев композиции при варьировании относительной толщины мягкой прослойки (рис. 2). В области $\chi_{AД1} > 0,066$ разрушение при моделировании происходило по прослойке АД1, но уменьшение ее относительной толщины сопровождалось ростом пластической деформации в алюминиевом сплаве Д20 (рис. 3). При относительной толщине АД1 $\chi_{AД1} \leq 0,066$ происходило постепенное формирование шейки в сплаве Д20 и его последующее разрушение (рис. 2, *г*).



Рис. 2. Изменение характера деформирования в композите Д20-АД1-ВТ6С ячеек слоев АД1 и Д20 при варьировании относительной толщины мягкой прослойки $\chi_{AД1}$: $a - \chi_{AД1}=0,66; \delta - \chi_{AД1}=0,1; s - \chi_{AД1}=0,08; c - \chi_{AД1}=0,066$





Рис. 3. Изменение деформации ячеек композита Д20-АД1-ВТ6С по мере возрастания растягивающих напряжений: $a - \chi_{A\Pi}=0,16; \ 1-6 - \sigma_{yBT6C}$ соответственно 102, 118, 133, 144,148, 151 МПа; $\delta - \chi_{A\Pi}=0,1; \ 1-6 - \sigma_{yBT6C}$ соответственно 104, 122, 153, 165, 169, 172 МПа; $a - \chi_{A\Pi}=0,066; \ 1-6 - \sigma_{yBT6C}$ соответственно 105, 124, 141, 156, 168, 175 МПа; 7, 8 – границы Д20-АД1 и АД1-ВТ6С

Расчет по формулам (3)–(6) позволил получить для этой композиции следующие значения коэффициентов:

$$K_{\rm B} = \sigma_{\rm B}^{\rm T} / \sigma_{\rm B}^{\rm M} = 1,035,$$

 $K_{\rm p} = 1,123 - 0,123K_{\rm B} = 0,995,$

$$\chi'_{\rm B} = \frac{1}{3\sqrt{3}\left(\frac{\sigma_{\rm B}^{\rm T}}{\sigma_{\rm B}^{\rm T}} - \frac{\pi}{4}\right)} = 0,138.$$

Сравнение значений прочности композита Д20-АД1-ВТ6С с различными относительными

толщинами мягкой прослойки, рассчитанных графоаналитическим методом [1, 3, 4] и полученных моделированием по методу конечных элементов, показывает их хорошую корреляцию (рис. 4). Основные различия наблюдались при определении величины $\chi'_{A\Pi 1}$, соответствующей условию переноса разрушения на сплав Д20 (см. таблицу), что приводило к более



Рис. 4. Прочность композита Д20-АД1-ВТ6С: сплошная линия – расчет по уравнениям (3) – (6); точки – результаты моделирования в пакете SIMULIA/Abaqus

Значения $\chi'_{A\Pi 1}$, определенные различными способами

Метод определения	Значение х' _{АД1}
расчет по формулам (3) – (6)	0,138
экспериментально	0,08
моделирование в пакете SIMULIA/Abaqus	0,066

низким значениям прочности моделируемого композита в интервале относительных толщин прослойки 0,138 ≤ҳдд1 ≤ 0,066.

Выводы

1. Проведена верификация результатов моделирования деформирования и разрушения композита Д20-АД1-ВТ6С (модель ТУ-М-Т) с варьированием относительной толщины прослойки АД1 в интервале $0.03 \le \delta \le 1.0$ с помощью пакета SIMULIA/Abagus.

2. Определено изменение деформации ячеек слоев композита Д20-АД1-ВТ6С с варьированием относительной толщины прослойки АД1 по мере возрастания растягивающих напряжений и определена $\chi'_{A\Pi 1}$, соответствующая усло-

вию переноса разрушения на сплав Д20.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кусков, Ю. Н. Прочность сваренных взрывом титаноалюминиевых соединений и ее расчетная оценка / Ю. Н. Кусков, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производст-во. – 1975. – № 9. – С. 11–13.
 2. Сахновская, Е. Б. Свойства соединений аустенит-

ной стали с алюминиевыми сплавами при сварке взрывом / Е. Б. Сахновская, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. - 1971. - № 7. - С. 34-36.

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

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

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

УДК 669.716:621.785

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, А. О. Таубе, В. П. Кулевич МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СКМ И СИК СИСТЕМЫ Ті-Си ПРИ НОРМАЛЬНЫХ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ*

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

Представлены результаты кратковременных испытаний на растяжение трехслойных слоистых и интерметаллидных композитов системы Ti-Cu при нормальных и повышенных температурах. Ключевые слова: интерметаллид, слоистый композит, диффузионная зона, прочность.

The results of short-term tensile-tion triple layer laminated composites and intermetallic Ti-Cu system at normal and elevated temperatures.

Keywords: intermetallic, the layered composite, diffusion zone, strength.

Введение

Как отдельный класс материалов слоистые интерметаллидные композиты обладают рядом

уникальных характеристик и свойств: хорошая высокотемпературная прочность, высокая устойчивость к коррозии и окислению, высокая жесткость и хорошее сопротивление ползучести [1].

Несмотря на проявляемое в последние годы особое внимание к слоистым материалам на

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.1847) и грантов РФФИ (13-08-00066 А, 13-08-97025 р поволжье а, 12-08-33017 мол а вед)

основе титана и меди [2, 3] многие особенности их строения и поведения при нагружении до сих пор не раскрыты. Целью настоящей работы явилось изучение механических свойств трехслойных слоистых (СКМ) и интерметаллидных (СИК) композитов системы Ti-Cu при нормальных и повышенных температурах.

Материалы и методы исследования

Механические испытания при комнатной температуре проводили на установке LRK 5 Plus, высокотемпературные (до 700 °C) – на установке АЛА-ТОО (ИМАШ 20-75). Образцы толщиной 1,5 мм изготавливали из меди М1, титана ВТ1-0 и полученного сваркой взрывом с последующей прокаткой СКМ М1+ВТ1-0+М1 [1] (рис. 1). Нагрев образцов осуществляли радиационным методом.



Рис. 1. Образец для механических испытаний

Предел прочности, МПа

600

400

200

200

400

Температура испытаний,

а

600

Отжиг СКМ для формирования структуры СИК медь-диффузионная зона-медь (рис. 2) проводили при температуре 850 °С в течение 100 ч, что позволило получить диффузионную зону с объемной долей 75 %.

Изучение микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа Olympus BX-61.

Микротвердость структурных составляющих замеряли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 0,2 Н.

Результаты и их обсуждение

Результаты механических испытаний показали (рис. 2, *a*), что температурная зависимость прочности трехслойного СКМ после прокатки подчиняется правилу смеси

$$\sigma_{\rm CKM} = \sigma_{\rm Cu} V_{\rm Cu} + \sigma_{\rm Ti} V_{\rm Ti}, \qquad (1)$$

где σ_{CKM} , σ_{Cu} , σ_{Ti} – соответственно пределы прочности СКМ, меди и титана; V_{Cu} и V_{Ti} – объемная доля меди и титана.

Относительное удлинение СКМ оказалось значительно ниже (8 %), чем у исходных материалов (20 % у меди М1 и 30 % у титана ВТ1-0) (рис. 2, δ).



Рис. 2. Температурная зависимость прочности (*a*) и относительного удлинения (б) для: *1* – титана BT1-0; 2 – меди M1; 3 – СКМ М1+BT1-0+М1; 4 – СИК

800

°Č

Ранее нами показано [4], что фазовый состав диффузионной зоны в СИК системы Ti-Cu определяется как температурно-временными условиями нагрева, так и деформационной «наследственностью» полугорячей прокатки, приводящей к интенсификации диффузионных процессов при последующей термообработке за счет фрагментации и развития блочной структуры. Анализ распределения микротвердости в поперечном сечении исследованного СИК (рис. 3) показал, что диффузионная зона, имеющая слоистое строение, в слое, прилегающем к меди, имеет твердость 3,5–3,7 ГПа, что соответствует интерметаллиду TiCu [5]. В центральной части, имеющей сложный фазовый состав (Ti₂Cu, TiCu₄ и Ti₂Cu₃) [4], среднее значение микротвердости находилось на уровне 4,4 ГПа. Тем не менее, твердость отдельных структурных составляющих достигала 5,1–5,4 ГПа.



Рис. 3. Распределение микротвердости в поперечном сечении СИК

С ростом температуры испытаний прочность СИК понижалась, однако ее значения были вше прочности монометаллов и СКМ. При этом СИК разрушался во всем температурном диапазоне испытаний хрупко ($\delta = 0,4-0,5$ %).

В работах [6, 7] показано, что если одна из составляющих слоистого композита хрупкая, его прочность можно оценить по уравнению

$$\sigma_{\kappa} = \sigma'_{a} V_{a} + \sigma'_{e} V_{e} + \sigma_{c} V_{c}, \qquad (2)$$

где σ'_a и σ'_e – напряжения в мягких составляющих при деформации разрушения реакционной зоны.

Использование уравнения (2) и экспериментальных данных по прочностным свойствам СИК системы Ti-Cu позволило косвенным методом оценить прочность диффузионной зоны

$$\sigma_{\rm J3} = \frac{\sigma_{\rm CHK} - \sigma'_{\rm C} V_{\rm C}}{V_{\rm J3}}, \qquad (3)$$

где $\sigma_{\rm Д3}$ и $\sigma_{\rm CuK}$ – прочность диффузионной зоны и слоистого интерметаллидного композита; $\sigma'_{\rm Cu}$, и $\sigma'_{\rm Ti}$. – предел текучести меди и титана; $V_{\rm Д3}$ – объемная доля диффузионной зоны.



титана (2) и диффузионной зоны (3)

На рис. 4 представлены полученные расчетным путем средние значения прочности диффузионной зоны, сформированной при температуре 850 °С в течение 100 ч. Согласно полученным данным прочность диффузионной зоны при комнатной температуре составляет ~ 490 МПа. С повышением температуры испытания прочность постепенно уменьшается, но находится значительно выше прочности монометаллов, входящих в состав композиции.

Выводы

Прочность диффузионной зоны СИК системы Ti-Cu, сформированной при температуре 850 °C в течение 100 ч, с повышением температуры испытания постепенно снижается с 490 (20 °C) до 200 (700 °C) МПа. Разрушение СИК во всем исследованном температурном диапазоне хрупкое ($\delta = 0, 3-0, 4\%$).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Научные основы проектирования и изготовления нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // Конструкции из композиционных материалов. – 2006. – № 4. – С. 133–134.

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

3. Saboktakin, Mohsen. The Effect of Copper Interlayer on Metallurgical Properties of Roll Bonding Titanium Clad Steel/ Mohsen Saboktakin, Gholamrza Razavi and Hossein Monajati // Department of Materials Science and Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, 2011 International Conference on Advanced Materials Engineering IPCSIT vol.15 (2011).

4. Шморгун, В. Г. Исследование фазового состава диффузионной зоны в композите системы медь-титан / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 6(109) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 7). – С. 32–35.

5. Оликер, В. Е. Структура и фазовый состав диффузионной зоны Сu-Ti / В. Е. Оликер, А. А. Мамонова, Т. И. Шапошникова // Порошковая металлургия. – 1996, № 3/4. – С. 67–70.

6. Шморгун, В. Г. Расчетная оценка прочности слоистых интерметаллидных композитов (СИК) системы «магний-алюминий» / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. С. Самарский, А. И. Богданов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 20–23.

7. *Трыков, Ю. П.* О влиянии поверхности раздела на прочность слойного композита / Ю. П. Трыков, Н. Н. Курасова, Б. Г. Пектемиров, А. И. Еловенко, А. П. Ярошенко // Металловедение и прочность материалов : межвуз. сб. науч. тр.; ВолгПИ. – Волгоград, 1989. – С. 92–97. УДК 621.791:621.771

Л. М. Гуревич, О. С. Киселев, М. В. Босов

ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА ЛОКАЛЬНЫХ УЧАСТКОВ ОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ ТИТАНОАЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Увеличение времени кристаллизации локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом титаноалюминиевом композите свыше 0,15 с приводит к формированию только алюминида TiAl₃ с минимальной свободной энергией.

Ключевые слова: титан, алюминий, слоистый композит, сварка взрывом, оплавленный металл, интерметаллид, кристаллизация, энергодисперсионный анализ.

Time of local areas melted metal crystallization in the explosion welding titanium-aluminum composite more than 0.15 second is the reason of the formation only TiAl₃ aluminide with minimal free energy.

Keywords: titanium, aluminum, lavered composite, explosion welding, melted metal, , intermetallic, crystallization, energy dispersive X ray analysis.

Достаточно противоречивые литературные данные о составе и структуре локальных участков оплавленного металла на границе соединения сваренного взрывом титаноалюминиевого композита привели к проведению экспериментальных исследований [1, 2], которые показали, что структура химической неоднородности, состоящей из фрагментов алюминидов в закристаллизовавшейся алюминиевой матрице, во многом определяется скоростью соударения титановой и алюминиевой пластин при сварке взрывом (СВ) и, следовательно, энергией W_2 , затраченной на пластическое деформирование металла ОШЗ соединения. Методами рентгеноструктурного анализа показано, что при относительной протяженности оплавов 40-50 % и суммарной площади оплавов на 1 мм длины линии соединения 0,012-0,018 мм² в оплавах формировался термодинамически маловероятный алюминид Ti₃Al, при увеличении скоростных параметров СВ, сопровождающемся ростом относительной протяженности оплавов, суммарной площади оплавов на 1 мм длины линии соединения и площади единичных оплавов, происходило постепенное уменьшение в фазовой структуре оплава доли Ti₃Al с замещением TiAl₃, имеющим минимальную свободную энергию из всех возможных алюминидов титана [1, 2].

Целью настоящей работы явилось определение причин трансформации фазового состава локальных участков оплавленного металла в титаноалюминиевом композите при увеличении кинетических параметров CB.

Обнаружение методами рентгеноструктурного анализа в оплавах Ti₃Al с энергией формирования Гиббса выше, чем у TiAl₃, свидетельствует, по нашему мнению, о неравновесности структурной неоднородности, возникшей при быстротечной кристаллизации. Для подтверждения результатов рентгеноструктурного анализа было проведено исследование структуры локальных участков оплавленного металла, полученных при различных скоростях соударения СВ, на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D, которое подтвердило наличие только твердого раствора на основе алюминия (алюминиевой матрицы) и включений алюминида TiAl₃ (рис. 1, табл. 1) при $W_2 \ge 2.0$ МДж/м² (относительной протяженности оплавов более 80 % и суммарной плошали оплавов на 1 мм длины линии соединения 0,022 мм²).

Время существования локального оплава в жидком состоянии оценивали по разработанной В. С. Седых методике [3] на основе предложенного Н. Н. Рыкалиным метода сосредоточенных источников [4]. Для локальных участков оплавленного металла, моделируемых цилиндрами, вытянутыми перпендикулярно направлению процесса СВ, применимо уравнение мгновенного линейного источника

$$T(r,\tau) = \frac{Q_j}{4\pi\lambda\tau} exp\left(\frac{r^2}{4a\tau} - b\tau\right), \qquad (1)$$

где T – температура в локальной точке, Q_j – линейная интенсивность источника, равная теплосодержанию единицы длины оплавленного участка; r – расстояние от источника до точки тела с определяемой температурой, τ – промежуток времени от окончания действия источника; λ , a, b – коэффициенты теплопроводности, температуропроводности и поверхностной теплоотдачи.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.1847) и грантов РФФИ (13-08-00066 A, 13-08-97025 р поволжье а, 12-08-33017 мол а вед).



Рис. 1. Морфология локальных участков оплавленного металла ($W_2 = 2,0$ МДж/м²) (*a*) и типичные результаты энергодисперсионного анализа для точек Spot1, Spot2 и Spot4 (δ) и Spot5 (ϵ)

Таблица 1

Химический состав в различных зонах локальных участков оплавленного металла (W₂ = 2,0 МДж/м²) по результатам энергодисперсионного анализа на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D

Зона	Содержание А1				Co	Фага	
анализа (рис.1)	мас. %	ат. %	Возможная ошибка, %	мас. %	ат. %	Возможная ошибка, %	Фаза
Spot 1	65,4	77,1	4,76	34,6	22,9	1,75	TiAl ₃
Spot 2	62,43	74,74	4,99	37,57	25,26	1,7	TiAl ₃
Spot 3	91,38	94,98	2,06	8,62	5,02	2,24	Al(Ti)
Spot 4	62,86	75,09	4,95	37,14	24,91	1,71	TiAl ₃
Spot 5	85,32	91,21	2,85	14,68	8,79	2,08	TiAl ₃ +Al(Ti)

Приравняв в уравнении (1) *г* и *b* к нулю и продифференцировав по времени, В. С. Седых [3] получил формулы для расчета мгновенной скорости охлаждения образующихся оплавов при заданной температуре *V*

$$T(Q,\tau) = \frac{Q_j}{4\pi\lambda\tau}; \quad \frac{\partial T}{\partial\tau} = \frac{Q_j}{4\pi\lambda\tau^2};$$

$$V = \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{Q_j}{4\pi\lambda} \times \left(\frac{4\pi\lambda T}{Q_i}\right)^2 = \frac{4\pi\lambda T^2}{Q_i}.$$
 (2)

Тепловую интенсивность мгновенного линейного источника определим как теплоту, аккумулированную единицей длины локального оплавленного участка площадью поперечного сечения S_{ед}

$$Q_{j} = S_{\rm eq} \times \rho \times \left(c \times T_{\rm nn} + E_{\rm nn}\right). \tag{3}$$

$$\rho = \frac{100}{\frac{m_{\rm Ti}}{\rho_{\rm Ti}} + \frac{m_{\rm Al}}{\rho_{\rm Al}}},\tag{4}$$

где E_{nn} – теплота кристаллизации компонентов $(E_{Al} = 400,7 \text{ кДж/кг}, E_{Ti} = 436,8 \text{ кДж/кг}), c$ – теплоемкость ($c_{\text{Ti}} = 0,68$ Дж/кг, $c_{\text{Ti}} = 1,29$ Дж/кг), m_{Ti} и m_{Al} – массовые доли Ti и Al в оплаве, ρ_{Ti} и р_{А1}.– плотности Ті и Аl.

Для расчета величины необходимо знание среднего химического состава оплава, которое определялось по следующей методике. Исходя из фазового состава оплавов, их площади и объемного содержания интерметаллидов θ, рассчитывалось процентное содержание Ті _{*m*_{ті}} в ло-

кальных участках оплавленного металла (рис. 2)

$$m_{\mathrm{Ti}} = \frac{\theta_{i=1}^{\sum} \left(v_{\mathrm{инт}i} \times \rho_{\mathrm{инT}i} \times m_{\mathrm{Ti} \mathrm{uHT}i} \right)}{(1-\theta)\rho_{\mathrm{Al}} + \theta_{i=1}^{\sum} \left(v_{\mathrm{иHT}i} \rho_{\mathrm{иHT}i} \right)}.$$
 (5)

и площади алюминия S_{Al} и титана S_{Ti} , перешедших в оплавы

$$S_{AI} = S (1-\theta) + S \times \theta$$

$$' \times \theta \sum_{i=1}^{n} \frac{v_{\mu \pi i} \times \rho_{\mu \pi i} \times \left(1 - \frac{m_{\text{Ti } \mu \pi i}}{100\%}\right)}{\rho_{AI}}.$$

$$S_{\tau_{i}} = S \times \theta \sum_{i=1}^{n} \frac{v_{\mu \pi i} \times \rho_{\mu \pi i} \times \frac{m_{\text{Ti } \mu \pi i}}{100\%}}{100\%},$$
(7)

$$T_{\rm Ti} = S \times \theta \sum_{i=1}^{n} \frac{v_{\rm uhti} \times \rho_{\rm uhti} \times m_{\rm Ti} {}^{\rm uhti}}{\rho_{\rm Ti}}, \quad (7)$$

где р_{инт*i*}, v_{инт*i*} - соответственно плотность и объемная доля Ті в *і*-м алюминиде.

Рассчитанные зависимости площади алюминия S_{Al} и титана S_{Ti} , перешедших в оплавы, от энергии W₂ приведены на (рис. 2). Увеличение W₂ в исследованных пределах приводило к увеличению деформации g_{max} как титанового, так и в алюминиевого слоев, причем объем плавящегося алюминия рос значительно быстрее, чем растворение в расплаве титана.

При расчетах длительности взаимодействия жидкости с титаном до кристаллизации были приняты следующие допущения:

1) использованы величины теплофизических свойств металлов при нормальной температуре;

2) в уравнениях (2) и (3) и табл. 2 максимальная температура оплава Т_{пл} принималась равной температуре плавления сплава системы Ti-Al с аналогичным химическим составом по данным [5];

3) температура солидуса T_c в условиях высоких скоростей охлаждения равна 0,8 абсолютной температуры плавления алюминия T^{Al} [3];

4) средняя скорость охлаждения локального оплава V_{ср} в интервале кристаллизации равна среднему арифметическому скоростей охлаждения на граничных точках интервала ликвидус-солидус ($V_{Tпл}$ и V_{Tc});

5) учитывая теплопередачу в две полубесконечные пластины Ті и Аl, использовали эффективный коэффициент теплопроводности $\lambda = \frac{(\lambda_{T_i} + \lambda_{Al})}{2}$.



Рис. 2. Зависимость площадей алюминия $S_{AI}(1)$ и титана $S_{Ti}(2)$, перешедших в оплавы, и содержания Ti m_{Ti} в оплавленном металле (3) от W_2

Таблица 2

Энергия W2,	Площадь единичного	Содержание Ті,	T _{пл,} К	Скорость охлаждения, град/с			Время существования
МДж/м ²	оплава S_{ea} , мм ²	мас.%		V _{Тпл}	V _{Tc}	Vcp	расплава τ_{pac} , с
1,2	0,0088	28	1653	36100	7600	21800	0,04
1,5	0,0091	32	1683	31100	6300	18700	0,05
1,8	0,0123	36	1703	23200	4700	13900	0,07
1,9	0,0125	37	1713	22600	4400	13500	0,7
2,1	0,0166	37	1713	16800	3300	10100	0,09
2,3	0,0317	30	1663	8600	1800	5200	0,17

Длительность существования локального оплава в жидком состоянии при различных энергетических условий формирования соединения

Для определения порядка величин времени существования оплава в жидком состоянии $\tau_{\text{pac}} = \frac{(T_{\text{пл}} - T_{\text{c}})}{V_{cp}}$ принятые допущения прием-

лемы.

Результаты расчетов сведены в табл. 2.

Увеличение площади оплавов приводило к большей длительности взаимодействия жидкости с титаном до кристаллизации и позволяло приблизиться к равновесным условиям формирования алюминидов. Как видно из табл. 2, при росте энергии W_2 от 1,2 до 2,3 МДж/м² (и, соответственно, площади единичного оплава до 0,0317 мм²) время существования жидкого оплава увеличивалось примерно в 4 раза, что и позволяло приблизиться к термодинамически наиболее вероятному фазовому составу закристаллизовавшегося расплава.

Выводы

1. Методами энергодисперсионного анализа подтверждено наличие в оплавах сваренного взрывом титаноалюминиевого композита с относительной протяженности более 80 % и суммарной площадью на 1 мм длины линии соединения более 0,022 мм² только твердого раствора на основе алюминия (алюминиевой матрицы) и включений алюминида TiAl₃.

2. Рост в условиях эксперимента площади единичного оплава от 0,0088 до 0,0317 мм²

приводил к увеличению времени существования жидкого оплава примерно в 4 раза, что и позволило приблизиться к термодинамически наиболее вероятному фазовому составу закристаллизовавшегося металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Гуревич, Л. М.* Закономерности формирования структурно-механической неоднородности при сварке взрывом алюминия с титаном / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев // Сварочное производство. – 2013. – № 2. – С. 14–18.

2. Гуревич, Л. М. Изменение структуры и фазового состава оплавов в слоистом титаноалюминиевом 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 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 5). – С. 14–19.

3. Седых, В. С. К вопросу о структуре оплавленных участков, образующихся на границе раздела металлов в свариваемых взрывом соединениях / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 1995. – С. 36–45.

4. *Рыкалин, Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин. – М. : Гос. научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1951. – 296 с.

5. Хансен, М. Структура двойных сплавов. В 2 т. / М. Хансен, К. Андерко. – М. : Металлургиздат, 1962. – 1488 с.

УДК 669.716:621.785

Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, А. О. Таубе, Р. Е. Новиков

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ТИТАН-МЕДЬ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

С помощью измерителя теплопроводности КИТ-02ц «Теплофон» в работе исследована теплопроводность композиционного материала медь-титан с диффузионными прослойками, образующимися в результате длительного отжига.

Ключевые слова: слоистый композит, сварка взрывом, термообработка, диффузионная зона, фазовый состав, теплопроводность.

With the help of thermal conductivity meter KIT-02c «Teplofon» in the paper the thermal conductivity of the composite material with a copper-titanium diffusion layers, formed as a result of prolonged annealing.

Keywords: layered composite, explosive welding, heat treatment, diffusion zone, phase composition, thermal conductivity.

Введение

Развитие современной промышленности невозможно без использования материалов, обладающих особыми физическими, химическими, механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами [1].

Создание принципиально нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов (СИК) позволяет получить комплекс таких ценных свойств, как высокая устойчивость к коррозии и окислению, жаропрочность и износостойкость[2].

Наличие в СИК систем медь-титан слоев с большим градиентом физико-механических свойств [3] обусловливает перспективу их применения в энергетических установках, криогенном и теплообменном оборудовании в качестве тепловых и теплозащитных барьеров, износостойких покрытий и жаростойких материалов. Однако несмотря на достигнутые успехи до сих пор остаются недостаточно изученными теплофизические свойства диффузионных прослоек, формирующихся на границе соединения композита системы медь-титан в процессе термической обработки.

Материалы и методика исследований

Биметалл медь М1 + титан ВТ1-0 получен сваркой взрывом (СВ). Скорость соударения 530 м/с. Металлографические исследования проводились на модульном металлографическом микроскопе Olympus BX-61, измерения микротвердости – на микротвердомере ПМТ-3 методом восстановленного отпечатка при нагрузке 20 г. Термическая обработка проводилась в печи SNOL 8.2/1100 при температуре 850 °C с выдержками 30 и 60 ч. Для защиты образцов от окисления при высоких температурах на них наносилась обмазка из смеси талька (70 %) и жидкого стекла (30 %). Для изучения теплофизических свойств был применен компьютерный измеритель теплопроводности «Теплофон» КИТ-02ц, обеспечивающий измерение коэффициента теплопроводности с точностью 3–5 %. Исследование распределения химических элементов в зоне диффузионного взаимодействия проводили на двухлучевом электроном сканирующем микроскопе Versa 3D.

Полученные результаты

Металлографические исследования в состоянии после СВ показали, что граница соединения имела воолнообразный нерегулярный профиль без завихрений, оплавов и непроваров (рис. 1). Измерения микротвердости показали, что при сварке взрывом в обоих металлах формируется зона максимального упрочнения (рис. 2), в которой твердость титана и меди достигает 3,5 и 1,5 ГПа, твердость слоев, удаленных от границы соединения, находится на уровне 0,65 и 2,5 ГПа соответственно.



Рис. 1. Микроструктура зоны соединения биметалла Ті-Си после СВ (×200)

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.1847) и грантов РФФИ (13-08-00066 A, 13-08-97025 р_поволжье_а, 12-08-33017 мол_а_вед).



Рис. 2. Распределение микротвердости по поперечному сечению композита титан-медь после CB

Для формирования диффузионной прослойки образцы биметалла были подвергнуты диффузионному отжигу при температуре 850 °С. При нагреве слоистых композиционных материалов системы Ti-Cu диффузионное взаимодействие происходит в твердой фазе с образованием непрерывной интерметаллидной прослойки, которая с увеличением температуры и времени выдержки растет по толщине и протяженности как со стороны меди, так и стороны титана.

Выдержка при 850 °С в течение 30 ч привела к формированию непрерывной интерметаллидной прослойки, в которой металлографически выявляется зона диффузионного взаимодействия общей толщиной 96 мкм (рис. 3), она имеет сложную структуру и состоит из трех слоев. С помощью сканирующего энергодисперсионного микроанализа были идентифицированы следующие фазы, входящие в состав диффузионной зоны (от меди к титану): Ti₃Cu₄ (10 мкм), TiCu (40 мкм) и Ti₂Cu (46 мкм), твердость прослоек составила 4,6; 4,3 и 5,35 ГПа соответственно.



Рис. 3. Микроструктура и распределение микротвердости по поперечному сечению биметалла Cu-Ti после CB и отжига при температуре 850 °C в течение 30 ч (×200)

Увеличение времени выдержки до 60 ч вызвало дальнейший рост диффузионных прослоек, общая толщина которых достигла 230 мкм. Исследованиями установлено, что фазовый состав диффузионной зоны изменился, обнаружены следующие фазы (от меди к титану): твердый раствор титана в меди с включениями интерметаллидов Ti_2Cu_3 (12 мкм) (172 мкм), интерметаллидные прослойки Ti_3Cu_4 (8 мкм), TiCu (8 мкм) и твердый раствор меди в титане с включениями интерметаллида Ti_2Cu (42 мкм). Как видно, рост прослойки происходит за счет появления новых фаз со стороны меди, в первую очередь за счет твердого раствора с включениями Ti_2Cu_3 . Понижение твердости в областях, прилегающих к титану и меди, объясняется тем, что в них появились твердые растворы, обладающие значительно меньшей твердостью, чем интерметаллиды. Твердость однородной прослойки TiCu не изменилась с увеличением времени выдержки и осталась на уровне 4,3 ГПа, микротвердость прослойки Ti_3Cu_4 оказалась на уровне 4,6 ГПа, соответственно. Таким образом, увеличение времени выдержки до 60 ч значительно изменяет структуру, фазовый состав и свойства диффузионной зоны (рис. 4).



Рис. 4. Микроструктура и распределение микротвердости по поперечному сечению биметалла Cu-Ti после CB и отжига при температуре 850 °C в течение 60 ч (×200)

Изучение теплопроводности композита проводилось в различных состояниях: после сварки взрывом и после диффузионного отжига при температуре 850 °С в течение 30 и 60 ч. Коэффициент теплопроводности сваренного взрывом композита титан-медь составил 31 Вт/(м·К) (рис. 5, поз. 4), что несколько ниже теоретического значения (35 Вт/(м·К)), полученного по правилу смеси. Такое расхождение объясняется формированием при СВ зоны максимального упрочнения с повышенной концентрацией несовершенств кристаллического строения.

Диффузионный отжиг при температуре 850 °С и времени выдержки 30 ч вызывает снижение коэффициента теплопроводности до 29 Вт/(м·К) (рис. 5, поз. 5). Это вызвано образованием диффузионной интерметаллидной прослойки, имеющей низкую теплопроводность, что подтверждается тем, что увеличение времени выдержки до 60 ч и соответствующий рост доли прослойки вызвали дальнейшее падение теплопроводности до 26 Вт/(м·К).



Рис. 5. Коэффициенты теплопроводности КМ Ті-Си:

1, 2 – коэффициенты теплопроводности меди М1 и титана ВТ1-0; 3 – теоретическое значение коэффициента теплопроводности биметалла, рассчитанное по правилу аддитивности; 4, 5, 6 – экспериментальные значения коэффициента теплопроводности КМ после СВ и отжига при температуре 850 °C в течение 30 и 60 ч соответственно; 7, 8 – коэффициенты теплопроводности диффузионной прослойки после отжига при температуре 850 °C в течение 30 и 60 ч соответственно; 7 в течение 30 и 60 ч

Полученные экспериментальные данные позволили с помощью правила аддитивности вычислить коэффициенты теплопроводности диффузионных прослоек, формирующихся при термической обработке композита титан-медь:

$$\lambda_{\Pi\Pi} = \frac{\delta_{\Pi\Pi}}{\frac{\delta_{CKM}}{\lambda_{CKM}} + \frac{\delta_{Cu}}{\lambda_{Cu}} + \frac{\delta_{Ti}}{\lambda_{Ti}}},$$

где $\delta_{\text{ДП}}$ – толщина диффузионной прослойки; $\delta_{\text{Скм}}$ – толщина СКМ; $\delta_{\text{Си}}$, $\delta_{\text{Тi}}$ – толщины Си и Тi без учета толщины диффузионной прослойки; $\lambda_{\text{СКМ}}$, λ_{Cu} , λ_{Ti} – экспериментально определенные значения коэффициентов теплопроводности СКМ, меди и титана.

Значения коэффициентов теплопроводности диффузионных прослоек, образовавшихся после отжига при 850 °С в течение 30 и 60 ч, составили 9,7 и 5,4 Вт/(м·К) соответственно, что в 41–74 раза меньше, чем у меди и в 1,9–3,3 раза меньше, чем у титана соответственно.

Выводы

Установлено что при длительных выдержках в процессе отжига при 850 °С возможно существенное изменение фазового состава диффузионной прослойки в системе титан-медь. Сами диффузионные прослойки обладают значительно меньшей теплопроводностью, чем основные металлы, что придает композиту высокую степень анизотропии вдоль и поперек слоев. Теплопроводность интерметаллидных прослоек зависит от фазового состава и может отличаться почти в 2 раза после 30 и 60-часо-вого отжига.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Свойства и работоспособность слоистых композиционных материалов : учеб. пособие / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев. – Волгоград: ИУНЛ ВолгГТУ, 2011. – 90 с.

2. *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.

3. Шморгун, В. Г. Исследование фазового состава диффузионной зоны в композите системы медь-титан / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 6 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – С. 32–35.

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

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

УДК 669.716:621.785

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, А. О. Таубе, Р. Е Новиков ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА УЧАСТКОВ ОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА И ЕГО ТРАНСФОРМАЦИИ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛА МЕДЬ М1-ТИТАН ВТ1-0*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Методами оптической и растровой электронной микроскопии исследован фазовый состав оплавленного металла в сваренном взрывом биметалле медь М1-титан ВТ1-0 и его трансформация при термообработке.

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

By optical and scanning electron microscope to study the phase composition of the melted metal in the explosion welded bimetal of copper M1-titanium VT1-0 and its transformation during heat treatment.

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

Введение

Технология получения слоистых интерметаллидных композитов (СИК) системы медьтитан предусматривает сварку взрывом многослойных пакетов и их последующую прокатку на толщину, обеспечивающую после завершающей высокотемпературной термообработки заданное объемное соотношение основных и образующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.1847) и грантов РФФИ (13-08-00066 A, 13-08-97025 р_поволжье_а, 12-08-33017 мол_а_вед)

Одним из путей интенсификации процесса формирования интерметаллидных слоев является завышение режимов сварки взрывом над оптимальными, обеспечивающее формирование на межслойных границах меднотитановых слоистых композитов участков оплавленного металла (оплавов), являющихся центрами образования интерметаллидов при отжиге [1]. Однако в настоящее время данные о влиянии оплавов на структуру и свойства сплошных интерметаллидных слоев в составе СИК системы медь-титан отсутствуют.

Целью работы являлось исследование трансформации структуры и фазового состава участков оплавленного металла на межслойной границе сваренного взрывом биметалла медь-титан при термической обработке.

Материалы и методы исследования

Объектом исследования являлся сваренный взрывом биметалл медь М1-титан ВТ1-0 с толщинами слоев 2,5 и 2 мм соответственно.

Отжиг образцов проводили в воздушной атмосфере печи SNOL 8,2/1100 при температу-

ре 850 °С в течение 1–10 ч. Перед термообработкой на образцы наносили 2-слойную защитную обмазку толщиной 1–2 мм следующего состава: первый слой – жидкое стекло (20 %)+ +алю-миниевая пудра (80 %); второй слой – жидкое стекло (36 %)+ тальк (64 %).

Исследования структуры и химического состава выполнены с применением оптической (микроскоп Olympus BX61) и растровой электронной микроскопии (установка Versa 3D Dual Beam).

Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 0,2 Н.

Результаты и их обсуждение

Исследование трансформации участков оплавленного металла в процессе термической обработки, выполненное с помощью оптического микроскопа, показало, что формирующаяся со стороны меди диффузионная прослойка на первом этапе повторяет контур оплава, а затем, по мере увеличения времени термообработки, полностью его «поглощает» (рис. 1).







Выполненный качественный и количественный микрорентгеноспектральный анализ распределения химических элементов в оплавленном металле и диффузионной зоне позволил установить следующее.

Структура сформировавшихся при сварке взрывом участков оплавленного металла представляет собой механическую смесь меди и интерметаллидных включений с микротвердостью 6,1–7,4 ГПа, имеющих состав близкий к 77–79 % Си и 18–21 % Ті, что, согласно диаграмме состояния (рис. 2), соответствует интерметаллиду ТіСи₄ (рис. 3, таблица).

Формирование диффузионной зоны при нагреве медно-титанового композита начинается с образования на границе соединения интерметаллидной прослойки TiCu (рис. 1, δ), которая с увеличением времени термообработки растет по толщине. При пятичасовой выдержке в составе диффузионной зоны были обнаружены две интерметаллидные прослойки TiCu и Ti₂Cu, причем участок оплава в слое TiCu перестал дифференцироваться.





Рис. 3. Микроструктура диффузионной зоны (*a*) и характер распределения химических элементов после сварки и термообработки 850 °C, 1ч (*b*) (×2500)

Результаты микроанализа химического состава в различных точках оплав	ł
после отжига в течение часа (рис. 3, а)	

№ точки	Элемент	Массовый %	Атомный %	Погрешность, %	Фаза
1	Ti	39,93	47,71	1,6	TiCu
1	Cu	60,07	53,29	1,43	ncu
2	Ti	0,69	0,91	5,05	Cu
	Cu	99,31	99,09	0,94	Cu
3	Ti	17,01	21,38	1,89	Ti Cu
	Cu	82,99	78,62	1,16	11Cu ₄



Рис. 4. Микроструктура диффузионной зоны после сварки и термообработки 850 °C, 10 ч (*a*) и характер распределения химических элементов (*δ*)

Десятичасовая выдержка привела к формированию на границе соединения многослойной структуры: твердый раствор меди в титане, интерметаллидные прослойки Ti₂Cu, TiCu и Ti₃Cu₄, твердый раствор титана в меди (рис. 4).

Выводы

1. Структура участков оплавленного металла на межслойной границе сваренного взрывом биметалла медь М1+ титан ВТ1-0 представляет собой механическую смесь меди и интерметаллидных включений TiCu₄.

2. Интерметаллидные прослойки, формирующиеся при термообработке, на первом этапе повторяют контур оплава, а затем по мере увеличения времени выдержки «поглощают» его, выравнивая свой стехиометрический состав: со стороны меди образуется интерметаллид TiCu, а со стороны титана – Ti₂Cu.

3. Фазовый состав диффузионной зоны, формирующейся при температуре интенсивной диффузии (850 °C), зависит от продолжительности высокотемпературного воздействия. При малых временах (1–5 ч) в ее составе, наряду с твердыми растворами на основе меди и титана, обнаружены две прослойки с фазовым составом Ti₂Cu и TiCu. При увеличении времени выдержки до 10 ч появляется отдельная сплошная прослойка с фазовым составом Ti₃Cu₄.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Влияние термической обработки на структуру и свойства участков оплавленного металла в слоистом композите системы Ni-Al / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, С. Н. Голубин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 6(109) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 7). – С. 24–28.

2. *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.

УДК 669.716:621.785

В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, А. О. Таубе, Д. А. Евстропов МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ПРОКАТКЕ И ИЗГИБЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

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

Ключевые слова: слоистый композит, сварка взрывом, прокатка, изгиб, моделирование.

Verification of modeling the behavior of multilayered nickel-aluminum composite in three-point bending and rolling with the use of the software system SIMULIA / Abaqus revealed the proximity of the calculated and experimental values of the plastic deformation.

Keywords: layered composite, explosive welding, rolling, bending, modeling.

Неравномерность деформации слоистых композитов при прокатке и изгибе, обусловленная различием исходных прочностных характеристик составляющих их слоев, приводит к возникновению значительных остаточных напряжений, которые могут вызывать расслоение композитов или разрыв более твердых слоев [1]. Интенсивно развивающиеся программные системы конечно-элементного анализа, например, *ANSYS* (компания *ANSYS Inc.*, США), *T-FLEX* Анализ (компании «Топ Системы», Россия), *ABAQUS* (*Abaqus Inc.*, США) позволяют, наряду с другими возможностями, моделировать процессы их деформирования.

Целью настоящей работы являлось определение достоверности получаемых результатов при моделировании процесса прокатки и изгиба СКМ АД1+НП2+АД1.

Материалы и методы исследования

Для моделирования процессов изгиба и прокатки трехслойного никель-алюминиевого композита использовался программный комплекс *SIMULIA/Abaqus*, предназначенный для конечно-элементных прочностных расчетов и содер-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.1847) и грантов РФФИ (13-08-00066 A, 13-08-97025 р_поволжье_а, 12-08-33017 мол_а_вед),а также Совета по грантам Президента РФ (грант № СП-5131.2013.1).

жащий 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.

Верификация расчетных моделей проводилась с использованием экспериментальных данных по распределению деформаций в поперечном сечении сваренного взрывом трехслойного никель-алюминиевого композита после трехточечного изгиба (толщина слоев: АД1 –1 мм, $H\Pi 2 - 0,5$ мм) и холодной прокатки (исходная толщина слоев: АД1 –5 мм, $H\Pi 2 - 2,5$ мм). При задании расчетных схем материалы слоев задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2i}$ при росте локальной плас-

тической деформации по известным зависимостям (рис. 1).



Рис. 1. Зависимость предела текучести никеля НП2 и алюминия АД1 от степени пластической деформации



Рис. 2. Схема трехточечного изгиба (*a*) и расчетная схема моделирования изгиба с нанесенной конечно-элементной сеткой (б)

Схема трехточечного изгиба и расчетная схема моделирования изгиба с нанесенной конечно-элементной сеткой показаны на рис. 2. Принято, что вертикальное перемещение индентора вниз осуществляется с постоянной скоростью до достижения заданного перемещения, соответствующего прогибу образца (с учетом восстановленной упругой деформации). Опоры и индентор – абсолютно жесткие, коэффициент трения между ними и СКМ равен 1. Размер стороны кубической ячейки конечно-элементной сетки выбирался равным 0,25 мм.

В двухмерной модели прокатки вращающиеся с заданной угловой скоростью валки принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми определяло обжатие композита. Коэффициент трения между валками и поверхностями композита в соответствии с [3] принимали равным 0,2. Перемещение композиционной пластины производилось только за счет сил трения, что позволяло не накладывать ограничений на ее перемещение или скорость и исследовать процессы в очаге деформации без искажающего влияния используемых в прокатных станах натяжения и правки. Моделируемая пластина по толщине и протяженности соответствовала использованным в реальных экспериментах прокатанным образцам. Из-за малости толщины пластины размер стороны квадратной ячейки сетки выбирался равным 0,25 мм, что обеспечивало достаточную точность расчетов при приемлемом времени.

Экспериментально величину остаточных деформаций при изгибе каждого участка на базовой длине образца определяли по формуле:

$$\delta = \frac{x_i - x_0}{x_0} \times 100\%, \qquad (1)$$

где x_0 – базовое расстояние между реперными линиями; x_i – расстояние между реперными линиями, измеренное на соответствующих границах после деформации образцов (рис. 3).



1, 2, 3, 4 – место замера деформации

Прокатку осуществляли на двухвалковом стане «Дуо» с одинаковыми скоростями вращения валков диаметром 130 мм без натяжения и правки. Прокатка производилась до заранее рассчитанных степеней обжатия. После каждого прохода проводился контрольный замер общего высотного обжатия композита в целом. Степень обжатия за один проход составляла 3–4 %, скорость прокатки – 1 м/с. Относительное обжатие композита ε_{KM} и его слоев ε_{cni} после прокатки рассчитывали по формулам:

$$\varepsilon_{KM} = \frac{\delta_{KM}^{0} - \delta_{KM}^{i}}{\delta_{KM}^{0}} \times 100\%;$$

$$\varepsilon_{cni} = \frac{\delta_{cn}^{0} - \delta_{cn}^{i}}{\delta_{cn}^{0}} \times 100\%;$$
(2)

где δ_{KM}^{0} , δ_{ci}^{0} – исходные толщины соответственно композита и слоев в *i* контрольной точке; δ_{KM}^{i} , δ_{ci}^{i} – толщины соответственно композита

и слоев после i – го прохода.

Результаты и их обсуждение

Экспериментальные и расчетные кривые изменения пластической деформации в трехслойном СКМ после изгиба вдоль оси X деформированной сетки (рис. 1, δ) показаны на рис. 4. Визуализация распределения напряжений Мизеса и деформаций приведена на рис. 5. Близость расчетных и экспериментальных значений пластической деформации подтверждает возможность применения программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* для прогнозирования распределения величин пластической деформации при изгибе трехслойного (АД1+НП2+АД1) СКМ при использованных зависимостях предела текучести от степени пластической деформации.



Рис. 4. Экспериментальные (*a*) и расчетные (б) кривые изменения пластической деформации вдоль оси X деформированной сетки



Рис. 5. Визуализация распределения напряжений Мизеса (*a*) и и напряжений σ_x (*б*) вдоль оси *X* деформированной сетки

Экспериментальные и расчетные данные послойной деформации трехслойного СКМ при прокатке приведены на рис. 6. Их анализ свидетельствует о хорошей сходимости расчета и эксперимента. Различия в исходных прочностных характеристиках составляющих композита и неравномерность распределения между ними высотной деформации привели после прокатки к нарушению соотношения толщин слоев как на установившейся стадии, так и в зонах отставания и опережения. При общем высотном обжатии СКМ до 30 % высотная деформация обладающего меньшим сопротивлением пластическому деформированию слоя АД1 возрастала до 32 % при изменении толщины Ni не более 5 %.

Визуализация распределения напряжений Мизеса и напряжений σ_x по сечению прокатываемой пластины представлена на рис. 7 (более темные участки соответствуют большим значениям рассчитываемой величины).



Рис. 6. Экспериментальная (*a*) и расчетная (*б*) зависимости высотной деформации слоев при прокатке композита АД1+НП2+АД1 от суммарной степени обжатия СКМ: *1*, 2 – АД1; 3 – НП2



Рис. 7. Визуализация распределения напряжений Мизеса (*a*, *б*) и напряжений σ_x (*e*, *г*) в очаге деформации прокатываемого композита АД1+НП2+АД1 при разовом обжатии: *a*, *e* – 4 мм, *б*, *г* – 7,5 мм

Анализ полученных в процессе моделирования данных позволил установить следующее. При прохождении СКМ через очаг деформации слои алюминия вовлекаются в деформацию последовательно от прилегающих к зоне контакта с валком – до глубинных, которые испытывают сдерживающее воздействие труднодеформируемого никелевого слоя. Различие в сопротивлениях деформируемости слоев приводит к формированию в никеле вблизи с границей соединения зоны растягивающих напряжений (рис. 7). При разовом обжатии 4 мм их величина составляет 64 МПа, а при 7,5мм – 71 МПа.

Вывод

Близость расчетных и экспериментальных значений пластической деформации подтверждает возможность применения программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* для моделирования процесса трехточечного изгиба и холодной прокатки слоистого никель-алюминиевого композита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Определение направления роста диффузионной зоны на межслойных границах никель-алюминиевых СКМ / В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, А. И. Богданов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 6(109) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 7). – С. 28–32.

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

3. *Тарновский, И. Я*. Вариационные методы механики пластических сред в теории обработки металлов давлением / И. Я. Тарновский. – М. : Металлургиздат, 1963. – С. 45–72.

УДК 621.771.01:539.381

Л. М. Гуревич, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко ДВУХ- И ТРЕХМЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ СЛОИСТЫХ НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено сравнение результатов двух- и трехмерного моделирования пластического деформирования в слоистом никель-алюминиевом композите при прокатке с применением программного комплекса *SIMULIA*/ *Abaqus*.

Ключевые слова: никель, алюминий, слоистые композиты, прокатка, деформация, моделирование, метод конечных элементов.

We compare the results of two and three-dimensional simulation of the behavior of plastic deformation in a layered nickel-aluminum composite rolling with application software system SIMULIA / Abaqus.

Keywords: nickel, aluminium, laminated metallic composites, rolling, deformation, modeling, finite element method.

Неравномерность деформации слоистых композиций при прокатке, зависящая от соотношения сопротивлений деформации составляющих, толщин и расположения слоев, параметров очага деформации, сил трения между валками и композитом, напряжений на границах соединения, нарушает соотношение толщин слоев и приводит к возникновению значительных остаточных напряжений, которые могут вызывать изгиб, расслоение, разрыв более хрупких слоев. Теоретические и экспериментальные исследования процессов деформирования при прокатке слоистых композитов с сильно различающимися по свойствам слоями ведутся с середины XX века [1, 2], в последние два десятилетия в связи ростом быстродействия компьютерной техники стали использовать универсальные и специализированные программные пакеты конечно-элементного анализа, позволяющие, наряду с другими возможностями, моделировать процессы деформирования изотропных и композиционных материалов [3].

Успешная верификация выбранной упругопластической модели с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2i}$ при росте пластической деформации слоев и алгоритмов расчетов, положенных в основу программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* [4, 5], позволяет использовать их для моделирования процесса прокатки никель-алюминиевого СКМ НП1-АД1. Разработчики пакета в технической документации приводят примеры трехмерного (3D) и, для сокращения объема и времени расчетов, двухмерного (2D) моделирования процессов прокатки однородных материалов, однако данные о расхождениях их результатов отсутствуют.

Целью настоящей работы являлось сравнение результатов 2D и 3D моделирования прокатки слоистых никель-алюминиевых композитов с использованием пакета программ *SIMULIA/Abaqus*.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.1847) и грантов РФФИ (13-08-00066 A, 13-08-97025 р_поволжье_а, 12-08-33017 мол_а_вед)

В двухмерной и трехмерных моделях одного прохода прокатки (рис. 1) с неизменным идеализированным очагом деформации вращающиеся с заданной угловой скоростью валки принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми определяло обжатие композита. Коэффициент трения между вращающимися с угловой скоростью 20 рад/с валками и поверхностями полосы СМК НП1-АД1 в соответствии с [6] принимали f = 0,3. Перемещение полосы производилось за счет сил трения и под действием используемого в прокатных станах натяжения. Моделируемая биметаллическая полоса по толщине (2 мм НП1+2 мм АД1) и протяженности соответствовала использованным в реальных экспериментах прокатанным образцам. Размер стороны кубической ячейки сетки выбирался из-за малости толщины полосы равным 0,333 мм, что обеспечивало достаточную точность при приемлемом времени расчета. При 3D моделировании для уменьшения в 2 раза количества учитываемых ячеек использовали зеркальную симметричность пакета относительно оси У и задавали отсутствие смещения в поперечном направлении сечения в плоскости симметрии.



Рис. 1. Двух- и трехмерные схемы моделирования прокатки

При моделировании прокатки с использованием пакета программ *SIMULIA/Abaqus* для описания реологии материалов слоев при деформировании использовалась упругопластическая модель с изменением пределов текучести $\sigma_{0,2i}$ или сопротивления деформации σ_i в зависимости от степени ε_i и скорости деформации, что требует учета скорости протекания рекристаллизационных процессов при температуре прокатки (430–450 °C). Расчетное значение σ_i в зависимости от значений температуры, скорости и степени деформации определялось по формуле [7]

$$\sigma = \sigma_{o.\pi} \cdot k_t \cdot k_{\varepsilon} \cdot k_u$$

где $\sigma_{o.d.}$ – базисное сопротивление деформации в динамической области деформации при средних температурно-скоростных параметрах, k_t , k_{ϵ} , k_u – зависящие от средней скорости деформирования u_{cp} соответственно температурный, деформационный и скоростной коэффициенты, определяемые по номограммам [6]. Среднюю скорость деформирования при прокатке u_{cp} оценивали по формуле

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

где v – скорость выхода металла из валков, l – горизонтальная проекция дуги захвата, h_0 – высота сечения металла перед входом в валки. В условиях моделируемого эксперимента u_{cp} изменялась в пределах 18–57 с⁻¹.

Сравнение расчетных величин обжатия слоев никель-алюминиевого композита, полученных при 2D и 3D моделировании прокатки, (рис. 2) показало значительные расхождения, обусловленные отличиями в допустимости деформирования в поперечном направлении – свободного уширения полосы.



Рис. 2. Обжатие слоев никель-алюминиевого композита 2 мм НП1+2мм АД1 в зоне установившейся прокатки: *1* и 4 – 2D моделирование; 2 и 3 – 3D моделирование (ширина полосы 50 мм); *1* и 2 – АД1; 3 и 4 – НП1

При 3D моделировании процесса прокатки наблюдается не характерная для 2D моделирования резкая дифференциация деформации по толщине слоя АД1: наиболее активно искажается форма ячеек в слоях, контактирующих с верхним валком и слоем НП1 (рис. 3).

Различия в расчетных высотной и продольной деформации слоев, полученных при 2D и 3 D моделировании, приводят к необходимости определения минимальной толщины моделируемой прокатываемой полосы, обеспечивающей достоверные расчетные значения при технологически допустимой длительности процедуры расчета.



Рис. 3. Искажение формы исходно квадратных ячеек сетки в сечениях в плоскости симметрии при прокатке никель-алюминиевого композита (никель-снизу) (обжатие композита $\Delta h = 1$ мм): a - 2D моделирование; б, в и c - 3D (ширина полосы 10, 20 и 50 мм)

Соотношение между поперечной и продольной деформациями зависит от сопротивлений перемещению металла в этих направлениях, которые при свободном уширении создаются действием сил трения, и, чем шире прокатываемая полоса, тем больше сумма поперечных подпирающих сил трения на контактной поверхности. Поэтому было промоделировано влияние изменения ширины полосы (от 10 до 50 мм) на величину и распределение деформации по ширине прокатываемого биметалла на выходе из очага деформации (рис. 4). Как видно из рис. 4, поперечная деформация ячеек возрастает по мере удаления от осевого сечения полосы. Уменьшение деформации вплоть до отрицательных значений характерно для участков алюминия, выступающих за пределы никелевого слоя и поэтому не подвергающихся высотному обжатию. Значительно сложнее распределение поперечной деформации в никелевом слое. В ячейках, контактирующих с нижним валком, она растет по мере удаления от плоскости осевой симметрии. Вблизи же от свободной боковой поверхности формируется участок с отрицательной поперечной деформацией (рис. 5).



Рис. 4. Распределение поперечной деформации по ширине прокатываемого композита в ячейках, контактирующих с валками (обжатие композита $\Delta h = 1$ мм): $a - A \Box 1; \delta - H \Box 1; 1, 2, 3, 4 -$ ширина полосы соответственно 10, 20, 30 и 50 мм



Рис. 5. Визуализация распределения поперечной деформации в поперечном сечении никель-алюминиевого композита (никель – снизу), выходящем из очага деформации (обжатие композита $\Delta h = 1$ мм): a -ширина полосы 10 мм; $\delta - 20$ мм



Рис. 6. Изменение продольной деформации в сечении в плоскости симметрии при прохождении очага деформации: *а, б, в и г* – соответственно ширина полосы 10, 20, 30 и 50 мм; *1, 2* и *3* – центральные углы 18°, 9° и 0° соответственно

Варьирование ширины моделируемой полосы приводит к изменению распределения деформации в очаге деформации (рис. 6) на границе соединения алюминия с никелем: затрудненность поперечной деформации приводит к росту продольной более чем в 3 раза.

Анализ зависимости распределения обжатий по слоям от ширины моделируемой полосы (рис. 6) показывает, что достаточно достоверные результаты могут быть получены при ширине полосы 20 мм, соответствующей 30 столбцам ячеек от плоскости симметрии до боковой поверхности прокатываемой заготовки.

Выводы

 Выявлены расхождения результатов высотной и поперечной деформации при двухмерном и трехмерном моделирования процессов прокатки никель-алюминиевого биметалла, обусловленные отличиями в допустимости свободного уширения полосы.

2. Достаточно достоверные результаты могут быть получены при минимальной ширине используемой для 3D моделирования полосы 20 мм, соответствующей 30 столбцам ячеек от плоскости симметрии до боковой поверхности прокатываемой заготовки.

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

3. *Kobayashi*, S. Metal Forming and the Finite Element Method / S. Kobayashi, S. I. Oh, and T. Altan. – Oxford University Press, 1989. – 402 p.

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

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

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

7. Целиков, А. И. Основы теории прокатки / А. И. Целиков. – М. : Металлургия, 1968. – 368 с.

УДК 621.7-97

Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, М. Д. Трунов, К. М. Земцова ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ МЕДНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Изучено влияние энергии W_2 на структурное состояние границы соединения сваренных взрывом металлов в широком диапазоне – от качественного соединения, свободного от оплавов и непроваров, до начала интенсивного оплавления и образования интерметаллидных включений. Исследовано влияние состояния околошовной зоны на теплопроводность слоистого композита алюминий-медь и определены коэффициенты ее теплопроводности при различных режимах сварки взрывом.

Ключевые слова: слоистые металлические композиты, сварка взрывом, теплопроводность

The article presents the study on the effect of the energy of plastic deformation W_2 on the microstructure of the bond of explosion welded Al/Cu composite. The bimetals were obtained via explosion welding in a wide range of W_2 - from high-quality bonds, without molten zones and gaps to the start of the melting of the materials and formation of intermetallics. The influence of the adjacent to the bond areas on the thermal conductivity of the explosion welded bimetals in a range of W_2 were measured.

Keywords: laminated metal composites, explosion welding, thermal conductivity.

Введение

Благодаря высоким коэффициентам теплопроводности составляющих материалов медноалюминиевые композиты могут быть использованы в качестве теплообменников или частей радиаторов [1, 2]. Одним из способов получения медноалюминиевого композита явялется сварка взрывом (СВ). Известно, что при СВ в околошовной зоне (ОШЗ) возможно формирование нескольких видов физической и химической неоднородностей, например, непровары, зоны максимального упрочнения (ЗМУ), локальные участки оплавленного металла [3]. К наиболее опасным видам химической неоднородности относятся хрупкие локальные включения оплавленного металла, образующиеся при завышенных режимах СВ разнородных металлов. Одним из параметров оценки теплоты, выделяемой в ОШЗ, а следовательно, и возможности появления оплавов, является параметр W_2 – удельная кинетическая энергия, затраченная на пластическую деформацию прилегающих к границе соединения слоев соударяемых пластин [4]. Появление физической и химической неоднородностей изменяет не только механические, но и теплофизические свойства сваренных взрывом слоистых композитов, что особенно важно при изготовлении теплообменных и теплозащитных элементов, однако этот вопрос практически не освящается в технической литературе.

Целью настоящей работы является исследование влияния зоны максимального упрочнения и оплавов, возникающих при сварке взрывом, на теплопроводность композита алюминиймедь, одного из наиболее перспективных для изготовления теплообменной аппаратуры.

Материалы и методы исследований

Исследования проводили на биметалле АД1+М1, полученном СВ на режимах, обеспечивающих реализацию изменения энергии W_2 в диапазоне 0,8-2,3 МДж/м². Исследования микроструктуры осуществлялись на модульном моторизированном микроскопе Olympus BX-61, оборудованном цифровой камерой DP-12. Для обработки изображений и измерения параметров структуры использован программный комплекс AnalySIS. Измерения микротвердости проводились методом восстановленного отпечатка на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 20 г. Эквивалентный коэффициент теплопроводности определялся на компьютерном измерителе Теплофон КИТ-02ц [5] с погрешностью измерения не более 3 %.

Результаты и обсуждение

Металлографические исследования позволили выделить четыре типа микроструктур, которые образовались в указанном диапазоне W_2 в околошовной зоне композита алюминий-медь.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.1847) и грантов РФФИ (13-08-00066 A, 13-08-97025 р_поволжье_а, 12-08-33017 мол_а_вед)

Первый тип микроструктуры образовывался при $W_2 \approx 0.8-1.1$ МДж/м² и характеризуется качественным соединением алюминия и меди при отсутствии волнового профиля, оплавов и непроваров (рис. 1, *a*). Микротвердость основных слоев алюминия и меди находится на уровне 0,2 и 0,4 ГПа, соответственно (рис. 2, *a*). Толщина ЗМУ в меди – 150–200 мкм с максимальной твердостью 1,1 ГПа.



Рис. 1. Микроструктуры характерных зон в КМ алюминий-медь (×50): $a - W_2 \sim 0.8 - 1.1 \text{ МДж/м}^2$; $\overline{o} - W_2 \sim 1.1 - 2.0 \text{ МДж/м}^2$; $\overline{o} - W_2 \sim 2.0 - 2.45 \text{ МДж/м}^2$; $\overline{c} - W_2 \sim 2.4 - 2.58 \text{ МДж/м}^2$

Для второго типа микроструктуры околошовной зоны, формирующегося при $W_2 \approx 1,1-2,0$ МДж/м², характерно образование локальных оплавов, относительная протяженность которых ниже 80 % (рис. 1, δ). Толщина ЗМУ в меди остается практически на том же уровне, что и в первом типе (около 150 мкм), однако твердость повышается до 1,2 ГПа. Микротвердость оплавов составила 1,4 ГПа, в теле оплавленных включений наблюдались трещины, перпендикулярные границе соединения (рис. 2, δ).

Структуры третьего типа возникали при $W_2 \approx 2,0-2,45 \text{ МДж/м}^2$, при этом граница соединения имела регулярный волнообразный профиль, участки оплавов находились в областях выступов волны в алюминии, в выступах волны в меди оплавление не наблюдалось (рис. 1, e). Участки локальных оплавов имели толщину до 50 мкм и твердость до 3,7 ГПа (рис. 2, e). Повышение твердостью исходных металлов, по-винению с твердостью исходных металлов, по-видимому, связано с появлением фрагментов интерметаллидной фазы. В меди сохранялась зона максимального упрочнения толщиной около

170 мкм с твердостью до 1,5 ГПа.

При $W_2 \approx 2,4-2,58$ МДж/м² формировалась структура четвертого типа, в которой оплавившиеся из-за интенсивного выделения тепла в деформируемой меди фрагменты алюминия находились в медном слое на значительном расстоянии (до 450 мкм) от границы соединения (рис. 1, *г*). Во включениях оплавленного металла твердостью до 3,2 ГПа (в зонах волны и обособленных фрагментов) присутствовали мелкие усадочные раковины без кристаллизационных трещин. Измерением микротвердости показана полнота протекания рекристаллизационных процессов в ОШЗ медного слоя, твердость которой (0,4 ГПа) соответствовала твердости по всему сечению (рис. 2, *г*).

Микротвердость околошовной зоны и основного металла алюминия практически не зависела от энергии пластической деформации W_2 и находилась на уровне 0,2 ГПа, что соответствует твердости отожженного АД1 (рис. 2, a - c). Следовательно, выделяемой при сварке взрывом теплоты на всех исследованных режимах достаточно для высокоскоростного отжига алюминия.



Рис. 2. Распределение микротвердости в характерных зонах КМ алюминий-медь: $a - W_2 \sim 0,8-1,1 \text{ МДж/м}^2; \ 6 - W_2 \sim 1,1-2,0 \text{ МДж/м}^2; \ 8 - W_2 \sim 2,0-2,45 \text{ МДж/M}^2; \ 2 - W_2 \sim 2,4-2,58 \text{ МДж/M}^2$

В меди наблюдается несколько иная картина – с ростом W_2 до 2,0 МДж/м² твердость в ЗМУ плавно изменяется от 1,2 до 1,3 ГПа (рис. 4, кривая 2), дальнейшее увеличение W₂ вплоть до 2,4 Дж/м² приводит к активизации роста микротвердости (до 1,5 ГПа), что может быть связано как с повышением плотности дислокаций в ОШЗ металла, так и остаточными напряжениями из-за образования оплавов на границе соединения. Резкое падение твердости как ЗМУ, так и основного металла, до 0,4 ГПа (до уровня твердости использованных при СВ листов меди) при повышении энергии W_2 до 2,6 МДж/м² связано с протеканием рекристаллизационного отжига меди по всей толщине за счет обильного тепловыделения.



Рис. 3. Зависимость микротвердости основного слоя (1) и ЗМУ (2) в меди от энергии W_2 : 3 – уровень твердости медной пластины до СВ

На представленной на рис. 5 зависимости относительной протяженности и толщины оп-

лавов в биметалле алюминий-медь от энергии W_2 изломы кривых соответствуют границам зон формирования одного из четырех типов описанных выше микроструктур.

Для определения влияния возникающих при сварке взрывом физической и химической неоднородностей (зон максимального упрочнения и локальных оплавов) на эквивалентный коэффициент теплопроводности КМ алюминиймедь были вырезаны из характерных зон образцы, у которых определялись толщины основных слоев (δ_{Cu} и δ_{Al}) и ОШЗ (δ_{OIII3}), а также измерялся эффективный коэффициент теплопроводности на приборе КИТ-02ц КБ «Теплофон». Экспериментальные значения эквивалентного коэффициента теплопроводности биметалла не превышали 70 % от теоретических, рассчитанных без учета структурных несовершенств по (1) [6], а при формировании четвертого типа микроструктуры с оплавленными фрагментами алюминия, визуально изолированными от границы соединения ($W_2 > 2,2$ МДж/м²), падение достигало 43 %.



Рис. 4. Зависимость толщины (I) и относительной протяженности оплавов (2) в биметалле алюминий-медь от энергии W_2

$$\lambda_{CKM} = \frac{\delta_{Cu} + \delta_{Al}}{\frac{\delta_{Cu}}{\lambda_{Cu}} + \frac{\delta_{Al}}{\lambda_{Al}}},$$
(1)

где λ_{CKM} , λ_{Cu} , λ_{Al} , δ_{CKM} , δ_{Cu} , δ_{Al} – коэффициенты теплопроводности и толщины слоев, соответственно композита, меди, алюминия и околошовной зоны.

Расчет теоретических значений эквивалентного коэффициента теплопроводности СКМ как многослойной стенки АД1+ОШ3+М1 позволял оценить по экспериментальным данным коэффициент теплопроводности ОШЗ λ_{OIII3} (2) [6], в которой располагались изучаемые виды неоднородности (ЗМУ и оплавы) полученного сваркой взрывом композиционного материала [7]:

$$\lambda_{OIII3} = \frac{\delta_{oui3}}{\frac{\delta_{KM}}{\lambda_{KM}} + \frac{\delta_{Cu}}{\lambda_{Cu}} + \frac{\delta_{Al}}{\lambda_{Al}}}.$$
 (2)

На рис. 5 представлена полученная зависимость коэффициента теплопроводности ОШЗ КМ алюминий-медь от энергии W_2 . Снижение $\lambda_{OШ3}$ с 48 до 25 Вт/(м·К) при росте W_2 объясняется появлением локальных оплавов с высоким содержанием кристаллизационных дефектов и алюминидов меди.



Рис. 5. Зависимость теплопроводности СКМ алюминиймедь: теоретическая (1), экспериментальная (2) и ОШЗ (3) от энергии W₂

В отечественной и зарубежной литературе отсутствуют данные по теплопроводности алюминидов меди, но приведено их удельное электросопротивление, находящееся для большинства фаз на уровне 0,1–0,18 Ом·мм²/м, что примерно в 4–6 раз выше, чем чистого алюминия. Учитывая закон Видемана-Франца, можно предположить, что коэффициент теплопроводности алюминидов меди должен быть в 4–6 раз ниже, чем у алюминия, то есть составлять 35–50 Вт/(м·К).

Выводы

1. Проведенные исследования показали возможность формирования четырех типов микроструктур на границе соединения сваренных взрывом алюминия и меди при варьировании в широком диапазоне энергии W_2 .

2. Изучено влияние физической и химической неоднородности на эффективный коэффициент теплопроводности сваренного взрывом слоистого композита алюминий-медь и определены коэффициенты теплопроводности околошовной зоны при различных энергиях *W*₂.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Wang, Y. Application of the Explosive Welding Technology to Manufacture Al-Cu CPU Cooler/ Y. Wang, M. Sun,

W. Yang // Proceedings of the 2003 International Autumn Seminar on Propellants, Explosives and Pyrotechnics (2003 IASPEP) - Theory and Practice of Energetic Materials. – 2003. – Vol. 5. P. 1118–1121.

2. Patent 20130071686 USA, Aluminum copper clad material / Y. Oda, M. Ishio, A. Hashimoto, K. Ikeuchi ; первоначальный патентообладатель Y. Oda, M. Ishio, A. Hashimoto, K. Ikeuchi. – № 13/701,677 ; заявл. 02.06.11 ; опубл. 21.03.13.

3. Седых, В. С. Особенности микронеоднородности сваренных взрывом соединений / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Волгоград: ВПИ. – 1975. – С. 3–39.

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

5. Беляев, Ю. И. Измерители теплопроводности твердых материалов системы КБ «Теплофон» / Ю. И. Беляев, И. В. Кораблев, Д. П. Вент, О. Н. Вепренцева // Вестник Тамбовского государственного технического университета. – 2005. – Т. 11. – № 1. – С. 33–37.

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

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

8. Проничев, Д. В. Исследование теплопроводности диффузионных прослоек, полученных в слоистом композите алюминий-медь в жидкой фазе / Д. В. Проничев, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, М. Д. Трунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 6 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – С. 43–46.

УДК621.791

Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев ОПТИМИЗАЦИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ РАЗМЕРОВ ПЕРЕХОДНИКОВ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ ТИТАНА И АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Разработана методика оптимизации геометрических размеров переходников, используемых для сварки плавлением титаноалюминиевых сплавов, учитывающая температурно-временные параметры на границе соединения титан-алюминий и исключающая падение прочности вследствие формирования алюминидов.

Ключевые слова: титан, алюминий, алюминиды, переходник, сварка плавлением, температура, предел прочности.

The technique of optimization the dimensions of adapters for fusion welding of titanium and aluminum alloys was proposed. The technique takes into the temperature and time parameters at the bonding titanium-aluminum and excludes drop strength in consequence of a formation of aluminides.

Keywords: titanium, aluminum, aluminides adapter, fusion welding, temperature, ultimate strength.

Непосредственная сварка разнородных металлов, например, алюминия с титаном, сопряжена со значительными трудностями, обусловленными различием их физико-химических и механических свойств. Сваренные взрывом двух- или трехслойные титаноалюминиевые переходники применяются при сварке плавлением деталей из титановых и алюминиевых сплавов около сорока лет, однако количество исследований по оптимизации их геометрических параметров крайне ограничено. Так, в [1] предложено использовать переходник одинакового сечения со свариваемыми деталями (рис. 1), выключающий слои титанового сплава ВТ6С и дюралюминия Д20, соединенные через мягкую прослойку из технического алюминия АД1, толщина которой определяется по зависимости (1), обеспечивающей равнопрочность переходника алюминиевому сплаву

$$h \le \frac{d}{6\sqrt{3} \left(\frac{\sigma_{\scriptscriptstyle B}^{\scriptscriptstyle T}}{\sigma_{\scriptscriptstyle N}^{\scriptscriptstyle B}} - \frac{\pi}{4}\right)},\tag{1}$$

где $\sigma_{\rm B}^{\rm M}$ и $\sigma_{\rm B}^{\rm T}$ – соответственно временное сопротивление мягкой прослойки и алюминиевого сплава. Научно обоснованные рекомендации по выбору толщин титановых и алюминиевых слоев переходника, исключающих падение его прочности в процессе сварки плавлением вследствие формирования алюминидов на границе титан-алюминий, отсутствуют.

Используем методику расчета распределения температуры в свариваемом металле в зависимости от длительности нагрева $\tau_{\rm H}$ и параметров режима сварки, предложенную Н. Н. Рыкалиным [2]. Если пренебречь поверхностной

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.1847) и грантов РФФИ (13-08-00066 А, 13-08-97025 р_поволжье_а, 12-08-33017 мол_а_вед)

теплоотдачей, уравнение предельного состояния процесса распространения тепла при нагреве пластины мощным быстродвижущимся линейным источником

$$T - T_0 = \frac{q}{\nu \delta \sqrt{4\pi \lambda c \rho \tau}} exp\left(-\frac{y_0^2}{4a\tau}\right), \qquad (2)$$

где T_0 – начальная температура, q – эффективная мощность сварочной дуги, v – скорость ее перемещения, δ – толщина свариваемых пластин, λ , c и a – соответственно коэффициенты теплопроводности, теплоемкости и температуропроводности свариваемых пластин, ρ – плотность, y – расстояние до точки измерения температуры от траектории перемещения линейного теплового источника, τ – время.



Рис. 1. Схемы титано-алюминиевых сварных соединений: *I* – алюминиевый сплав; *2* – сварной шов в алюминии; *3* – слой алюминиевого сплава переходника; *4* – мягкая прослойка АД1; *5* – титановый слой переходника; *6* – сварной шов в титане; *7* – титановый сплав

Температура твердого металла, непосредственно примыкающего к проходящему линейному источнику, близка к температуре плавления $T_{max 0} \approx T_{nn}$. Время достижения максимальной температуры в точке на расстоянии *y* от траектории перемещения линейного источника $\tau_{max} = \frac{y^2}{4a}$. Распределение максимальных температур T_{max} в направлении, перпендикулярном плоскости перемещения источника,

$$T_{max} - T_0 = \sqrt{\frac{2}{\pi e}} \frac{q}{2\nu c\rho y\delta}.$$
 (3)

Делением правых и левых частей уравнений (2) и (3) можно получить выражение в безразмерной форме

$$\frac{T - T_0}{T_{max} - T_0} = \sqrt{2e} \frac{y}{\sqrt{4a\tau}} exp\left(-\frac{y_0^2}{4a\tau}\right).$$
 (4)

При введении обозначения безразмерной температуры $\theta = \frac{T - T_0}{T_{max} - T_0}$ и безразмерного времени $\xi = \frac{4a\tau}{v^2}$ уравнение (4) трансформируется в

$$\theta = \sqrt{2} \frac{1}{\sqrt{\xi}} e^{\frac{1}{2} - \frac{1}{\xi}}.$$
 (5)

Графическая зависимость между величинами θ и ξ , описываемая трансцендентным уравнением (5), показана на рис. 2.



Рис. 2. Безразмерный термический цикл для точек тела, нагреваемого мощным быстродвижущимся линейным источником

Длительность $\tau_{\rm H}$ нахождения участка пластины в интервале температур $T_i - T_{\rm max}$

$$\tau_{\mu i} = \frac{\xi_{\mu} y^2}{4a}, \qquad (6)$$

$$y = \frac{1}{\sqrt{2\pi e}} \frac{q}{v c \rho \delta(T_{max} - T_0)},$$
 (7)

$$\tau_{_{HI}} = \frac{\xi_{_{H}}}{8\pi e} \times \frac{1}{\lambda c\rho} \times \left[\frac{q}{\nu\delta(T_{_{max}} - T_0)}\right]^2.$$
(8)

Длительность $\tau_{\text{нi-нi+1}}$ нахождения участка пластины в интервале температур $T_i - T_{i+1}$ ($T_i < T_{i+1}$)

$$= \frac{(\xi_{ni} - \xi_{ni+1})}{8\pi e} \times \frac{1}{\lambda c\rho} \times \left[\frac{q}{\nu\delta(T_{max} - T_0)}\right]^2.$$
(9)

 $\tau_{_{Hi-I}}$

Используем выражения (2)–(8) для определения минимально необходимой толщины титана и алюминия в переходниках, обеспечивающих одновременно выполнение двух условий:

температура на границе раздела титаналюминий в любой момент сварки не должна достигать температуры плавления алюминия $T_{max_{en}} \prec T_{nxAl}$; длительное нахождение участков границы раздела титан-алюминий в процессе сварки при повышенных температурах не должно приводить к возникновению интерметаллидной прослойки критической толщины.

Исходя из уравнения (3), минимальная толщина титана h_{Ti} , обеспечивающая выполнение первого условия, определяется по неравенству (10)

$$h_{T_i} \succ \sqrt{\frac{2}{\pi e}} \frac{q}{2\nu c \rho \delta(T_{nxAl} - T_0)}.$$
 (10)

Для проверки выполнения второго условия, учитывая быстро изменяющуюся температуру на границе соединения титан-алюминий и экспоненциальную зависимость от нее времени ретардации (момента обнаружения первых фрагментов интерметаллидов), можно разбить диапазон изменения *T* на *n* температурных интервалов и, с некоторыми допущениями, использовать в качестве критерия невозможности образования алюминидов суммарную относительную продолжительность нагрева с учетом термического влияния сварных швов титан-титан и алюминий-алюминий

да ретардации в *i*-м температурном интервале.

По предложенной методике проведем оптимизацию размеров титано-алюминиевого переходника, используемого при сварке листов титана и алюминия толщиной $\delta = 6$ мм по рекомендуемым в [4] режимам:

односторонняя однопроходная сварка встык титана плавящимся электродом диаметром 0,8 мм в среде аргона с величиной сварочного тока 150–250 А, напряжением дуги 22–24 В и скоростью сварки – 35–50 м/ч;

односторонняя однопроходная полуавтоматическая сварка встык с V-образной разделкой алюминиевых сплавов плавящейся электродной проволокой диаметром 1,6 мм с величиной сварочного тока 140–190 А, напряжением дуги 12–18 В и скоростью сварки – 26–28 м/ч.

Рассчитанные по (1) изохроны температур в титановых и алюминиевых слоях на различных расстояниях от сварного шва, полученного на медианных режимах без предварительного подогрева, показаны на рис. 3. Первое условие обеспечения прочности переходника ($T_{maxrp} \prec T_{nnAl}$) выполняется при толщинах титано-

вого слоя больше 7 мм, а алюминиевого – 6 мм.

Расчет суммарной относительной продолжительности нагрева $\sum \tau_{\text{отн}}$ (рис. 4) проводился по полученным кривым распределения температуры (рис. 3) с использованием величин периода ретардации образования интерметаллидов на границе соединения титан-алюминий.



Рис. 3. Изохроны распределения температуры в направлении, перпендикулярном оси сварного шва: *a* – сварка титана; *δ* – сварка алюминия: *l* – 1 с, *2* – 2 с, *3* – 4 с, *4* – 8 с, *5* – 16 с, *6* – 32 с, *7* – 64 с

Выше точки плавления алюминия период ретардации определяли по предложенной Н. Н. Рыкалиным, М. Х. Шоршоровым и Ю. Л. Красулиным зависимости (11) [3]

$$\tau_{\rm p} = \tau_0 \exp\left[\frac{e(E_{\rm T} + E_{\rm m})}{2RT}\right],\qquad(11)$$

где $\tau_0 = 2,8 \cdot 10^{-10}$ с, $E_{\rm T}$ и $E_{\rm m}$ – соответственно энергии активации диффузии Al в Ti (принималась 164 кДж/моль) и Ti в жидком Al (48,2 кДж/моль).

Ниже точки плавления период ретардации можно определить по полученной нами эмпирической зависимости (12) с энергией активации, являющейся функцией температуры отжига

$$h^{n} = k_{h0} \times \exp\left(\frac{-E_{\pi a} + f(T)E_{a}}{RT}\right) \times \left[\tau - \tau_{p_{0}} \exp\left(\frac{E_{3}}{RT}\right)\right] =$$

$$= 2,05 \cdot 10^{7} \times \exp\left(\frac{-179410 + 0,0013 (T_{\pi\pi} - T) 94510}{RT}\right) \times \left[\tau - 6,6 \cdot 10^{-3} \exp\left(\frac{81855}{RT}\right)\right],$$
(12)


Рис. 4. Зависимость суммарной относительной продолжительности нагрева $\sum \tau_{\text{отн}}$ от толщины титанового слоя переходника (заштрихована зона с высокой вероятностью образования алюминидов)

У переходников с шириной титанового слоя менее 6,2 мм значения $\sum \tau_{orn}$ больше или близки к 1, что свидетельствует о высокой вероятности образования алюминидов, при ширине титана 7,0 мм и более образование алюминидов практически исключено ($\sum \tau_{orn} \le 0,04$). Таким образом, использование при выбранных режимах сварки плавлением титаноалюминиевых переходников с шириной титана ≥ 7 мм и алюми-

ния ≥ 6 мм обеспечивает отсутствие оплавления и формирования хрупких фаз на границе раздела титан-алюминий. Экспериментальная проверка результатов расчета в процессе соединения титановых и алюминиевых трубопроводов с применением титаноалюминиевых переходников в условиях ООО «ДИЦ «МОСТ» подтвердила их достоверность и прочность сварных соединений при осевом растяжении, равновеликой прочности алюминия.

Вывод

Разработана методика оптимизации толщин слоев титана и алюминия в переходниках применительно к условиям сварки плавления деталей из титана и алюминиевых сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. А. с. 562392. Способ соединения титановых сплавов с алюминиевыми / Ю. Н. Кусков, В. С. Седых, Ю. П. Трыков. – Опубл. 25.06.77, Бюл. № 23.

2. *Рыкалин, Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин. – Машгиз, 1951. – 296 с.

3. *Рыкалин, Н. Н.* Физические и химические проблемы соединения различных металлов / Н. Н. Рыкалин, М. Х. Шоршоров, Ю. Л. Красулин // Изв.АН СССР. Сер. Неорганические материалы. –1965. – Т. 1. – № 1. – С. 29–36.

4. Сварка в машиностроении: справочник в 4 т. / редкол. : Г. А.Николаев (пред.) [и др.]. – М. : Машиностроение, 1978. – Т. 2 / под. ред. А. И. Акулова. – 462 с.

УДК 621.791

Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. А. Пономарева, Е. В. Мирошникова

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБА НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ МАГНИЙ-АЛЮМИНИЙ, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований влияния деформации изгиба на микромеханические свойства магниево-алюминиевого композита. Проведена верификация расчетных с помощью программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* и экспериментально полученных распределений значений пластической деформации изгиба в композите системы магний-алюминий.

Ключевые слова: магний, алюминий, трехточечный изгиб, деформация, моделирование, микротвердость.

The paper presents the results of the effect of bending strain on the micromechanical properties of magnesiumaluminum composite. The verification of the calculated using the software package SIMULIA / Abaqus and experimental values of the distributions of plastic bending strain in the composite of magnesium - aluminum.

Keywords: magnesium, aluminum, three-point bending, deformation, modeling, microhardness.

Магниево-алюминиевые композиционные материалы (КМ) находят широкое применение

в автомобилестроении, судостроении, авиационной и космической промышленности, химическом машиностроении, позволяют совершенствовать существующие конструкции машин и аппаратов, повышая их надежность и эксплуатационные характеристики [1–3].

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.1847) и грантов РФФИ (13-08-00066 A, 13-08-97025 р_поволжье_а, 12-08-33017 мол_а_вед)

Различные стадии технологического процесса изготовления деталей и узлов из полученных сваркой взрывом (СВ) магниевоалюминиевых КМ сопровождаются операциями пластического деформирования (правка, гибка, прокатка и т. д.), а их эксплуатация под нагрузкой сопряжена с возникновением упругих и пластических деформаций. Поэтому необходимо учитывать влияние пластических деформаций на структуру и свойства КМ при расчете и проектировании конструкционных деталей и узлов.

Целью данной работы являлось исследование влияния деформации изгиба на микромеханические свойства магниево-алюминиевого композита MA2-1-AД1 после CB, а также определение достоверности получаемых результатов при моделировании изгиба данного композита с использованием пакета программ SIMULIA/Abaqus.

Материалы и методика исследований

Для исследований были получены двухслойные заготовки МА2-1-АД1 методом СВ по одновременной схеме на оптимальном режиме, гарантирующем реализацию прочности соединения, соответствующей наименее прочному из соединяемых металлов – алюминию АД1. Из полученных заготовок МА2-1-АД1 вырезали образцы размерами 60 × 5 × 10 мм с одинаковой толщиной магниевого и алюминиевого слоев (2,5 мм). Одну из боковых поверхностей полировали, а затем наносили реперные линии в виде сетки с интервалом 1 мм. Влияние напряженно-деформированного состояния на характер упрочнения околошовной зоны (ОШЗ) сваренного взрывом магниево-алюминиевого композита исследовали на образцах после изгиба в холодном состоянии по трехточечной схеме с оправками Ø10 и 20 мм на гидравлической испытательной машине УММ-10. Первую серию образцов подвергали деформированию изгибом с преимущественными деформациями растяжения в МА2-1, другую - в АД1 при максимальной нагрузке 80 кН. По изменению базовых расстояний между реперными линиями после снятия нагрузки рассчитывали распределение пластической деформации в образцах.

Изменение свойств магниево-алюминиевого композита в зависимости от величины деформации оценивали по распределению микротвердости по сечению. Измерения микротвердости проводили на приборе ПМТ-3 методом восстановленного отпечатка при нагрузке 0,2– 0,5 Н (шаг измерений в пределах 0,01 до 0,2 мм в зависимости расстояния от линии соединения магния с алюминием и твердости материала).

Результаты исследований и их обсуждение

Для моделирования поведения двухслойного композита МА2-1-АД1 при трехточечном изгибе (рис. 1) использовали программный комплекс SIMULIA/Abaqus, позволяющий получать распределение главных напряжений, эквивалентных напряжений Мизеса, составляющих пластической деформации в различных направлениях и эквивалентной пластической деформации в зависимости от условий нагружения. Для описания реологии материалов слоев при деформировании использовалась упругопластическая модель с изменением пределов текучести σ_{0,2i} в зависимости от степени ε_i деформации по данным [4]. Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Размер стороны кубической ячейки конечно-элементной сетки выбирался равным 0,33 мм, что обеспечивало достаточную точность и приемлемое время проведения расчетов. Расчет проводился при вертикальном перемещении индентора вниз с постоянной скоростью до достижения заданного перемещения, соответствующего экспериментальному прогибу образцов с учетом восстановленной упругой деформации. Поддерживающие опоры и деформирующая оправка принимались абсолютно жесткими телами. Коэффициент трения между ними и слоями балки принимался 0,1.



Рис. 1. Схема трехточечного изгиба композита МА2-1-АД1

Показано, что первоначально при небольших нагрузках деформация локализуется вблизи места касания образца оправкой, на остальных участках она незначительна или полностью отсутствует. С повышением нагрузки наблюдается расширение зоны деформации и снижение ее интенсивности на первоначальном участке.

При изгибе по второй схеме (с деформациями растяжения преимущественно в АД1) оправкой Ø10 мм в зоне ее касания образца при максимальной нагрузке пластическая деформация на линии соединения составляла 16 %, а при использовании оправки Ø20 мм деформации незначительны (рис. 2, a, кривые l, 3). Пластическая деформация в зоне соединения магниево-алюминиевого КМ при изгибе с деформациями растяжения в MA2-1 составляет 15–16 % (рис. 2, δ , кривые l, 3).



Рис. 2. Изменение пластической деформации вдоль линии соединения МА2-1-АД1: *а* – деформация со стороны магния, *б* – деформация со стороны алюминия; *1*, *2* – оправка Ø20 мм; *3*, *4* – оправка Ø10 мм; *1*, *3* – экспериментальные значения; *2*, *4* – результаты расчета

Установлено, что значения пластической деформации на линии соединения магниевоалюминиевого композита при различных условиях нагружения, полученные экспериментально по вышеописанной методике, близки к рассчитанным с использованием программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* (рис. 2 *a*, *б*, кривые 2, 4). Проведенная верификация программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* позволяет моделировать поведение магниево-алюминиевого композита на различном расстоянии от линии соединения при варьировании схемы деформирования.

Установлено, что при изгибе образцов оправкой Ø20 мм, контактирующей с MA2-1, деформации на линии соединения композита незначительны. На удалении 4,5 мм от границы степень деформации увеличивается до 11 % по слою магния и до 22 % по слою алюминия (рис. 3, a). При изгибе оправкой Ø10 мм деформация в зоне соединения композита составляет 16 %, и достигает 27 % по слою магния, 9 % по слою алюминия на удалении 4,5 мм от линии соединения (рис. 3, σ). Максимальная деформация на границе соединения при изгибе контактирую-

щими с АД1 оправками Ø20 мм и 10 мм составляет 15–16 %. На удалении 4,5 мм от линии соединения степень деформации увеличивается до 26–28 % по слою алюминия, и до 9–10 % по слою магния (рис. 3, *в*, *г*).

С использованием программного комплекса *SIMULIA/Abaqus*, получены распределения напряжений Мизеса на различных расстояниях от линии соединения композита MA2-1-AД1 (рис. 4).

Установлено, что после изгиба образцов контактирующими с магниевым сплавом оправками Ø20 и Ø10 мм вблизи направления приложения нагрузки напряжения Мизеса составляют 80 МПа, а в слое алюминия – 18 МПа на расстоянии 4,5 мм от линии соединения. На границе магниево-алюминиевого композита в случае использования оправки Ø20 мм напряжения Мизеса выше, чем оправки Ø10 мм и составляют 35 МПа. Аналогичная картина наблюдается в случае деформирования изгибом оправкой, контактирующей с алюминиевым слоем: на расстоянии 4,5 мм от зоны соединения напряжения Мизеса в АД1 достигали 75–79 МПа, а в слое МА2-1 – 17 МПа.



Рис. 3. Изменение пластической деформации на различном удалении от линии соединения MA2-1-AД1 при изгибе оправками Ø20 мм (*a*, *b*) и Ø10 мм (*б*, *c*), рассчитанное с использованием программного комплекса *SIMULIA/Abaqus*: *1* – линия соединения; *2*, *3*, *4* – 1,5 мм, 3,0 мм, 4,5 мм от линии соединения соответственно в магнии; *5*, *6*, 7 – 1,5 мм 3,0 мм, 4,5 мм от линии соединения соответственно в алюминии

Анализ распределения микротвердости в околошовной зоне показал, что при деформации $\varepsilon = 7-12$ % формировались участки локального разупрочнения. Повышение микротвердости MA2-1 до 2,5 ГПа, АД1 – до 1,9 ГПа наблюдались при $\varepsilon = 15-17$ % в случае, когда магний находился в сжатом состоянии, а алюминий – в растянутом (рис. 5, *a*). При контакте оправки с алюминием микротвердость приграничной зоны при $\varepsilon = 17$ % составила по АД1 – до 2,5 ГПа, MA2-1 – до 0,9 ГПа (рис. 5, *в*).

Появление участков локального разупрочнения металлов в околошовных зонах составляющих КМ при небольших степенях деформации (5–10 %) наблюдали в [5–7]. Такое поведение металлов в ОШЗ сваренных взрывом композитов можно объяснить с позиций дислокационной теории. Имеющаяся в исходном состоянии после СВ высокая плотность дислокаций вблизи границы раздела вызывает градиент упрочнения в ОШЗ. Прикладываемая к материалу нагрузка приводит к движению дислокаций, которые на начальном этапе могут сближаться и аннигилировать. Дальнейшее деформирование вызывает формирование новых дислокационных структур, повышение их плотности и, как следствие, упрочнение материала. Удаленные от границы раздела участки ОШЗ изначально имеют меньшую плотность дислокаций, что снижает вероятность их аннигиляции при деформировании.



Рис. 4. Изменение напряжений Мизеса на различном удалении от линии соединения МА2-1-АД1 при изгибе оправками Ø20 мм (*a*, *в*) и Ø10 мм (*б*, *г*): *1* – 4,5 мм от линии соединения в магнии; 2 – на линии соединения; 3 – 4,5 мм от линии соединения в алюминии





Рис. 5. Зависимость микротвердости от деформации при изгибе композита МА2-1-АД1 в ОШЗ образцов:

а, б – магний в сжатом состоянии, алюминий в растянутом, оправки Ø20 и 10 мм соответственно; в – алюминий в сжатом состоянии, магний в растянутом, оправка Ø20 мм

Выводы

 Изучены процессы деформации изгиба магниево-алюминиевого композита при различных условиях нагружения.

2. Проведена верификация расчетных значений пластической деформации на различном расстоянии от границы соединения композита MA2-1-AД1, полученных с помощью программного комплекса *SIMULIA/Abaqus*.

3. С помощью программного комплекса SIMULIA/Abaqus рассчитано изменение напряжений Мизеса на различном удалении от линии соединения исследуемого композита при варьировании условий изгиба.

 Получены зависимости распределения микротвердости от деформации изгиба. Установлено, что при деформации 7–12 % в околошовной зоне магниево-алюминиевого композита наблюдаются участки локального разупрочнения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

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

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

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

5. *Арисова, В. Н.* Влияние деформации изгиба на характер упрочнения магниево-алюминиевого композита / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, Д. С. Самарский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 3. – С. 14–19.

6. *Арисова, В. Н.* Влияние прокатки на деформацию трехслойного магниево-алюминиевого композита / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. С. Самарский // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – № 2. – С. 37–40.

7. *Трыков, Ю. П.* Влияние пластической деформации на структуру и свойства слоистых композиционных материалов / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев, С. А. Волобуев // Сварочное производство. – 2002. – № 6. – С. 14–17.

Часть II 📃

ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762

С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, А. В. Шевцов ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ПРЕССОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ ПРЕССОВОК ИЗ ПОРОШКОВ КАРБИДА ХРОМА И НИКЕЛЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv @ vstu.ru

Исследовано влияние давления высокоскоростного прессования и термической обработки на электрическое сопротивление композитов из смеси порошков карбида хрома и никеля. Установлено, что давление прессования и термическая обработка приводят к существенным изменениям их электрического сопротивления и тонкой структуры никеля.

Ключевые слова: высокоскоростное прессование, карбид хрома, никель, термическая обработка, электрическое сопротивление, тонкая структура.

The influence of high pressure moulding and heat treatment on electrical resistance of composites from a mixture of chromium carbide and nickel powders. Found that the pressure and heat treatment to lead to significant changes in electrical resistance and their fine structure of nickel.

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

В настоящее время композиционные материалы (КМ) из порошков карбидов и никеля весьма эффективно используются в технике благодаря их высокой термостойкости, износостойкости и устойчивости к коррозионноактивным средам. Для их получения используют как традиционные малоскоростные методы прессования, как в [1], с последующим спеканием, так и высокоскоростные, например как в [2, 3], однако пока еще очень мало сведений о влиянии давления высокоскоростного прессования и последующей термической обработки (ТО) на их электрическое сопротивление (ЭС). В связи с этим в данной работе приведены результаты исследований влияния давления высокоскоростного прессования (ВП) и последующей термической обработки (ТО) на ЭС и тонкую структуру прессовок из смеси порошков карбида хрома (Cr₃C₂) и никеля (Ni).

При проведении исследований использовали порошок Cr_3C_2 со средним размером частиц 7–15 мкм, микротвердостью 10,4–20,2 ГПа; у порошка Ni марки ПНЭ средний размер частиц 30–50 мкм, микротвердость 1,30–1,50 ГПа. Композицию Cr_3C_2 +Ni с содержанием 20 % вес. Cr_3C_2 получали длительным перемешиванием порошков до однородного состояния. Ее плотность перед прессованием 3180 кг/м³, плотность компактного материала, рассчитанная по правилу аддитивности, 8460 кг/м³.

Для высокоскоростного прессования использовали схему по патенту [4]. Прессование осуществляли на пороховой баллистической установке с внутренним диаметром ствола 50 мм свинцовыми ударниками. Их скорость (V_{y_A}) в проводимых опытах была в пределах 400–550 м/с. Исходная толщина порошковых слоев – 5 мм, после высокоскоростного прессования толщина прессовок составляла около 2 мм, диаметр – 30 мм. Давление прессования (*P*), рассчитанное по методике [5] – было в пределах 1,2–2,1 ГПа.

ТО прессовок проводили в герметичной стальной ампуле в электрической печи при температуре 500, 600 и 700 °С в течение 1 ч, с последующим охлаждением с печью. Температурные зависимости ЭС прессовок получали по методике, описанной в работе [3]. Предельная температура нагрева образцов составляла 250 °С. Измерение электрического сопротивле-

ния 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_0 и в нагретом состоянии R_t , а затем определяли величину $\Delta R = R_t - R_0$, после чего строили зависимости $\Delta R/R_0$ от температуры t (см. рисунок). Тонкую структуру никеля в образцах до и после ТО изучали на дифрактометре «Дрон-3», при этом производили запись отражений от плоскостей (111) и (222). По методу аппроксимации [6] проведен расчет физических уширений (β) рентгеновских линий с целью оценки величины микронапряжений (σ_{II}) и размера (*D*) областей когерентного рассеяния (ОКР) кристаллитов. Результаты расчетов приведены в таблице.



Температурные зависимости ЭС прессовок, полученных: *a* – при *P*=1,2 ГПа; *б* – при *P*=1,8 ГПа; *в* – при *P*=2,1 ГПа, где кривые *I* для КМ до ТО, *2* – ТО при 500 °С, *3* – 600 °С, *4* – 700 °С

Анализ температурных зависимостей ЭС прессовок, полученных при P=1,2 ГПа, показал, что у КМ, не подвергавшихся отжигу, до температуры 110 °С $\Delta R/R_o$ практически не изменяется (кривая l на рисунке a), а затем плавно возрастает до 230 °C, после чего происходит его снижение. После ТО при 500 °С наблюдается непрерывный рост ЭС вплоть до температуры 250 °C (кривая 2 на рисунке a), причем кривая 2 проходит значительно выше кривой 1. У КМ после ТО при 600 °С (кривая 3 на рисунке a) и при 700 °C (кривая 4 на рисунке a) происходит непрерывное снижение ЭС вплоть до температуры 250 °С, причем у прессовок, подвергнутых отжигу при 700 °С снижение ЭС происходит более интенсивно, чем после отжига при 600 °С. Такое изменение ЭС с ростом температуры при-суще полупроводниковым материалам.

У прессовок, полученных при P=1,8 ГПа, вид температурных зависимостей ЭС до и после ТО (кривые 1-4 на рисунке δ) почти такой же, как при P=1,2 ГПа.

У КМ, полученного при P=2,1 ГПа, до отжига (кривая *1* на рисунке *в*), ход температурной зависимости ЭС примерно такой же, как у кривых *1* на рисунке *а*, $\delta: \Delta R/R_0$ плавно возрастает с ростом температуры до 220–230 °С. После отжига при 500 °С происходит снижение ЭС до 120 °С (кривая 2 на рисунке e), после чего наблюдается его непрерывный рост. Отжиг при 600 и 700 °С приводит к непрерывному снижению ЭС (кривые 3, 4 на рисунке e), причем наиболее интенсивно это происходит у КМ после отжига при 700 °С до температуры 100 °С (кривая 4 на рисунке e), а затем, с ростом температуры, происходит сближение кривых 3, 4, и при 250 °С они практически совпадают.

Анализ характеристик тонкой структуры Ni в исследуемых KM до и после TO (см. таблицу) показал, что у KM, полученных при всех реализуемых в данной работе давлениях прессования, с ростом температуры отжига, в основном, происходит снижение уровня внутренних напряжений в прессовках с 88,3 МПа (при P=1,2 ГПа до отжига) до 34,5 МПа (при P=2,1 ГПа после отжига при 700 °C), что обычно сопровождается ростом величины ОКР. Причем наибольшие значения ОКР (D=704 нм) получены у прессовок, полученных при P=2,1 ГПа при температуре отжига 700 °C.

Таким образом, при высокоскоростном прессовании и последующей ТО в основном компоненте КМ (никеле) спрессованного порошкового композита происходят весьма заметные изменения в тонкой структуре, способные существенно повлиять на его электрические свойства.

Режимы ТО	Режимы прессования		β ₁₁₁ , мрад	β ₂₂₂ , мрад	<i>D</i> , нм	σ _{II} , МПа	
	$V_{\rm yg}$, м/с	Р, ГПа					
	400	1,2	0,0037	0,0038	420	88,3	
До ТО	500	1,8	0,0029	0,0018	535	41,4	
	550	2,1	0,0028	0,0015	554	34,5	
	400	1,2	0,0048	0,0037	323	85	
500 °С, 1 ч	500	1,8	0,0032	0,003	483	69	
1 1	550	2,1	0,0031	0,0025	485	57	
	400	1,2	0,0042	0,0032	369	73,6	
600 °C,	500	1,8	0,003	0,0022	517	50,6	
1 1	550	2,1	0,0027	0,0019	574	43,7	
	400	1,2	0,0035	0,0024	443	55,2	
700 °С, 1 ч	500	1,8	0,0023	0,0016	674	36,8	
	550	2,1	0,0022	0,0015	704	34,5	

Характеристики тонкой структуры Ni в смесевых прессовках

Выводы

1. Установлена возможность весьма существенного изменения электрических свойств КМ из Cr₃C₂ и Ni путем высокоскоростного прессования ударными волнами сравнительно невысокой интенсивности и последующей термической термообработки. Получаемые при этом материалы имеют как положительный, так и с отрицательный температурный коэффициент электрического сопротивления. 2. Обнаруженные эффекты снижения электрического сопротивления при нагреве прессовок из Cr_3C_2 и Ni могут быть использованы при изготовлении электротехнических устройств с пониженным энергопотреблением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Маслюк, В. А. Влияние температуры спекания на некоторые свойства сплавов КХН15 и КХНФ15 из порошков различного производства / В. А. Маслюк, М. И. Подопригора, В. И. Алексеев // Сб. трудов ИПМ АН УССР. – 1990. – С. 42–46.

2. *Писарев, С. П.* Электрические свойства прессовок из ZrC и Co, полученных высокоскоростным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. –

(Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). – С. 74–77.

3. Писарев, С. П. Электрическое сопротивление и тонкая структура порошковых прессовок из ТіС и Ni, полученных высокоскоростным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, П. В. Шевченко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – Вып. 5. – С. 40–43.

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

5. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов : монография / 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.

УДК 669.1:622.788.32

Н. А. Зюбан, И. Л. Гоник, Н. А. Новицкий, В. А. Соловьев, О. В. Аздоева ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛИОКСИДНОГО СВЯЗУЮЩЕГО ДЛЯ ОКАЛИНОУГЛЕРОДНЫХ БРИКЕТОВ В УСЛОВИЯХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАГРЕВА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gonik@vstu.ru

Разработка альтернативных шихтовых материалов из мелкодисперсных железосодержащих отходов предполагает применение связующих веществ для получения необходимой прочности. В оксидоуглеродном брикете (ОУБ), разработанном на кафедре «Технология материалов» ВолгГТУ, применяют связующее, включающее в себя комплекс оксидов SiO₂-B₂O₃-CaO-K₂O и жидкое стекло. При технологическом нагреве данной оксидной системы совместно с углеродом, присутствующим в брикете, происходит выделение монооксида углерода, который способствует интенсивному восстановлению железа в брикете.

В статье представлены результаты исследований структуры связующего вещества, подтверждающие теоретические представления о протекающих при нагреве процессах газообразования.

Ключевые слова: брикет, гематит, магнетит, смесь оксидов, комплексное связующее, монооксид углерода, диоксид углерода, ячеистая структура.

Development of alternative charging materials from fine iron-containing waste involves the use of binders to obtain the necessary strength. In oxide-coal briquette, developed at the chair "Materials technology" used binder that includes complex oxides $SiO_2-B_2O_3-CaO-K_2O$ and sodium silicate. In this process heating system oxide with carbon present in the briquette, the carbon monoxide is released which promotes intense recovery in the cast iron.

The results of studies on the structure of binder confirming the theoretical understanding of the processes taking place during the heating of gas formation.

Keywords: briquette, hematite, magnetite, oxide mixture, complex binder, carbon monoxide, carbon dioxide, cellular structure.

В условиях дефицита качественных и недорогих шихтовых материалов все более широкое распространение в металлургии получает процесс брикетирования ценных металлургических отходов. Наиболее применимыми для этого являются твердые железосодержащие отходы, что объясняется их доступностью, высоким содержанием оксидов железа, а также более низким содержанием, а зачастую полным отсутствием, вредных примесей – серы и фосфора.

Разработкой металлургических брикетов на территории РФ занимается ограниченное число предприятий и научных организаций, среди которых НИТУ «МИСиС» (г. Москва), научно-производственная фирма «ЭкоМашГео» (г. Тула), ООО «Карбона-Проминтех» (г. Пермь), МаГУ (г. Магнитогорск). В странах бывшего СНГ научные работы в области брикетирования также ведутся Национальной Металлургической академией Украины (г. Днепропетровск), Донецким национальным техническим университетом и компанией ОАО «Брикет» (Украина, г. Донецк), химико-металлургическим институтом им. Ж. Абишева (Казахстан, г. Караганда).

Для придания брикетам необходимых прочностных свойств используется широкий спектр минеральных и органических связующих веществ. Наиболее распространенными являются различные марки цемента [1], кроме них также могут применяться эмульсии, смеси глины и лигносульфоната [2], концентраты сульфитно-спиртовой барды (МаГУ), жидкое стекло [3]. Общим недостатком данных связующих является то, что они служат только для придания прочности брикетам после сушки или обжига и не влияют на восстановление железа из оксидов в условиях металлургического процесса.

В качестве объекта исследований, проводимых на кафедре «Технология материалов» Волг-ГТУ, представлен окалиноуглеродный брикет (ОУБ), при изготовлении которого одновременно применялись несколько связующих веществ. Жидкое стекло (mNa₂O·nSiO₂), добавляемое в качестве первичного связующего, и смесь оксидов SiO₂-B₂O₃-CaO-K₂O [4]. Такое сочетание связующих веществ является активным: жидкое стекло придает прочность брикету непосредственно после сушки. Вторичное связующее – система оксидов – позволяет сохранять прочность брикета при высоких температурах и в определенном температурном интервале, формирует оптимальные условия для восстановительных процессов внутри брикета и науглероживания металла [5].

Сравнительные испытания брикетов на сжатие представлены в таблице [6]. Брикеты были изготовлены с использованием различных типов связующего и подвергались соответствующей термообработке.

Тип связующего вещества	Термообработка	Прочность на сжатие, МПа		
		min	max	
Смесь оксидов (SiO ₂ -B ₂ O ₃ -CaO-K ₂ O) +	Сушка (200 °С)	3,5	11,3	
+ жидкое стекло (mNa ₂ O·nSiO ₂)	Обжиг (800 °C)	16,2	38,8	
	Тепловлажностная (60 °С, влажн. 98 %)		6,9	
цементное связующее (портландцемент)	Естественное твердение (3–5 сут.)	5,8	11,1	
Кварцевый песок + глина + порошок	_	0,6	2,1	
лигносульфонатов (ЛСТ)	Сушка (150–170 °С)	3,1	19,2	

Механическая прочность брикетов, изготовленных с различным типом связующего

Практика использования брикетов в качестве шихтового материала для производства стали показала, что помимо наличия удовлетворительной механической прочности, необходимой для хранения и транспортировки, брикеты должны обладать теплостойкостью, которая препятствует их разрушению при нагреве в металлургическом агрегате [5].

Окалиноуглеродный брикет, изготовленный с использованием комплексного связующего, обладает следующими преимуществами:

 – сохраняет прочность в условиях нагрева (до 1100 °С);

 связующее вещество при расплавлении герметизирует брикет, образуя замкнутую ячеистую структуру, которая обеспечивает взаимодействие оксидов железа и восстановителя при сохранении целостности брикета (вплоть до расплавления последнего);

 монооксид углерода, образующийся в результате взаимодействия CO₂, оставшегося в порах брикета, с твердым углеродом равномерно распределяется на поверхности частиц углерода. В условиях косвенного восстановления активным восстановителем железа из оксидов является СО. При нагреве ОУБ свыше 400 °С происходит газификация углерода с образованием СО₂. После расплавления полиоксидного связующего (в интервале 600–800 °С) и вследствие недостатка кислорода в порах брикета происходит интенсивное образование газа-восстановителя СО.

Таким образом, при использовании данного связующего начальные стадии процесса восстановления железа будут происходить уже на этапе нагрева шихтового материала в металлургическом агрегате.

Были проведены исследования по влиянию температурной обработки на связующее. Объектом исследования были образцы в виде таблеток цилиндрической формы, изготовленные из оксидного связующего вещества с добавлением жидкого стекла (внешний вид одного из образцов представлен на рис. 1), которые подвергались нагреву в муфельной печи до температуры 900 °C.



Рис. 1. Внешний вид образца до нагрева

Изменения, происходящие при нагреве связующего, представлены на рис. 2. На начальных этапах нагрева (100–200 °C) происходит удаление остаточной влаги, что приводит к частичному растрескиванию образцов (рис. 2, δ). При дальнейшем повышении температуры наблюдалось оплавление поверхности образцов до полного расплавления (800–900 °C) и растекания на подложке (рис. 2, ϵ). После расплавления образцы отделяли от подложки для изучения их структуры.



Рис. 2. Состояние исследуемых образцов после нагрева в исследуемом температурном интервале: a - 200 °C; $\delta - 400$ °C; s - 600 °C; c - 840 °C

в



г

Рис. 3. Образование пор при нагреве полиоксидного связующего (800 °C), ×20: a – внешний вид образца; δ – структура пор

На рис. 3, *а* показана внутренняя поверхность образца, отделенного от подложки после полного расплавления. Вследствие процессов газообразования, протекающих при нагреве, видны четкие границы образующихся пор.

Заключение

Теплотехнические свойства полиоксидной системы обеспечивают теплостойкость ОУБ в температурном интервале 700–900 °С, в котором идут интенсивные процессы косвенного восстановления.

Физико-химические свойства исследуемой полиоксидной системы после ее расплавления обеспечивают смачивание частиц окалины в ОУБ и образование замкнутых ячеек внутри брикета. Такая структура будет способствовать наиболее полному восстановлению железа из оксидов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Опыт использования побочных продуктов аглодоменного производства ОАО «Тулачермет» / В. В. Титов [и др.] // Экология и промышленность. – 2006. – № 4. – С. 12–16.

2. Новая технология брикетирования металлургических отходов / В. А. Осипов [и др.] // Сталь. – 2006. – № 3. – С. 88–89.

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

4. Пат. 2083681 Российская Федерация. Брикет для производства чугуна и стали / Е. Е. Агеев, Ю. А. Бондарев, В. Г. Булгаков [и др]; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО «Волгоградский государственный технический университет». – № 94025978/02; заявл. 12.07.1994; опубл. 10.07.1997.

5. Поведение оксидоугольных брикетов при электроплавке стали / Е. Е. Агеев [и др.] // Сталь. – 1999. – № 3. – С. 16–19.

6. Восстановление железа из железоуглеродистых брикетов при плавке стали в дуговых электропечах / А. Б. Ахметов [и др.] // Сталь. – 2007. – № 8.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев, П. А. Бессонов ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БРОНЗОПОЛИИМИДНЫХ КОМПОЗИТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе проведены сравнительные исследования влияния статического прессования и взрывной обработки с последующим спеканием на термомеханические свойства бронзополиимидных композитов с содержанием бронзы от 10 до 70 %. Установлено снижение термических деформаций и изменение температур размягчения композитов после взрывной обработки, что связано с усилением адгезионного и межчастичного взаимодействия компонентов.

Ключевые слова: полиимид, порошковая бронза, композит, взрывная обработка, термомеханические свойства.

In this article, the comparative research of the influence of static and explosive pressing with subsequent heat treatment on the thermomechanical properties bronze-polyimides of composites containing bronze 10 to 70 %. A reduction in the thermal deformation and changes in the softening temperature of composites after explosive treatment, which is associated with increased interparticle adhesion and interaction of the components

Keywords: polyimide, powder bronze, composite material, explosive treatment, thermomechanical properties.

Расширение использования в триботехнических и уплотнительных узлах современной техники полиимида (ПИ) – термостойкого термопластичного полимера, обладающего высокими механическими и антифрикционными свойствами, термо- и коррозионной стойкостью [1], требует повышения его прочностных свойств. Эту проблему частично решают введением в ПИ до 15–40 % об. наполнителей различной природы, что позволяет повысить, прочность при сжатии в 2–3 раза, твердость в 1,3–1,6 раз, износостойкость в 3–11 раз, однако из-за низкого адгезионного взаимодействия компонентов снижается прочность при растяжении (с 95–125 до 30–80 МПа), пластичность и ударная вязкость материалов (с 60–100 до 5–8 КДж/м²), что ограничивает его эксплуатационные характеристики [2, 3]. В качестве наполнителей ПИ широкое применение получили порошки оловянистых бронз, введение которых повышает работоспособность полиимидных материалов [1, 2, 4]. Повысить эксплуатационные свойства полиимидных материалов возможно с помощью усиления адгезионного взаимодействия между полимером и наполнителем [1, 2]. Для этого композиты активируют механическим, химическим или высокоэнергетическим воздействием [1, 2]. Перспективно введение в ПИ более 40 % напол-

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

нителя (металла), так как такие материалы могут обладать существенно более высокими механическими и эксплуатационными свойствами. При этом необходимо обеспечить не только высокое адгезионное взаимодействие между полимером и наполнителем, но и сварку металлических частиц с образованием непрерывной армирующей металлической фазы.

Перспективным способом получения наполненных полиимидных композитов является взрывная обработка (ВО), обеспечивающая одновременно активацию, прессование и консолидацию порошков композитов. Поэтому целью работы являлась оценка эффективности применения взрывной обработки при получении бронзополиимидных композитов с помощью исследования их термомеханических свойств.

Исследование термомеханических свойств и структуры композитов проводили на основе ПИ ПМ-69 (ГОСТ 25288-82), наполненного бронзой Бр О5Ц5С5 (ГОСТ 613-79, 10-70 % об, d=15-150 мкм). Точность объемных пропорций в композитах обеспечивали смешиванием навесок заданной массы (с точностью до 0,01 г.), взвешенных на лабораторных электронных весах OHAUS-123. Композиты получали статическим прессованием (СП) в пресс-формах давлением 0,3 ГПа и ВО в цилиндрических ампулах давлением в ударном фронте 0,4–0,6 ГПа [5, 6]. Спекание при температуре 390 °С композитов после СП проводили как в свободном, так и замкнутом состоянии, композиты после ВО спекали только в замкнутом состоянии.

Плотность определяли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах Shinko НТR-220CE согласно ГОСТ 15139-69. Значения пористости композитов определяли соотношением измеренной плотности к теоретической. Термомеханический анализ (ТМА) проводили на приборе ТМИ-1 по стандартной методике [7], основанной на пенетрации цилиндрического индентора (диаметром 1,1 мм) в полимер под нагрузкой 1 Н. Образцы для экспериментов имели высоту 3 мм, диаметр 6 мм. Температуры размягчения (стеклования) определяли по характерным изгибам термомеханических кривых. Приведенные термомеханические кривые являются результатом аппроксимации экспериментальных данных, полученных при испытании не менее пяти одинаковых образцов. Микроструктуры материалов исследовали на оптическом микроскопе Olympus 61BX.

Термомеханические исследования показали, что независимо от концентрации наполнителя

характер термомеханических кривых композитов, полученных СП, одинаков (рис. 1) [8]. Ниже 330–350 °C (температур размягчения t_p) на кривых 1 для композитов после СП (рис. 1) наблюдаются отрицательные деформации (до -5 %), вызванные прежде всего релаксацией остаточных напряжений в композитах, либо деформации минимальны (1-3 %) для композитов после СП и спекания (кривые 2, 3) вследствие ограничения подвижности макромолекул ПИ. При нагреве выше t_р деформации резко возрастают, что связано с переходом ПИ из стеклообразного состояния в высокоэластическое (при 290 °С) вследствие повышения подвижной способности макромолекул и ослабления взаимодействия между ними. Дальнейший нагрев композитов сопровождается снижением роста деформаций, так как в расплавленном состоянии частицы бронзы более эффективно тормозят внедрение пуансона. Сравнение термомеханических деформаций композитов при изменении различных факторов (технологии получения и степени наполнения) проводили при температуре 400 °С, так как при ней достигаются практически предельные деформации. Установлено, что с увеличением содержания бронзы с 10 до 70 % в композитах, полученных СП, наблюдается снижение деформаций в 1,4-2,3 раза и t_p на 7–9 °С. Снижение температур размягчения при повышении концентрации наполнителя обусловлено низким адгезионным взаимодействием между компонентами композитов, что подтверждается снижением плотности и повышением пористости на 2,2-8,8 % (см. таблицу), а деформаций – механическим зацеплением частиц бронзы и смесевыми закономерностями, в соответствии с которыми увеличение содержания металла приводит к повышению твердости прессовок.

Спекание в свободном состоянии композитов, полученных СП, (рис. 1, кривые 2), приводит к увеличению деформаций в 1,2–3,3 и снижению t_p на 11–28 °С, что связано со снижением плотности и повышением пористости композитов (см. таблицу), вызванными разрыхлением структуры в результате объемного расширения ПИ, препятствующего монолитизации бронзы, так как разрываются слабые межмолекулярные связи компонентов при спекании в свободном состоянии, повышая дефектность структуры. Увеличение концентрации бронзы с 10 до 70 % способствует повышению дефектности структуры, что ведет к росту деформаций и снижению t_p . Это подтверждается менее интенсивным (с 1900 до 1850 кг/м³) снижением плотности в композитах с 10 %-ным содержанием бронзы, чем с 70 %-ным (с 5320 до

5260 кг/м³) и, соответственно, увеличением пористости с 14,0 до 20,9 %, что приводит к снижению температур размягчения композитов [8].





Количество	Способ получения	Спекание	р, кг/м³	П,%	t _p , °C	Деформации при различных температурах			
наполнителя, %						250 °C	300 °C	350 °C	400 °C
		Нет	1900	11,6	361	-4	-3	0,8	35
10	СП	С	1850	14,0	350	1	3	9	43
		3	2010	6,5	402	0,4	1	1	1
	BO	3	2130	0,9	418	0	0	0	0
		Нет	2820	22,7	352	-4	-3	0,7	23
20	СП	С	3090	16,3	340	2	4	9	32
30		3	3500	4,1	413	0,5	0,9	1	1
	BO	3	3640	0,3	420	0,5	0,6	0,6	0,7
	СП	Нет	4440	13,8	360	-2	-2	4	16
50		С	4140	19,6	340	2	6	12	32
50		3	4950	3,9	415	1	1	2	2
	BO	3	5080	1,4	423	0,7	0,8	0,9	1
	СП	Нет	5320	20,0	353	-2	-1	0,8	7
70		С	5260	20,9	325	2	5	15	23
70		3	6370	4,2	417	0,6	1	2	2
	BO	3	6390	3,9	437	0,6	0,8	0,9	1

X	арактерные	темпера	атуры	и дефо	рмации б	ронзополиимидных	композитое

Примечание: С – спекание в свободном состоянии, З – в замкнутом.

Спекание в замкнутом состоянии (рис. 1, кривые 3), в отличие от свободного, приводит к снижению деформаций и повышению t_p (при t = 400 °C), что свидетельствует о повышении адгезионного взаимодействия между компонентами композитов и монолитизации ПИ: при концентрации бронзы 10–70 % t_p повышается на 52–92 °C, а деформации снижаются от 12 до 43 раз соответственно. При увеличении концентрации бронзы в композитах наблюдается незначительное изменение деформаций на (1–2 %) и – повышение t_p на 11–15 °C, что подтверждает более высокое адгезионное взаимодействие в композитах, полученных спеканием в замкнутом

состоянии, связанное с увеличением давления при спекании вследствие ограничения теплового расширения ПИ, приводящего к повышению давления на компоненты композитов. Это давление активизирует взаимное перемешивание макромолекул, способствует усилению контакта между матрицей и наполнителем и улучшает межмолекулярное взаимодействие, что, в том числе, приводит к лучшей монолитизации ПИ [5]. Так как спекание в замкнутом состоянии способствует интенсификации процессов взаимодействия между матрицей и наполнителем, то композиты, полученные ВО, спекались только в замкнутом состоянии.



Рис. 2. Термомеханические кривые бронзополиимидных композитов после спекания в замкнутом состоянии с 10 %-ным (*a*); 30 %-ным (*б*); 50 %-ным (*b*); 70 %-ным (*b*); содержанием бронзы: *I* – BO; *Z* – СП

Результаты исследований показали, что ВО (рис. 2, кривые *1*) по сравнению со СП (см. таблицу) способствует существенному снижению деформаций при внедрении пуансона (в 1,4–2 раза) и повышению t_p (на 16–20 °С). При этом с увеличением концентрации бронзы с 10 до 70 % в композитах после ВО деформации минимальны и не превышают 1,0–1,5 %, а t_p повышаются на 2–14 °С. Это связано с лучшей

монолитизацией композитов, так при концентрации бронзы 10 и 30 % пористость после ВО меньше, чем после СП в 7 и 14 раз соответственно и близка к 100 % плотности; при концентрации 50 и 70 % пористость меньше в 1,1 и 3 раза соответственно, что связано с изменением условий прессования, так как увеличение содержания металла приводит к повышению прочностного сопротивления обжатого материала [5]. Интенсификация адгезионного взаимодействия при ВО происходит за счет ударноволновой активации с изменением реологических свойств полимера, в результате дробления компонентов композитов, образования свободных радикалов и появления ювенильных поверхностей, что обеспечивает лучшее межфазное взаимодействие. Снижение деформаций, повышение t_p и лучшая монолитизация для композитов с концентрацией бронзы до 50 % связаны с лучшей компактируемостью порошковой полимерной смеси и повышенным адгезионным взаимодействием между полимером и металлом. В результате армирующий наполнитель выполняет функцию узлов сетки и препятствует перемещению макромолекул (рис. 3). При концентрации бронзы свыше 50 % понижение деформаций, повышение t_p и лучшая монолитизация связаны не только с увеличением адгезионного взаимодействия между полимером и металлом, но прежде всего со сваркой частиц бронзы с образованием непрерывной армиру-ющей фазы (каркаса), воспринимающего основную нагрузку.



Рис. 3. Микроструктуры бронзополиимидных композитов после ВО (×200): *a* - 10 %; *δ* - 30 %; *в* - 50 %; *г* - 70 %; темное – ПИ, светлое – бронза

Выводы

Взрывная обработка способствует усилению адгезионного взаимодействия между полимером и наполнителем в бронзополиимидных композитах, в результате в композитах с содержанием бронзы до 50 % упрочняющая фаза начинает выполнять функцию узлов сетки, препятствующих перемещению макромолекул, что сопровождается снижением деформаций, повышением температур размягчения и лучшей монолитизацией материалов. При содержании бронзы более 50 % повышенные термомеханические характеристики композитов объясняются, прежде всего, образованием непрерывной армирующей фазы (каркаса) в результате сварки частиц бронзы, которая происходит в результате действия высоких энергий и давлений взрыва.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Михайлин, Ю. А.* Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Профессия, 2006. – 624 с. 2. Трение и модифицирование материалов трибо-систем : учеб. пособие / Ю. К. Машков [и др.] ; РАН, Ин-т сенсорн. микроэлектроники. – М. : Наука, 2000. – 279 с.

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

4. *Bogle, K. A.* Growth of copper and gold nanoparticles on a polyimide surface / K. A. Bogle, S. D. Dhole, V. N. Bhoraskar // Radiation Effects & Defects in Solids. -2007. - Vol. 162. $-N_{\odot}$ 3-4. -P. 259–265.

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

6. Адаменко, Н. А. 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.

7. *Тейтельбаум, Б. Я.* Термомеханический анализ полимеров / Б. Я. Тейтельбаум. – М. : Химия, 1979. – 234 с.

8. Тагер, А. А. Физикохимия полимеров / А. А. Тагер. – 4-е изд., перераб. и доп. – М. : Научный мир, 2007. – 546 с.

УДК 678.743.41:621.777.044.2

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. Э. Герасимук, Е. И. Гончарова ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВТОРИЧНОГО ФТОРОПЛАСТА-4*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты исследования теплофизические характеристики вторичного фторопласта-4 при взрывном воздействии. Изучено влияние давления взрывного прессования, дисперсности стружки на термомеханические и дифференциально-термические свойства полимера.

Ключевые слова: взрывное прессование, вторичный фторопласт-4, теплофизические свойства.

Are represented the results of a study the thermophysical characteristics of secondary fluoroplast-4 under the explosive pressing.. The influence of the pressure of explosive pressing, dispersiveness of shaving on the thermomechanical and differential-thermal properties of polymer is studied.

Keywords: explosive pressing, secondary fluoroplast-4, thermophysical properties.

Уникальные показатели химической стойбиоинертности, термомеханических, кости, электроизоляционных свойств, триботехнических характеристик фторопласта-4 (политетрафторэтилен, Ф-4) определяют его широкое применение в различных областях. В последние годы наблюдается устойчивый рост его производства и потребления, в том числе в роли основного компонента современных композитов [1]. Несмотря на разработку и создание новых методов переработки фторопластов, позволяющих максимально приблизить с достаточно высокой точностью размеры заготовок к размерам готового изделия, все же пока не представляется возможным получать готовые изделия без механической обработки [2]. К сожалению, в настоящее время на полигонах и свалках собрано большое количество отходов: изношенных деталей, бракованных заготовок, отходов механической обработки и кабельной промышленности в виде обрезков, стружки, немерных кусков пленки и т. д., составляющих до 40 % массы от исходного сырья.

Высокие темпы потребления Ф-4 и его высокие химическая, термическая, климатическая стойкость и отсутствие эффективных способов переработки ввиду большой динамической вязкости расплава и высокой температуры технологического течения делают его отходы практически вечными, что является достаточно серьезной экологической проблемой [3]. На данный момент не найдено ни одного универсального метода, способного компенсировать нарастающее накопление отходов Ф-4 и получить при этом высококачественный материал, не уступающий по физико-механическим свойствам исходному материалу [3, 4].

Взрывное прессование (ВП) представляет собой высокоэнергетический способ механического воздействия на материалы и является перспективным для получения заготовок из трудноперерабатываемых термостойких полимеров [5–7]. Накопленный опыт по взрывному прессованию таких полимеров, в том числе Ф-4 [5–9], позволил разработать технологию, позволяющую без применения сложного дорогостоящего оборудования за один технологический прием реализовать все стадии их переработки (прессование, формование и консолидацию компонентов) в изделия.

Целью данной работы являлось исследование влияния параметров ВП на теплофизические свойства прессовок вторичного фторопла-

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

ста-4 (ВФ-4). Для сравнительных исследований прессовки получали путем ВП стружки крупной фракции со средним размером частиц 0,5х5 мм неограниченной длины и стружки мелкой фракции размером 0,1х0,3 мм в цилиндрических ампулах давлением в ударном фронте 0,2–0,8 ГПа. Спекание полученных заготовок проводили при температуре 370–380 °C с выдержкой 10 мин на 1 мм толщины образца.

Термомеханический анализ (ТМА) полученных материалов проводили на установке ТМИ-1 по стандартной методике путем измерения и регистрации деформаций, возникающих при пенетрации цилиндрического индентора в полимер под нагрузкой 1Н и скорости нагрева 5 град/мин. Исследованные заготовки имели цилиндрическую форму с диаметром 12 мм и высотой 3 мм. Дифференциально-термический анализ проводился с использованием дериватографа системы PAULIK-PAULIK-ERDEL (ГОСТ 21553–76) при скорости нагрева 10 °С/мин.

Термомеханические исследования ВФ-4 показали, что ход кривых (ТМК), независимо от дисперсности стружки и давления ВП, идентичен (рис. 1–3) и сохраняет качественную зависимость деформации от температуры, характерной для Ф-4 (рис. 1). Все кривые отчетливо демонстрируют изменения в деформируемости полимера, вызванные плавлением его кристаллической фазы и размягчением при нагреве.



Рис. 1. Термомеханические кривые прессовок порошка (1), мелкой (2) и крупной (3) стружки Ф-4 после ВП давлением 0,5 ГПа

На термомеханических кривых после ВФ-4 ВП отмечается незначительное смещение температур плавления (на кривых определяется первым скачкообразным изменением деформации при нагреве) на 10 °С и течения (второй скачок деформации на ТМК) на 3–6 °С в область более низких температур (рис. 1), обусловленное более высоким уровнем дефектности кристаллитов и более интенсивным разупорядочиванием звеньев макромолекул в процессе ВП стружки по сравнению с порошком. Величина деформаций вторичного полимера при нагреве вплоть до температуры начала вязкого течения на 5–9 % выше, чем после ВП порошка Ф-4 (рис. 1), что вызвано более высоким содержанием пор в прессовках ВФ-4 и соответственно их незначительно меньшей плотностью 2,11–2,20 Мг/м³, по сравнению с плотностью прессовок из порошка Ф-4, где при тех же условиях ВП она составляла 2,14–2,25 Мг/м³.

Накопленный опыт по ВП порошков Ф-4 и его композиций [5-9] позволил предположить, что давление ВП повлияет на формирование структуры полимера, уровень ее дефектности, что отразится на свойствах получаемого вторичного материала. При этом особый интерес в проведении сравнительных исследований представляло ВП крупной стружки, при переработке которой традиционными способами обязательно применение наиболее затратной, требующей низких температур стадии измельчения [3]. Так как в процессе ВП высокие скорости нагружения частиц Ф-4, согласно температурно-временной аналогии и механики сплошных сред, обеспечивают нарастание напряжений в их объеме, что приводит к нарушению их целостности и активному дроблению [5]. Проведенные исследования по влиянию давления ВП на термомеханические свойства ВФ-4 обеих фракций показали, что изменение давления ВП от 0,2 до 0,8 ГПа привело к снижению температур вязкого течения с 407 до 396 °С у крупной стружки и с 398 до 393 °С соответственно у мелкой фракции (рис. 2). Наибольшие деформации (30-36 %) при нагреве испытывают прессовки, полученные при P = 0,2 ГПа независимо от дисперсности стружки, что свидетельствует о недостаточном межмолекулярном взаимодействии при этом режиме прессования и не позволяет достичь монолитизации материала. Однако повышение давления ВП с 0,2 до 0,8 ГПа привело к снижению деформируемости при нагреве выше 330 °С на 3-8 % у обеих фракций, в отличие от ВП порошка Ф-4 [5], где величина деформации монотонно увеличивалась с повышением давления ВП. Такое поведение ВФ-4, вероятно, обусловлено, с одной стороны, повышением дефектности структуры [7, 8] с более высоким уровнем напряжений при P = 0.8 ГПа, что вызвало наибольшее снижение температуры текучести. С другой стороны, увеличение температурной составляющей при ВП обеспечило консолидацию частиц стружки, усиление межчастичного и межмолекулярного взаимодействия, что снизило его деформируемость при нагреве. Причем величина деформаций у крупной и у мелкой стружки практически одинакова, что подтверждает возможность измельчения стружки и монолитизации вторичного материала при ВП независимо от его дисперсности.



Рис. 2. Термомеханические кривые прессовок мелкой (*a*) и крупной (*б*) стружки Φ-4, полученных давлением: *l* – 0,2 ГПа; *2* – 0,5 ГПа; *3* – 0,8 ГПа

Сравнительные исследования теплофизических характеристик исходной стружки Ф-4 и прессовок ВФ-4, полученных различным давлением ВП от 0,2 до 0,8 ГПа, показали существенное отличие дифференциально-термических кривых. При всех параметрах ВП на кривой ДТА наблюдается изменение экзо- и эндоэффектов, связанных с плавлением кристаллической фазы, термоокислением макромолекул Ф-4 и их термодеструкцией (рис. 3). Происходит сни-



Рис. 3. Кривые ДТА стружки Ф-4 до ВП (1) и после ВП стружки давлением: 2 – 0,2 ГПа; 3 – 0,5 ГПа; 4 – 0,8 ГПа

жение температур плавления кристаллической фазы на 11-14 °С и начала деструкции на 7-12 °C, что согласуется с результатами ТМА и обусловлено повышением дефектности структуры и возрастанием локальных внутренних напряжений при высокоэнергетическом воздействии. Причем наибольшие отличия в интенсивности пиков наблюдаются при ВП P = 0.8 ГПа и выражаются в резком снижении экзоэффекта (478 °C) в области температур разложения. Это может быть вызвано изменениями в химической структуре полимера, связанными с термоокислением, образованием свободных радикалов и сшивок при разрыве молекул в результате интенсивного взрывного воздействия и согласуется с данными ТМА.

Выводы

1. Анализ результатов термомеханических исследований показал, что ВП ВФ-4 приводит к структурной модификации полимера, величина которой зависит от интенсивности высокоэнергетического воздействия, что выражается в снижении температур плавления на 3–6 °С (по данным ТМА) и 11–14 °С (по данным ДТА), начала вязкого течения на 6–11°С и начала деструкции на 7–12 °С с увеличением давления от 0,2 до 0,8 ГПа. Обработка стружки давлением 0,8 ГПа вызывает частичную деструкцию полимера.

2. Взаимодополняющими методами ТМА и ДТА установлено, что различие в теплофизических характеристиках ВФ-4 крупной и мелкой стружки после ВП незначительны, что позволяет исключить в технологическом процессе получения изделий из отходов Ф-4 труднореализуемую стадию измельчения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Scheirs, J. Modern Fluoropolymers / J. Scheirs. – New York: Wiley, 1997. – 660 p.

2. 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.

3. Пугачев, А. К. Методы измельчения отходов фторопластов / А. К. Пугачев // Новые технологии инжиниринг. – 2011. – С. 8–13.

4. Переработка вторичного политетрафторэтилена / В. Ю. Филатов [и др.] // Успехи в химии и химической технологии. – 2004. – Т. 18. – Вып. 3 – С. 120–123.

5. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций : монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров. – Волгоград, 2007. – 240 с.

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

7. Структурные изменения при взрывном прессовании порошков термостойких композиций / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, А. Е. Ярыгина // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 5). – С. 53–58.

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

9. Изменение структуры фторопласта-4 при взрывной обработке / Н. А. Адаменко, Л. Н. Игнатьева, Г. В. Агафонова, В. Г. Курявый, Г. А. Зверев, Е. Б. Меркулов, А. Э. Герасимук, В. М. Бузник // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 86–89.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 539.432+620

А. А. Барон^{*}, А. П. Осипенко^{*}, Д. С. Гевлич^{**} РАСЧЕТ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЗОНЕ ПЕРЕД ФРОНТОМ ТРЕЩИНЫ НОРМАЛЬНОГО ОТРЫВА

*Волгоградский государственный технический университет **ООО «Экспертиза»

e-mail: detmash@vstu.ru, dgevlich@volgoexpert.ru

Получено распределение главных нормальных напряжений в зоне ограниченной пластичности перед фронтом трещины нормального отрыва. Учет затупления трещины под влиянием приложенной нагрузки позволяет избежать сингулярности в ее вершине.

Ключевые слова: трещиностойкость, зона ограниченной пластичности, главные нормальные напряжения.

Stresses distribution within the small scale yielding zone ahead of a mode I crack tip was obtained. Taking into account blunting of a crack under the loading makes it possible to avoid singularity in its tip.

Keywords: fracture toughness, small scale yielding zone, main normal stresses.

Для выяснения условий стабильного и спонтанного роста трещины нормального отрыва важно выполнить анализ напряженно-деформированного состояния в зоне ограниченной пластичности перед ее вершиной. Строгий расчет полей напряжений в этой области для упрочняемого материала до сих пор не выполнен из-за трудностей математического характера. Существующие классические решения о распределении напряжений в пластической зоне перед вершиной трещины [1, 2] приводят к сингулярности r^{-1} в ее вершине. Притупление трещины в процессе нагружения не учитывается. Вследствие этого напряжения и деформации в вершине стремятся к бесконечности, что противоречит реальной физической картине. Кроме того, названные решения получены для несжимаемого материала. Диаграмма деформирования в указанных работах аппроксимирована уравнением Холломона $\sigma_i = A \varepsilon_i^n$, которое неприменимо при деформациях, превышающих равномерную. Пригодные для практических инженерных расчетов напряжений формулы пока не удалось получить. Поэтому широко используются численные методы (МКЭ). Если же ставится задача получения удобных и прозрачных для понимания расчетных зависимостей, то для упрощения анализа обычно ограничиваются важными частными случаями. Так, пожалуй, наибольший практический интерес представляют напряжения σ_x , σ_y , σ_z , действующие на траектории распространения трещины, вдоль оси *X*.

Очевидно, что создание замкнутого решения, позволяющего рассчитать напряжения и деформации в зоне ограниченной пластичности перед вершиной трещины, актуально. Это даст возможность в рамках деформационной теории пластичности сопоставить напряженнодеформированное состояние перед вершиной трещины нормального отрыва и в зоне разрушения (шейке) стандартного образца при испытаниях на растяжение, а также под отпечатком индентора при испытаниях на твердость [3]. В случае успеха можно рассчитывать на создание теоретически обоснованной методики прогнозирования трещиностойкости по твердости или по результатам испытаний на растяжение.

В настоящей работе рассматривается трещина нормального отрыва, то есть приложенная нагрузка перпендикулярна плоскости распространения трещины. Выбрана прямоугольная система координат, начало которой связано с вершиной трещины. Ось X лежит в плоскости продолжения трещины и нормальна ее фронту. Ось Y нормальна плоскости продолжения трещины. Анализ выполнен для упругопластического упрочняемого материала, испытывающего плоскую деформацию ($\sigma_z = 0$). Рассмотрен момент, непосредственно предшествующий раз-

рушению, когда трещина притуплена, а ее раскрытие δ и ширина зоны вытягивания W достигли критических величин. Принималось, что связь между интенсивностями напряжений σ_i и деформаций ε_i в пластической зоне, вдоль оси X описывается обобщенной кривой течения [4]. Для аппроксимации диаграммы деформирования использовано уравнение Людвика, корректное во всем интервале деформаций вплоть до момента разрушения:

$$\sigma_i = \sigma + A\varepsilon_i^n. \tag{1}$$

Для исследования были использованы стали 10Г2ФБ, ВСт. 3кп, 17ГС, 17Г1С-У, 06Г2НАБ, применяемые при изготовлении труб большого диаметра, а также корпусные стали для атомных реакторов 15Х2МФА и 15Х2НМФА. Механические свойства и химический состав этих сталей приведены в монографии [5].

При определении констант в уравнении Людвика использовались значения равномерной деформации ε_p , которая рассчитывалась по известной зависимости [6]:

$$\varepsilon_p = \frac{25}{H}.$$
 (2)

Здесь Н – пластическая твердость по Дрозду [7], определяемая как:

$$H = \frac{P}{\pi Dh},\qquad(3)$$

где *P* – нагрузка на индентор; *D* – диаметр сферического индентора; *h* – глубина восстановленного отпечатка.

Между твердостью по Бринелю и по Дрозду существует зависимость [6]:

$$HB = 0,82H. \tag{4}$$

Согласно решению, приведенному в работе [8], интенсивность упругопластических деформаций вдоль оси X в зоне пластичности перед фронтом трещины нормального отрыва можно найти по формуле

$$\varepsilon_i = \varepsilon_f \exp[-\varepsilon_f x/(1,155W)], \quad (5)$$

Здесь W — ширина зоны вытягивания, которая, в свою очередь, рассчитывается как [8]:

 $\varepsilon_f = -\ln(1-\psi_K),$

$$W = \frac{0,866\varepsilon_f r}{\ln \varepsilon_f - \ln(\sigma_T / 3G)},$$
 (6)

где

$$r = \frac{(1 - 2\mu)^2}{2\pi} \left(\frac{K_{\rm IC}}{\sigma_{0.2}}\right)^2.$$
 (8)

(7)

Таким образом, как следует из (5) и (6),

$$\varepsilon_i = \varepsilon_f \exp\left(-\frac{x\ln(\varepsilon_f/\varepsilon_T)}{r}\right). \tag{9}$$

С целью упрощения формулы (6) мы исследовали зависимость W/r от ε_f . Как видно из графика (рис. 1), между W/r и ε_f в интервале температур 77<7<293 К наблюдается четкая линейная зависимость.



Рис. 1. Зависимость отношения W/r от деформации ε_f

Представленную на рис. 1 прямую, можно аппроксимировать следующим уравнением:

$$W/r = (0.1352\varepsilon_f + 0.0248).$$
 (10)

Отсюда

$$W = (0,1352\varepsilon_f + 0,0248)r.$$
(11)

В дальнейшем при расчетах значений ширины зоны вытягивания W использовалось упрощенное выражение (11).

Авторы работы [9] установили, что затупленная вершина трещины имеет форму полуэллипса, а не полуокружности, как считалось ранее. При этом соотношение полуосей эллипса непостоянно и зависит от температуры. Поэтому в настоящей работе радиус закругления вершины трещины определяли как радиус кривизны эллипса на его полуоси W (рис. 2).



Рис. 2. Расчетная схема для определения радиуса кривизны вершины трещины р

Как видно из рис. 2, вторая полуось равна $\delta_c/2$. Тогда

$$\rho = \frac{\delta_C^2}{4W}.$$
 (12)

Здесь δ_c рассчитано по известной зависимости [10]:

$$\delta_C = 0.58(1 - \mu^2) \frac{K_{lc}^2}{E\sigma_{0.2}},$$
 (13)

Функцию напряжений для σ_x искали в виде:

$$\sigma_x = \frac{x}{ax^2 + bx + c}.$$
 (14)

Определение постоянных *a*, *b* и *c* будет выполнено несколько позже.

Зависимость между напряжениями и деформацией ε_z за пределами упругости имеет вид [4]:

$$\varepsilon_{z} = \frac{1}{E} \left[\sigma_{z} - \mu (\sigma_{x} + \sigma_{y}) \right] + \varphi (\sigma_{z} - \sigma_{0}), \quad (15)$$

где μ – коэффициент Пуассона (μ = 0,33),

$$\sigma_0 = \frac{\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z}{3}, \qquad (16)$$

$$\varphi = \frac{3\varepsilon_i}{2\sigma_i} - \frac{1}{2G},\tag{17}$$

Интенсивность упругопластических деформаций ε_i вдоль оси X рассчитывалась по полученной ранее зависимости (9).

При плоской деформации ($\varepsilon_z = 0$) из формулы (15) получим:

$$\sigma_z = \frac{3\mu + \varphi E}{3 + 2\varphi E} (\sigma_x + \sigma_y). \tag{18}$$

На оси Х имеем:

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2} .$$
⁽¹⁹⁾

Подставив выражения (1) и (18) в (19) и решив его относительно σ_{ν} , получим:



$$\sigma_{y} = \left(\frac{3}{2\alpha} - 1\right)\sigma_{x} + \sqrt{\left[\left(\frac{3}{2\alpha} - 1\right)^{2} - 1\right]}\sigma_{x}^{2} + \frac{\sigma_{i}^{2}}{\alpha}, (20)$$

Fige
$$\alpha = 1 - \frac{3\mu + \varphi E}{3 + 2\varphi E} + \left(\frac{3\mu + \varphi E}{3 + 2\varphi E}\right)^{2}.$$

Для нахождения постоянных *a*, *b* и *c* в формуле (14) необходимы три уравнения. Первые два найдены из граничных условий, согласно которым при X=r на упругопластической границе напряжение σ_x и производную $\partial \sigma_x / \partial x$ можно определить из упругого решения Вестергаарда, модифицированного Ирвином [11]:

$$\sigma_x = \frac{K_{\rm lc}}{\sqrt{2\pi r}}.$$
 (21)

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} = -\frac{K_{lc}}{2\sqrt{2\pi r^3}}.$$
 (22)

В качестве третьего уравнения удобно принять

$$\left(\frac{\partial \sigma_{y}}{\partial x}\right)_{x=x_{\beta}} = 0$$
 (23)

Здесь x_{β} – координата максимума функции напряжения $\sigma_y = f(x)$, определяемая из решения Хилла для идеально пластического материала [12]. Доказательство корректности такого под-хода выполнено в работе [5].

$$x_{\beta} = \rho \left(\exp\left(\frac{\pi - \omega}{2}\right) - 1 \right), \qquad (24)$$

Радиус закругления вершины трещины ρ рассчитывается по формуле (12); ω – угол раскрытия берегов трещины. Поскольку рассматривается трещина, берега которой параллельны друг другу («щель»), $\omega = 0$.



Рис. 3. Распределение напряжений $\sigma_{y}/\sigma_{0,2}$ (*a*), $\sigma_{x}/\sigma_{0,2}$ (*b*), $\sigma_{z}/\sigma_{0,2}$ (*b*) в упругопластической области перед фронтом трещины нормального отрыва для стали 17Г1С-У: (---) – 77 К, Δ – 213 К, (—) – 243 К, О – 293 К

Решение системы уравнений (21) (22), (23) позволило получить константы в выражении (14) для σ_x . Таким образом, было найдено распределение напряжений σ_x , σ_y , σ_z в пластической зоне перед вершиной трещины нормального отрыва. Кривые распределения нормальных напряжений $\sigma_x/\sigma_{0,2}$, $\sigma_y/\sigma_{0,2}$, $\sigma_z/\sigma_{0,2}$ в упругопластической области вдоль оси X перед вершиной трещины нормального отрыва для стали 17Г1С-У представлены на рис. 3.

Незначительное расхождение значений напряжений σ_x , σ_y , σ_z на упругопластической границе можно объяснить использованием допущений при построении модели.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Rice, J. R.* Plane strain deformation near a crack tip in a power-low hardening material / J. R. Rice, G. F. J. Rosengren // J. Mech. Phys. Sol. $-1968. -16. - N_{\rm O} 1. - P. 1-12.$

2. *Hutchinson, J. W.* Singular behavior at the end of a tensile crack in a hardening materials/ J. W. Hutchinson // J. Mech. Phys. Sol. -1968. -16. - P. 13-31.

3. Осипенко, А. П. Исследование напряженного состояния в пластической зоне перед отпечатком сферического индентора / А. П. Осипенко, А. А. Барон // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 99–101.

4. *Малинин, Н. Н.* Прикладная теория пластичности и ползучести / Н. Н. Малинин. – М. : Машиностроение. – 1968. – 400 с.

5. Барон, А. А. Ускоренные методы оценки трещиностойкости: монография / А. А. Барон. – М. : Машиностроение, 2010. – 193 с.

6. Дрозд, М. С. Определение механических свойств металла без разрушения / М. С. Дрозд. – М. : Металлургия, 1965. – 171 с.

7. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – М. : Изд-во стандартов, 1975. – 8 с.

8. *Baron, A. A.* The relationship between fracture toughness, stretched zone width and mechanical properties in tensile test / A. A. Baron // Engng. Fract. Mech. – 1994. – 49, № 3. – P. 445–450.

9. *Dojčák, J.* Viužitie fraktografie pri hodnotení procesnej zóny / J. Dojčák, L. Parilák // Zkoušky základných mechanických vlastnostní kovů. – Ostrava: ČSNTO, 1988. – S. 288–293.

10. Вайншток, В. А. Применение стереоскопической фрактографии для анализа сопротивления развитию трещин / В. А. Вайншток, А. Я. Красовский, Г. Н. Надеждин, В. А. Степаненко // Проблемы прочности. – 1978. – № 11.– С. 101–108.

11. *Ирвин, Д. Ж.* Основы теории роста трещин и разрушения / Д. Ж Ирвин, П. Парис // Разрушение / под ред. Г. Либовиц. – М. : Мир, 1976. – Т. 3. – С. 17–66.

12. Хилл, Р. Математическая теория пластичности / Р. Хилл. – М. : ГТТЛ, 1956. – 407 с.

УДК 612.787+621.81

С. Л. Лебский, Д. С. Лебский

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ДРОБЕНАКЛЕПА НА ЭПЮРУ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: detmash@vstu.ru

Анализ создает практическую возможность целенаправленного регулирования процесса дробеобработки в зависимости от характера задачи, решаемой в каждом конкретном случае (получение наибольшей глубины наклепанного слоя, наибольших сжимающих остаточных напряжений или заданного их градиента и т. д.). Это, естественно, невыполнимо при отсутствии обобщенного аналитического решения.

Ключевые слова: дробеобработка, остаточные напряжения, глубина наклепа, режимы дробенаклепа.

An analysis of the feasibility of creating a focused regulatory process shot-peening, depending on the nature of the problem to be solved in each case (getting the deepest plastic layer, the largest compressive residual stress gradient, or given them, etc.). This, of course, impossible in the absence of a generalized analytic solutions.

Keywords: shot-peening, residual stresses, the depth of hardening, modes of shot-peening.

В работах [1,2] получены аналитические зависимости для расчета остаточных напряжений в любой точке нормального сечения плиты (рис. 1) после дробеударной обработки:

в области $0 \le z \le h_S$

$$\sigma_r^0(z) = [(1 - \frac{z}{h_s}) - C_1(t - z) - \frac{h_s}{4t}]\sigma_{r,0}, \quad (1)$$

в области $h_s \leq z \leq 2t$

$$\sigma_r^0(z) = -[C_1(t-z) + \frac{n_s}{4t}]\sigma_{r,0}, \qquad (2)$$

в области $0 \le z \le h_{\rm S}$ при наличии максимума остаточных напряжений в подповерхностном слое

$$\sigma_r^0(z) = \sigma_{r,0}^0 (1 - \frac{z}{kh_S}) - \frac{\sigma_{i,0}(z_0 - kh_S)}{z_0 kh_S} z, \quad (3)$$

где z – текущая координата; $h_{\rm S}$ – глубина наклепанного слоя; z_0 – глубина распространения сжимающих напряжений; $z = kh_{\rm S}$ – глубина залегания максимальных сжимающих напряжений при их спаде на глубине $0 < z < kh_{\rm S}$; 2t – толщина пластины (детали); $C_{1} = \frac{3}{4} \frac{h_{s}}{t^{3}} (t - \frac{h_{s}}{3}) - \text{расчетный коэффициент;}$ $\sigma_{r,0} = -\frac{\sigma_{i,0}}{1 - C_{1} - \frac{h_{s}}{4t}} - \text{нагрузочные напряже-}$

ния на поверхности;

 $\sigma_{i,0} = S_b + E'(\varepsilon_{i,0} - \varepsilon_p)$, – интенсивность напряжений, отвечающая интенсивности деформации в центре единичного отпечатка $\varepsilon_{i,0}$; $E' = \frac{S_{\kappa} - S_b}{\varepsilon_k - \varepsilon_p}$ – модуль упрочнения в пластичес-

кой области;

равномерная деформация $\varepsilon_p = \frac{245}{H \square}$ (здесь

НД – пластическая твердость, определяемая по ГОСТ 18835–73).



Рис. 1. Эпюра остаточных напряжений в детали после дробенаклепа

Формулы (1)–(3) описывают распределение остаточных напряжений по толщине пластины (детали), подвергнутой дробеобработке, в зависимости от параметров ($h_s, \varepsilon_{i,0}, \sigma_{i,0}$,), а также прочностных и пластических свойств материала пластины, являющихся функциями режимов обработки (диаметра дроби – D, ее скорости – V, расхода дроби на обработку – Q, или времени обработки – t).

Вследствие этого указанные формулы позволяют выяснить особенности эпюр остаточных напряжений, рассматривая их как функцию технологических факторов процесса обработки и комплекса механических свойств материала детали. Очевидно, что такой анализ создает практическую возможность целенаправленного регулирования процесса дробеобработки в зависимости от характера задачи, решаемой в каждом конкретном случае (получение наибольшей глубины слоя, наибольших сжимающих остаточных напряжений или заданного их градиента и т. д.). Это, естественно, невыполнимо при отсутствии обобщенного аналитического решения. Результат такого анализа приводится ниже.

Рассмотрим некоторые общие закономерности (см. рис. 1). Участок AC по глубине $0 \le z \le h_S$. Остаточные напряжения здесь непосредственно обусловлены действием неравномерной по глубине деформации ε_z . Участок CE по глубине $h_s \le z \le 2t$. Остаточные напряжения обусловлены внецентренно приложенных нагрузочных напряжений на участке $0 \le z \le h_S$ в плоскостях, параллельных плоскости плиты и вызывающих ее упруго-пластический изгиб относительно нейтральной плоскости [1].

На первом участке выделим такие характерные точки эпюры, как A(A') и H – соответствующие максимуму остаточных напряжений сжатия на поверхности (z = 0) или на глубине $z = kh_s$. Точка B соответствует переходу остаточных напряжений сжатия в растягивающие. Глубина залегания остаточных напряжений сжатия является важной характеристикой эпюры. Точка C характеризует величину максимальных остаточных растягивающих напряжений, а координата $z = h_s$ в этой точке – глубину их залегания.

Глубина залегания остаточных напряжений сжатия, как считает большинство авторов [1–5], меньше глубины наклепанного слоя h_s ($z_0 < h_s$), однако, в [6] принято $z_0 = h_s$. Нами были проанализированы значения глубины наклепанного слоя h_s , глубины залегания подслойного максимума – z_k и глубины залегания сжимающих напряжений – z_0 , их соотношение, а также отношение остаточных напряжений на поверхности и на глубине $z_k \sigma_{r,0}^0 / \sigma_{r,k}^0$ по полученным нами и другими авторами эпюрам остаточных напряжений для различных марок сталей при их дробеобработке.

Полученные данные свидетельствуют, что для сталей глубина сжатого слоя z_0 меньше глубины наклепанного слоя h_s ($z_0/h_s = 0,6$ 1,0; среднее значение $z_0/h_s = 0,8$), а коэффициент k = 0,1-0,3 (среднее значение k = 0,2).

В выполненных расчетах интенсивность деформации $\mathcal{E}_{i,0}$ на поверхности определяли по формуле

$$\varepsilon_{i,0} = \varepsilon_1 = \frac{d_1}{D} = (0,046 - 7 \cdot 10^{-6} \, HV) \cdot V^{(0,545 - HV \cdot 10^{-4})}$$

(при HV в кгс/мм²). (4)

При этом диаметр единичного отпечатка рассчитывали $d_1 = \varepsilon_1 D$ для скоростей полета дроби V = 20, 40, 60, 80 м/с. Затем находили интенсивность напряжений $\sigma_{i,0}$, отвечающую деформации $\varepsilon_{i,0}$, а по формулам (1–3) рассчитывали остаточные напряжения.

На рис. 2 показано влияние предела текучести материала $\sigma_T(\sigma_{0,2})$, скорости V полета дроби и ее диаметр D на форму эпюры остаточных напряжений, величину сжимающих $\sigma_{r,0}^0$ и растягивающих $\sigma_r^0(h_S)$ остаточных напряжений, глубину наклепанного слоя h_S , глубину слоя z_0 , в котором действуют остаточные напряжения сжатия. При одностороннем наклепе глубину распространения сжимающих напряжений находим

$$z_0 = \frac{h_S(1 - C_1 t - \frac{h_S}{4t})}{1 - C_1 h_S}.$$
 (5)



Рис. 2. Расчетные эпюры остаточных напряжений для различных значений диаметра дроби D (мм), скорости ее полета V (м/с), предела текучести обрабатываемого материала $\sigma_{0,2}$ (МПа); 1, 2, 3, 4 – скорости полета дроби V = 20, 40, 60, 80 м/с соответственно

Согласно этой зависимости, глубина сжатого слоя z_0 h_s , что согласуется с принятыми выше значениями. Максимальные остаточные растягивающие напряжения действуют на глубине $z = h_s$; их величину находим из выражения (2), положив в нем $z = h_s$

$$\sigma_{r,h_{S}} = -[C_{1}(t - h_{S}) + \frac{h_{S}}{4t}]\sigma_{r,0}$$
(6)

Градиент остаточных сжимающих напряжений оценивается отношением $\sigma_{r,0}/z_0$. Видно, что с увеличением предела текучести материала детали максимальные остаточные напряжения сжатия ($\sigma_{r,0}^0$) и максимальные растягивающие напряжения (σ_{r,h_s}^0) на глубине h_s возрастают. Темп роста остаточных напряжений сжатия $\sigma_{r,0}$ значительно выше, чем остаточных напряжений растяжения (σ_{r,h_s}^0). Глубина наклепанного слоя h_s уменьшается с увеличением предела текучести $\sigma_{0,2}$. С увеличением скорости полета дроби возрастает глубина наклепанного слоя, максимальные величины сжимающих $\sigma_{r,0}^0$ и растягивающих σ_{r,h_s}^0 напряжений, а также толщина z_0 , сжатого слоя.

С увеличением скорости полета дроби градиент остаточных сжимающих напряжений уменьшается, а при постоянной скорости он тем выше, чем выше предел текучести материала плиты. С увеличением диаметра дроби (D) градиент остаточных напряжений уменьшается (при V = const), причем тем сильнее, чем выше твердость материала плиты. С увеличением толщины плиты, при постоянной глубине наклепа (т. е. при постоянной скорости полета дроби и диаметра дроби) величина максимальных растягивающих напряжений в подповерхностном слое на глубине h_s также уменьшается. Приведенный анализ убедительно подтверждается многочисленными данными, содержащимися в работах [1-6] и др.

Выводы

Приведенные расчетные зависимости позволяют еще на стадии проектирования технологического процесса дробенаклепа анализировать влияние каждого параметра режима упрочнения и механических свойств детали на ее эксплуатационные характеристики (например, на усталостную прочность), прогнозировать эпюру остаточных напряжений, а при необходимости – целенаправленно управлять ими.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дрозд, М. С. Моделирование процесса формирования остаточных напряжений в плоской плите, подвергнутой двустороннему дробенаклепу / М. С. Дрозд, С. Л. Лебский // Металловедение и прочность материалов : сб. науч. тр. / ВолгПИ. – Волгоград, 1986. – С. 60–70.

Дрозд, М. С. Аналитическое определение остаточных напряжений в плоских образцах по параметрам режима дробеструйной обработки / М. С. Дрозд, А. В. Федоров, В. В. Степанов, В. Г. Степанов, С. Л. Лебский // Вопросы судостроения : научно-технический сборник. – 1979. – Вып. 22. – С. 28–37.

3. Дрозд, М. С. Выбор режимов дробеструйной обра-

ботки, обеспечивающих заданные параметры наклепанного слоя / М. С. Дрозд, А. В. Федоров, С. Л. Лебский, В. Г. Степанов, В. В.Степанов // Вестник машиностроения. – 1977. – № 3. – С. 42–45.

4. Дрозд, М. С. К вопросу определения глубины пластически деформированного слоя при дробеструйной обработке / М. С. Дрозд, А. В. Федоров, В. Л. Шевченко, С. Л. Лебский // Повышение надежности и долговечности деталей машин технологическими методами. – Пермь, 1971. – С. 21.

5. Саверин, М. М. Дробеструйный наклеп / М. М. Саверин. – М. : Машгиз, 1955. – 200 с.

6. *Рыковский, Б. П.* Местное упрочнение деталей поверхностным наклепом / Б. П. Рыковский, В. А. Смирнов, Г. М. Щетинин. – М. : Машиностроение, 1985. – 152 с.

УДК 621.643.29

В. П. Багмутов^{*}, В. Н. Тышкевич**

ПОСТРОЕНИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИ ВОЗМОЖНОГО ПРОЕКТА В СИСТЕМЕ ОПТИМАЛЬНОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ

*Волгоградский государственный технический университет **Волжский политехнический институт (филиал) ВолгГТУ

e-mail: tubem@mail.ru, mechanic@volpi.ru

Сформирована структура идеального расчетно-моделирующего комплекса для построения теоретически возможного проекта трубопровода в системе оптимального проектирования трубопроводов из армированных пластиков.

Ключевые слова: трубопровод, армированный пластик, оптимальное проектирование.

The structure of ideal calculation-designing complex is formed for a construction in theory of possible project of pipeline is in system of optimum planning of the pipelines from the reinforced plastics.

Keywords: pipeline, reinforced plastic, optimum planning.

Оптимальное проектирование трубопроводов из армированных пластиков (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). Связанность задачи определяется зависимостью величин внутренних силовых факторов в статически неопределимой трубопроводной системе от соотношения жесткостей участков, от структурных параметров трубопровода (жесткости, геометрии участков), а также зависимостью вектора возмушений (в частности, усилий от температурной самокомпенсации) от структурных параметров материала и трубопровода. На напряженно-деформированное состояние трубопровода при действии внутреннего давления рабочей среды существенное влияние оказывают параметры длины, кривизны криволинейных участков, технологические дефекты формы поперечных сечений и криволинейных (манометрический эффект), и прямых участков [1-3].

При создании трубопроводов из АП конструкция и материал формируются одновременно и вопросы оптимального проектирования (оптимального армирования, определения оптимальных геометрических параметров труб), конструирования и разработки технологического процесса не могут рассматриваться изолированно.

В [4] рассматриваются особенности построения системы оптимального проектирования трубопроводов из АП, которая представлена как совокупность алгоритмически связанных функциональных блоков: 1) постановка задачи (ПЗ); 2) построение теоретически возможного (идеального) проекта (ТВП); 3) выбор технологии реализации проекта (ТВП); 3) выбор технологии реализации проекта (ТРГ); 4) разработка рабочего проекта (РП); 5) проверочный 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, системы визуализации результатов, экспертной системы оценки его деятельности и др.

В блоке ТВП (построение теоретически возможного проекта) строится оптимальный теоретически возможный проект (условно – «идеальный проект») трубопровода. ТВП удовлетворяет необходимые условия поставленной задачи при наиболее полном учете всех факторов, влияющих: на структуру и свойства материала, структурные параметры трубопровода; на напряженно-деформированное состояние и прочность трубопровода в условиях характерного нагружения при эксплуатации. 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 двухуровневой связанной задачи МДТТ оптимизации трубопроводной системы при построении ТВП необходима разработка идеального расчетно-моделирующего комплекса (ИРМК).

На рисунке показана структура ИРМК для построения ТВП. Выделены основные группы задач (отмечены римскими цифрами), соответствующих им моделей и методов решения, а также намечены взаимосвязи в полученной системе.



Структура идеального расчетно-моделирующего комплекса для построения теоретически возможного оптимального проекта трубопровода из АП

К *первой группе* относятся модели нагружения трубопровода при его эксплуатации.

Ко второй группе задач относится анализ структуры трубопровода, который включает анализ таких структурных параметров и факторов, как:

 пространственная конфигурация трубопровода, зависящая от расположения оборудования, соединяемого трубопроводом; плотности компоновки отсеков, где прокладывается трубопровод и т. д.;

 – геометрические параметры отдельно изготавливаемых участков: длина, кривизна, размеры поперечных сечений; разделение на отдельные участки производится из конструктивных и технологических соображений;

– расположение и конструкция опор;

 конструкции соединений отдельных участков;

 – расположение и конструкция трубопроводной арматуры и элементов, смонтированных на трубопроводе.

Третью группу составляют задачи анализа свойств и структуры материала. Существующая информация по видам компонентов материала. физико-механическим характеристикам армирующих элементов, матриц, армированных пластиков должна быть сформирована в информационную базу данных.

Для задач проектирования и расчета конструкций из АП рекомендуется использовать структурно-феноменологический подход к определению упругих постоянных и прочности материала, основанный на расчетно-экспериментальных методах [5, 6]. При этом считается, что АП состоит из совокупности квазиоднородных слоев, свойства которых определяются экспериментально. При этом становится возможным учесть такие трудно поддающиеся расчету технологические факторы, как натяжение при намотке, давление формования, режим полимеризации и другие параметры, влияющие на механические характеристики материала.

Четвертую группу задач составляют задачи анализа технологии изготовления, технологических ограничений и параметров, влияющих на структуру и свойства материала и труб.

Наиболее совершенным процессом изготовления труб из АП является процесс непрерывной намотки нитей, жгутов, лент или тканей на оправки соответствующих форм, с последующим их удалением после отверждения материала трубы. Метод непрерывной намотки позволяет реализовать с высокой точностью большое количество схем армирования, обеспечивает точность и стабильность размеров труб (см., например [5]).

В *пятую группу* включены задачи раскрытия статической неопределимости и определения внутренних силовых факторов.

Обзор методов и компьютерных программ, использующихся для решения этих задач для трубопроводов, представлен, например в [3, 5, 7].

Шестую группу составляют задачи определения напряженно-деформированного состояния материала труб и оценки прочности. Для тонкостенных трубопроводов моделирование прямолинейных участков с достаточной точностью возможно с использованием линейных моделей и безмоментной теории оболочек, криволинейных участков - двумерных моделей, оболочечные модели используются и для описания краевых эффектов. Основные методы решения таких задач – классические численные методы (МКР, МКЭ и др.) и приближенные аналитические методы с использованием тригонометрических рядов [1, 3, 5]. Для оценки прочности рекомендуется использовать феноменологические критерии прочности (см., например [5, 7]).

В седьмую группу включены модели оптимизации. Основным объектом здесь является поиск функций глобальной неоднородности, определяющих структурные параметры оптимизированного проекта. Оптимизируются структурные параметры материала и трубопровода. Мы имеем дело с двухуровневой связанной задачей МДТТ.

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 МДТТ и в ряде случаев об их реализующих программах дается, например в [6–11]. Собственно программные продукты такого рода являются структурными составляющими ИРМК.

Теоретически возможный или идеальный проект не ограничивается в математической сложности двухуровневой оптимизации и в выборе технологии математической реализации.

На восьмом этапе система моделей замыкается комплексом экспериментальных исследований механических свойств материала, труб и трубопровода и верификации результатов моделирования.

Для третьего этапа разработки ИРМК экспериментально определяются характеристики упругости и прочности, пределы выносливости представительных элементов; проверяется работоспособность критериев прочности [5].

Для шестого и седьмого этапов экспериментальные исследования необходимы для верификации результатов моделирования и расчетов.

ИРМК включает наиболее полный и сложный комплекс математических молелей. 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, операционных систем и 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 соединения армирующих элементов с матрицей, технологии изготовления труб осуществляется на основе компьютерного варианта справочника технологий изготовления локально и глобально неоднородных труб и системы экспертной оценки эффективности и стоимости.

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

3. *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 оптимального проектирования трубопроводов из армированных пластиков / В. П. Багмутов, В. Н. Тышкевич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 135–139.

5. 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.

6. Образцов, И. Ф. Оптимальное армирование оболочек вращения из композиционных материалов / И. Ф. Образцов, В. В. Васильев, В. А. Бунаков. – М. : Машиностроение, 1977. – 144 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 ракетнокосмической техники: 05.07. 02: 05.02. 01: дис. ... д-ра техн. наук / Смердов А. А. ; МГТУ им. Н. Э. Баумана. – Защищена 11.10. 2007. – М., 2007. – 410 с.

11. *Giirdal*, Z. Design and Optimization of Laminated Composite Materials / Z. Giirdal, R. T. Haftka, P. Hajela. – New York (USA): John Willey & Sons, Inc., 1999. – 338 p.

УДК 539.432+620

А. А. Барон, О. Ф. Слюсарева

МОДЕЛЬ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НИЗКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail detmash@vstu.ru

В работе предложена методика ускоренной оценки трещиностойкости оборудования, при работе которого происходит деградация структуры и механических свойств металла (корпуса атомных реакторов, нефтегазопроводы и др.) Вязкость разрушения определяется непосредственно по ГОСТ 25.506–85 на малых образцах в жидком азоте, а затем благодаря установленным физическим закономерностям легко рассчитывается для широкого диапазона температур 77–293 К.

Ключевые слова: деградация структуры и свойств, термоактивируемая пластическая деформация, твердость, предел текучести, вязкость разрушения.

The methodology for accelerated fracture toughness assessment of different high risk facilities (nuclear reactor vessels, transit oil and gas pipelines etc) is suggested. The method suggested is based on direct fracture toughness determination, according to the ASTM E1820 procedure, using very small specimens, at the liquid nitrogen temperature. After that, using the established physical relationships, the K_{IC} values at the operational temperatures can be calculated within wide temperature range 77–293 K.

Keywords: metal properties degradation, thermoactivated plastic flow, hardness, yield stress, fracture toughness.

1. Постановка задачи и цель исследования

Оценка трещиностойкости объектов, находящихся в эксплуатации, представляет собой сложную задачу, актуальную для оборудования, при работе которого происходит деградация структуры и механических свойств металла. Это корпуса реакторов атомных электростанций, нефтегазопроводы и многие другие объекты повышенной опасности, требующие постоянного мониторинга механического состояния металла в конструкции.

Интерес к данной проблеме стабильно велик. Под эгидой Американского Общества по испытаниям и материалам (ASTM) состоялось пять симпозиумов по указанной тематике [1–5]. Первоначальной движущей силой этих исследований было желание оценить влияние очень высоких уровней радиации на материал корпуса термоядерного реактора (в отечественной практике для реакторов ВВЭР это сталь типа 15Х2НМФА). Ограниченный объем материалов, который можно подвергнуть облучению до высокого уровня охрупчивания в реакторах, вызвал необходимость развития технологии испытаний малых образцов (в стандартных испытаниях низкопрочных сталей на трещиностойкость при комнатной температуре необходимая толщина образцов достигает 300-600 мм). Это также относится к нефте- и газопроводам: интервал толщин t стенок труб (от 7 до 20 мм) не соответствует известному критерию толщины (ГОСТ 25.506-85, ASTM E1820) для плоской деформации: $t \ge 2,5(K_{IC}/\sigma_{0.2})^2$.

Типичным подходом в таких случаях является оценка трещиностойкости по ударной вязкости на образцах Шарпи, с целью дальнейшего построения мастер-кривых. Установлению таких корреляционных зависимостей посвящено множество работ [1–5]. Хотя образцы Шарпи сами по себе невелики, для построения сериальных кривых ударной вязкости в необходимом температурном диапазоне требуются десятки таких образцов с предварительно наведенными трещинами.

Целью настоящей работы является создание такой методики оценки трещиностойкости, в основе которой лежат не формальные корреляции между *K*_{IC} и ударной вязкостью, а фундаментальные физические закономерности термоактивируемой пластической деформации. Это позволяет непосредственно связать трещиностойкость с пределом текучести. Сущность предлагаемого подхода рассмотрена ниже.

2. Методика проведения исследований

Известно, что даже самому хрупкому разрушению предшествует пластическая деформация перед вершиной трещины. Текучесть предшествует разрушению, поскольку для образования зародышей трещины скола в трубных или корпусных сталях необходима пластическая деформация скольжением. Так как скольжение происходит при движении дислокаций, ему противодействует напряжение трения, являющееся суммой сопротивления решетки скольжению (сила Пайерлса-Набарро) и упрочнения за счет исходной плотности дислокаций, частиц второй фазы, скоплений атомов растворенных элементов или – при нейтронном облучении – точечных дефектов.

Ранее [6] нами была предложена модель для прогнозирования трещиностойкости K_{IC} трубных и корпусных сталей в широком интервале температур от 77 К до 293 К, где пластическая деформация контролируется механизмом Пайерлса-Набарро:

$$K_{IC} = K_{IC}^* + \sigma_{0,2i} (K_{IC} / \sigma_{0,2}).$$
(1)

Здесь K_{IC}^* – приведенная трещиностойкость материала, не зависящая от температуры. Графически K_{IC}^* изображается отрезком, который отсекает прямая K_{IC} ($K_{IC}/\sigma_{0.2}$) на оси ординат:

$$K_{IC}^* = K_{IC} \cdot \sigma_{0,2}^* / \sigma_{0,2} = \text{const},$$
 (2)

где $\sigma^*_{0,2}$ – термоактивируемая (эффективная) и $\sigma_{0,2i}$ атермическая (внутренняя) компонента предела текучести; K_{IC} и $\sigma_{0,2}$ – значения критического коэффициента интенсивности напряжений и предела текучести при одной и той же температуре в диапазоне от 77 К до 293 К.

В работе [6] было показано, что зависимость (1) можно привести к виду

$$K_{IC} = K^*_{IC} + HB_i (K_{IC}/HB).$$
(3)

Здесь HB_i – атермическая составляющая твердости по Бринеллю. Приведенная трещиностойкость K^*_{IC} в формуле (3) равна

$$K_{IC}^* = K_{IC} \cdot \text{HB}^* / \text{HB} = \text{const}, \qquad (4)$$

где HB^{*} – термоактивируемая компонента твердости по Бринеллю.

Очевидно, что формула (3) гораздо удобнее благодаря простоте испытания на твердость. На рис. 1 представлены зависимости *K*_{*IC*}(HB) в интервале температур 77–293 К для исследованных нами трубных сталей [7]. Видно, что у сталей разных марок одинаковое значение твердости HB 200 соответствует различным значениям

трещиностойкости от 40 до 340 МПа·м^{0,5}. Это обусловлено различиями в микроструктуре и химическом составе исследованных сталей. По указанной причине графики зависимостей $K_{IC}(K_{IC}/\text{HB})$ представляют собой веерообразное семейство прямых, пересекающих ось ординат в значении K^*_{IC} [6]. Значения K^*_{IC} и HB_i у каждой стали свои, что затрудняет практическое использование модели, поскольку общая зависимость для всех исследованных сталей не была получена.



Рис. 1. Связь между трещиностойкостью K_{IC} или K_{JC} и твердостью НВ в интервале температур $77 \le T \le 293$ К: \diamond -10Г2ФБ; \bullet - 10Г2ФБ-У; \blacktriangle - 17ГІС-У; \varkappa - 17ГС; \triangle -В ст. 3 кп; \blacklozenge - 10ХГНМАЮ; + - 06Г2НАБ

Чтобы получить единую обобщенную зависимость трещиностойкости от твердости для всех исследованных сталей, выполним нормирование обеих частей уравнения (3) на трещиностойкость $K_{IC,243}$ при температуре 243 К. Выбор в качестве параметра нормирования величины $K_{IC,243}$ продиктован тем, что у большинства исследованных сталей, представленных на рис. 1, зависимости HB(T) имеют точку перегиба (фазовый переход) приблизительно при температуре 243 К [7]. Пластическая деформация ниже этой температуры контролируется силой Пайерлса-Набарро.

Очевидно, что

$$\frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} = \frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} \cdot \frac{HB^*}{HB_T} + \frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} \cdot \frac{HB_i}{HB_T}.$$
 (5)

Умножим и разделим последнее слагаемое в уравнении (4) на HB_{243} и представим уравнение (4) в виде:

$$\frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} = \frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} \cdot \frac{HB^*}{HB_T} + \left(\frac{K_{IC,T} \cdot HB_{243}}{K_{IC,243} \cdot HB_T}\right) \cdot \frac{HB_i}{HB_{243}}.$$
(6)

Выполненные нами расчеты показали, что для всех исследованных трубных сталей вели-

чины
$$\frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} \cdot \frac{HB^*}{HB_T}$$
 и $\frac{HB_i}{HB_{243}}$ практически по-

стоянны. Отсюда следует, что должна существовать общая зависимость

$$\frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} = f\left(\frac{K_{IC,T} \cdot HB_{243}}{K_{IC,243} \cdot HB_T}\right)$$
(7)

для всех исследованных сталей. Приведенный на рис. 2 график подтверждает это предположение. Экспериментальные точки идеально ложатся на прямую, которую можно аппроксимировать уравнением:

$$K_{IC,T}/K_{IC,243} = 0,0813 + +0,9232(K_{IC,T} \text{HB}_{243})/(K_{IC,243} \text{HB}_{T}).$$
 (8)

Коэффициент корреляции для этой линейной зависимости равен 0,9992.

Рассмотрим физический смысл переменных в правой части формулы (8). Как известно [8], параметр $(K_{IC}/\sigma_{0,2})^2$ характеризует протяженность зоны ограниченной пластичности перед вершиной трещины.



Рис. 2. Обобщенная зависимость трещиностойкости от твердости для трубных сталей в интервале температур 77–243 К

Учитывая линейную зависимость между $\sigma_{0,2}$ и HB в интервале температур 77–293 К [7], приходим к заключению, что для исследованных сталей существует единая зависимость отношения $K_{IC,T}/K_{IC,243}$ от квадратного корня из отношения протяженностей зон ограниченной пластичности перед вершиной трещины $(K_{IC,T} \cdot \sigma_{0,2(243)})/(K_{IC,243} \cdot \sigma_{0,2(T)})$ при некоторой температуре T и при 243 К.

3. Практические приложения результатов исследований

Можно предложить следующую методику прогнозирования трещиностойкости. Сначала для конкретной стали следует получить зависимость твердости НВ от температуры и экспериментально определить значение $K_{IC,T}=K_{IC,77}$. Отметим, что для испытаний в жидком азоте критерий толщины образца $t \ge 2,5(K_{IC}/\sigma_{0,2})^2$ у рассмотренных сталей соблюдается при толщинах 3–5 мм.

Затем нужно рассчитать К_{IC,243}:

$$K_{IC,243} = \frac{(1 - 0.9232 \cdot HB_{243}/HB_{77}) \cdot K_{IC,77}}{0.0813}.$$
 (9)

После этого можно рассчитать значения трещиностойкости *К*_{*IC*,T} при других температурах по формуле:

$$K_{IC,T} = \frac{0,0813 \cdot K_{IC,243}}{1 - 0,9232 \cdot HB_{243}/HB_{T}}.$$
 (10)

Результаты экспериментальной проверки предложенной методики приведены на рис. 3. Отклонения расчетных значений K_{IC} от опытных не превышают обычного разброса экспериментальных данных при испытаниях на вязкость разрушения.



Рис. 3. Результаты экспериментальной проверки предложенного метода

Важное преимущество предлагаемого метода заключается в том, что трещиностойкость определяется не через ударную вязкость, а непосредственно по ГОСТ 25.506–85 на малых образцах в жидком азоте, а затем, благодаря установленным физическим закономерностям, легко рассчитывается для всего диапазона температур 77–293 К. Достоинство прогноза трещиностойкости по твердости состоит в простоте и надежности получения зависимости HB(T). Определение HB при каждой температуре можно проводить многократно по ГОСТ 9012–59, на одном и том же образце, если это позволяют его размеры и качество поверхности.

4. Выводы

1. В процессе эксплуатации атомных энергетических установок и магистральных трубопроводов происходит интенсивное охрупчивание металла. Поэтому мониторинг трещиностойкости такого оборудования представляет собой весьма актуальную задачу.

2. Для создания обобщенной методики оценки вязкости разрушения по твердости были исследованы закономерности поведения трещиностойкости в интервале температур 77–293 К. На основе разработанных модельных представлений получена единая обобщенная зависимость трещиностойкости от твердости для всех исследованных сталей. Предложена практическая методика для прогнозирования трещиностойкости в широком диапазоне температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. The Use of Small-Scale Specimens for Testing Irradiated Material: ASTM STP 888.–1986.–379 p.

2. Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension: ASTM STP 1204.–1993. –462 p.

3. Small Specimen Test Techniques: ASTM STP 1329.-1998.- 626 p.

4. Small Specimen Test Techniques. 4th Volume: ASTM STP 1418.- 2002,- 495 p.

5. Small Specimen Test Techniques: 5th Volume: ASTM STP 1502.- 2009,- 267 p.

6. Baron, A. A. A Thermodynamic Model for Fracture Toughness Prediction / A. A. Baron // Eng. Fract. Mech. $-1993. - N_{2} 46. - P. 245-251.$

7. *Baron, A. A.* The Generalized Diagram of Fracture Toughness for Pipeline Steels / A. A. Baron // Int. J. Press. Vessels Pip. – 2012. – № 98. – P. 26–29.

8. Броек, Д. Основы механики разрушения ; пер. с англ. / Д. Броек. – М. : Высшая школа, 1980. – 327 с.

УДК 539.3

В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, А. В. Коробов

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДСТАВИТЕЛЬНОГО ОБЪЕМА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

Разработана методика определения представительного объема в поликристаллических конструкционных материалах. Методика базируется на измерении коэффициентов поперечных деформаций в локальных объемах. Проведен статистический анализ экспериментальных данных.

Ключевые слова: представительный объем, коэффициент поперечной деформации, поликристаллический материал.

The method of determination of representative volume in polycrystalline structural materials is developed. Method is based on measurement of lateral strain coefficient in local volumes. The statistical analysis of experimental data is carried out.

Keywords: representative volume, lateral strain coefficient, polycrystalline material.

Постановка задачи исследования

Многочисленными исследованиями установлено, что переход из упругого состояния в упругопластическое сопровождается изменением коэффициента поперечных деформаций от 0,25 до 0,5 для широкого спектра конструкционных материалов. Теоретически это доказано для континуальной модели [1] и практически подтверждается для большинства металлов и сплавов, обладающих реальной многоуровневой структурой [2] в отличие от названной модели. Подтверждается это, однако, только на макроуровне (глобальном уровне), на котором влияние структуры нивелируется. Граница перехода от локального, зависимого от конкретной структуры (например, поликристаллической), к глобальному уровню определяет «представительный объем».

Как известно, механика деформируемого твердого тела при использовании континуальной модели дает расчетные значения деформаций и напряжений, хорошо подтверждаемые экспериментально при статическом приложении нагрузок. В этом случае процессы деформирования и разрушения формируются в материале на глобальном уровне, равном или превышающем представительный объем. Однако большое количество конструкций и деталей машин оказываются в более сложных условиях эксплуатации, связанных, например, с износом [3], усталостью [4...6] материала, воздействием концентрированных потоков энергии [7], когда разрушение определяется уже микроособенностями деформации [8, 9]. В таких случаях пренебречь реальной структурой тела не представляется возможным. Указанное обстоятельство заставляет искать новые концепции и подходы к разработке расчетных зависимостей [2, 4, 10, 11 и др.], опирающиеся на учет реальных процессов, а также взаимодействий, возникающих в структуре (на макро-, мезо-, микроуровне) в объеме меньше представительного. Поэтому вопрос оценки такого объема в современных поликристаллических конструкционных материалах представляется весьма важным и актуальным.

В связи со сказанным целью настоящей работы является разработка экспериментальной методики определения представительного объема, базирующейся на понятии коэффициента поперечных деформаций, измеряемого в локальных участках поверхности материала.

Общая методика проведения экспериментов

Для опытов был выбран типичный представитель поликристаллического агрегата - феррито-перлитная сталь 20 (отжиг при 910°C в течение 6 ч). Разрабатываемая методика опирается на результаты измерения локальных продольных (вдоль геометрической оси х цилиндрического образца - оси приложения растягивающего усилия) и поперечных деформаций (вдоль оси *y*) на базах Δx , Δy величиной 20 мкм, то есть меньших размера зерна $d \cong 80$ мкм, с последующей статистической обработкой полученных результатов. Вычисления локальных деформаций проводились методом измерения расстояний между «реперными точками», подробно описанном в работе [8]. Статистическая ошибка определения деформаций предварительно контролировалась на представительной

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

выборке (100 измерений) и укладывалась в диапазон 0,020..0,025 от изучаемой величины. Средняя накопленная после однократного растяжения продольная макродеформация составляла значение $\overline{\epsilon}_x = 4,6\%$, что соответствует стадии упругопластического деформирования выбранного материала.

Процедура определения представительного объема

Рассмотрим *j*-й локальный участок на поверхности образца с указанными ранее размерами. Введем обозначение для коэффициента поперечных деформаций для этого участка: $\mu_j = -(\varepsilon_y/\varepsilon_x)_j$. Под ε_x , ε_y здесь понимаются логарифмические (истинные) линейные деформации, определенные для указанного участка после статического растяжения образца до величины $\overline{\varepsilon}_x$ и последующей разгрузки.

Представляется очевидным, что среднее значение коэффициента поперечных деформаций в макрообъеме, т. е. в объеме большем представительного, близко к 0,5 [1]. Однако в локальных участках, в силу значительной структурной неоднородности поликристаллических материалов [7–11], должны наблюдаться отклонения от указанной величины. Эти отклонения, естественно, зависят от базы измерений. Они будут тем меньше, чем ближе база измерений к представительному объему, и совсем исчезнут при достижении базой этого размера.

Обозначим «текущую» выборку (соответствующую текущей базе измерений) через m, а выборку, соответствующую представительному объему, через m_0 . Тогда условие стремления текущей выборки к представительному объему (то есть условие $m \to m_0$) можно пред-

ставить в виде

$$\overline{\mu}_m \to \overline{\mu}_{m_0} , \qquad (1)$$

где
$$\overline{\mu}_m = \frac{1}{m} \sum_{j=1}^m \mu_j$$
; $\overline{\mu}_{m_0} = \frac{1}{m_0} \sum_{j=1}^{m_0} \mu_j$.

Поскольку, как указано выше, $\overline{\mu}_{m_0} = 0,5$, получаем:

$$\left|\overline{\mu}_m - 0, 5\right| \le \delta \,, \tag{2}$$

где δ – сколь угодно малая наперед заданная положительная величина. Технический допуск (величина δ), очевидно, диктуется требованиями к точности решаемой задачи.

Из приведенных рассуждений следует, что процедура определения представительного объ-

ема должна складываться из следующих операций. Во-первых, в пределах текущей базы m измеряются значения локальных продольных и поперечных деформаций и вычисляются коэффициенты поперечных деформаций μ_j в локальных участках, а также их текущие средние величины $\overline{\mu}_m$. Во-вторых, названная процедура многократно повторяется в интервале $1 \le m \le m_0$, то есть с увеличением текущей базы вплоть до выполнения условия (2); при заранее назначенной величине технического допуска δ . В-тре-

нои величине технического допуска о. *В-третьих*, эта процедура для наглядности сопровождается построением соответствующих графиков и статистической обработкой получаемых значений.

Результаты измерения локальных коэффициентов поперечных деформаций

Фрагмент результатов эксперимента для взятой из общего объема (100 интервалов) выборки M = 40 представлен на рис. 1. Полученные данные подтверждают значительный разброс локальных коэффициентов поперечных деформаций около среднего значения $\overline{\mu} = 0, 5$.



Рис. 1. Результаты вычисления отношений поперечной деформации к продольной для локальных участков

Рассмотрим подробно методику анализа этих результатов. Используя процедуру, описанную выше, легко получить зависимость, приведенную на рис. 2, *а*. Однако по данному графику количественно оценить степень приближения экспериментальных данных к величине 0,5 не представляется возможным. Такая количественная оценка, очевидно, должна опираться на статистический анализ.

Статистический анализ экспериментальных данных

Вначале проводилась оценка среднеквадратических отклонений σ_{Δ} полученных результатов в частных сериях, назначенных с наибо-
лее удобным для анализа интервалом $\Delta = 5$. Общее число таких серий составило $M/\Delta = 40/5 = 8$. Во избежание путаницы текущий интервал внутри серии будем обозначать буквой *i*, то есть число таких серий лежит в диапазоне $1 \le i \le 8$.



Рис. 2. Отклонения средней величины $\overline{\mu}_m$ от величины 0,5 (*a*) и среднеквадратические значения σ_Δ этих отклонений (δ) в зависимости от *m*

Расчеты позволили «на выходе» получить гладкую кривую (рис. 2, δ), показывающую плавное снижение дисперсии экспериментальных данных практически до нуля на базе M = 40. По этим результатам рассчитывались по известной формуле $a_{\Delta} = \sigma_{\Delta}/\sqrt{\Delta}$ для указанных интервалов абсолютные «стандартные ошибки», то есть статистические отклонения от $1 \int_{-\infty}^{5}$

среднего значения $\overline{\mu}_i = \frac{1}{5} \sum_{1}^{5} \mu_i$, вычисленного

для этого интервала.

С точностью, вполне приемлемой для технических оценок в таких случаях [12], можно принять относительную стандартную ошибку равной 2% = 0,02. Тогда соответствующая абсолютная величина отклонения будет иметь значение по модулю $a_{\Delta} = 0,01$ (при $\overline{\mu} = 0,5$). Эта величина $a_{\Delta} = \delta$ и фигурирует в формуле (2).

На рис. 3 показаны значения таких абсолютных стандартных ошибок, рассчитанные в частных сериях. Как видим, величине $a_{\Delta} = 0,01$ соответствует выборка $\approx 14...16$. Таким образом, с принятым статистическим отклонением 0,02 получаем величину представительного объема $m_0 = 14...16$ интервалов Δx , то есть, по нашим оценкам, соответствующий линейный размер составляет $D_o = m_o \cdot \Delta x = (14...16) \times \times 20 = (280...320)$ мкм . Очевидно, что в относительном выражении для выбранной стали это равняется $D_o/d = (280...320)/80 = 3,5...4$ размерам зерен. Полученная величина незначительно отличается от оценки по другой методике, приведенной в работе [6] и опирающейся на анализ автокорреляционных функций для продольных локальных деформаций, которая дала значения (4...4,5) d.¹ Полагаем, что разработанная в настоящем исследовании методика может быть применена и для других поликристаллических материалов.



Рис. 3. Абсолютная стандартная ошибка в зависимости от величины текущей выборки

Заключение

Таким образом, описанная процедура позволяет, по нашему мнению, с удовлетворительной точностью количественно оценивать размеры представительного объема современных конструкционных материалов, обладающих структурой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Малинин, Н. Н.* Прикладная теория пластичности и ползучести / Н. Н. Малинин. – 2-е изд. – М. : Машиностроение, 1975. – 400 с.

2. Панин, В. Е. Деформируемое твердое тело как нелинейная иерархически организованная система / В. Е. Панин // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 3. – С. 7–26.

3. Паршев, С. Н. Формирование регулярного микрорельефа на поверхности стальных изделий комбинированной обработкой / С. Н. Паршев, Н. Ю. Полозенко // Вестник машиностроения. – 2004. – № 11. – С. 47–49.

4. Столярчук, А. С. Метод оценки повреждения металла при малоцикловой усталости / А. С. Столярчук // Математическое моделирование в научных исследованиях : матер. Всерос. научн. конф., 27–30 сент. 2000 г., г. Ставрополь. Ч. І. – Ставрополь : СГУ, 2000. – С. 223–227.

¹ Однако следует заметить, что в статье [6] использованы результаты измерения локальных деформаций, полученные на той же стали, но накопленных в условиях неустановившейся стадии циклической ползучести, а не статического растяжения.

5. Савкин, А. Н. Прогнозирование долговечности конструкционных сталей при циклическом нагружении / А. Н. Савкин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 6 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Актуальные проблемы управления, вычислительной техники и информатики в технических системах»; вып. 6). – С. 27–32.

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

7. Багмутов, В. П. Математическое моделирование нестационарных процессов формирования высокоградиентных структурно-фазовых и напряженно-деформированных состояний при получении и обработке материалов / В. П. Багмутов, И. Н. Захаров // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 2. – С. 19–25.

8. 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.

9. Багмутов, В. П. О влиянии структуры на пластическую деформацию и разрушение деформируемого и литейного титановых псевдо-α-сплавов / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, А. И. Горунов // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 12. – С. 30–34.

10. Багмутов, В. П. Применение аппарата прикладной теории информации при моделировании механического поведения материалов / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук // Справочник. Инженерный журнал. – 2005. – № 6. – С. 21–25.

11. Багмутов, В. П. Влияние взаимодействия анизотропных зерен на возникновение пластических деформаций и разрушений в многофазных материалах / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов // Вопросы материаловедения. – 2002. – № 1(29). – С. 156–163.

12. Шишкин, Н. В. О точности оценок величин, измеряемых при микроиндентировании / Н. В. Шишкин, А. С. Столярчук // Заводская лаборатория. – 1994. – № 6. – С. 53–55.

УДК 621.643.29

В. Н. Тышкевич

ВЛИЯНИЕ НАЧАЛЬНЫХ НЕПРАВИЛЬНОСТЕЙ ФОРМЫ ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ НА НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРЯМЫХ ТРУБ ИЗ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ

Волжский политехнический институт (филиал) ВолгГТУ

e-mail: tubem@mail.ru, mechanic@volpi.ru

Энергетическим методом получены формулы для дополнительных напряжений в прямых тонкостенных трубах из армированных пластиков с начальными отклонениями формы поперечного сечения от круговой. Проанализировано влияние геометрических параметров трубы, внутреннего давления на величину этих напряжений.

Ключевые слова: труба, армированный пластик, напряженно-деформированное состояние.

A power method is get formulas for additional tensions in the direct thin-walled pipes from the reinforced plastics with initial deviations of form of cross-sectional from a circle. Influence of geometrical parameters of pipe is analysed, intrinsic pressure on the size of these tensions.

Keywords: pipe, reinforced plastic, stress-strain state.

Трубопроводы из армированных пластиков (АП) нашли широкое применение в нефтяной и газовой промышленности, в химическом машиностроении, коммунальном хозяйстве. Особое место они занимают в конструкциях авиационной и ракетно-космической техники. Это связано с тем, что эксплуатацию трубопроводов летательных аппаратов отличает высокий уровень напряженности. Одновременно к ним предъявляют повышенные требования по прочностной надежности при жестких ограничениях по массе и габаритам.

Наиболее совершенным процессом изготовления высокопрочных армированных труб является процесс непрерывной намотки нитей, жгутов, лент или тканей на оправки соответствующих форм. После получения необходимой толщины и структуры материала производится отверждение полимерного связующего и удаление оправки. Труба после съема с оправки приобретает начальные отклонения поперечного сечения от правильной круговой формы. Деформирование стенки трубы обусловлено действием остаточных напряжений от усилий натяжения при намотке и неоднородностями структуры материала трубы. Внутреннее давление, действующее в трубе с начальными отклонениями формы поперечного сечения, стремится приблизить форму поперечного сечения к круговой. Этот процесс сопровождается появлением дополнительных изгибных напряжений в стенке трубы, которые могут оказаться больше номинальных.

Задача изгиба криволинейных труб из армированных пластиков с учетом влияния неправильностей формы поперечного сечения (манометрический эффект) исследована в работах [1–5]. Для прямой трубы с начальными отклонениями формы поперечного сечения, изготовленной из однородного изотропного материала, задача определения дополнительных изгибных напряжений решена в [6]. Рассмотрим трубу из ортотропного слоистого материала с произвольными малыми начальными отклонениями формы поперечного сечения от круговой (рис. 1).



Рис. 1. Прямая труба с начальной эллиптичностью поперечного сечения

В полярной системе координат срединная линия поперечного сечения трубы определяется зависимостью $r = r(\beta)$ при $0 \le \beta \le 2\pi$:

$$r = r_0 + \Phi(\beta),$$

где $\Phi(\beta)$ – функция начальных отклонений формы поперечного сечения трубы от круговой.

Функцию $\Phi(\beta)$ определяют на основе экспериментальных данных; она может быть представлена в виде ряда Фурье [6]:

$$\Phi(\beta) = \sum_{n=2}^{\infty} (\Delta_{1n} \cos n\beta + \Delta_{2n} \sin n\beta).$$

Разложение функции $\Phi(\beta)$ в ряд проведено начиная с n = 2, поскольку n = 1 относится к случаю жесткого смещения контура, а не его искажению.

В частном случае эллиптической формы отклонения поперечного сечения от круговой можно принять $r(\beta) = r_0 + \Delta_2^0 \cos 2\beta$, где $\Delta_2^0 = (D_m - D_n)/4$ (рис. 1).

Окружная деформации ε_{β} , кривизна \mathfrak{E}_{β} и угол поворота 9 определяются из выражений [6]:

$$\varepsilon_{\beta} = \frac{1}{r} \left(w + \frac{\partial v}{\partial \beta} \right) + \frac{1}{2r^{2}} \left(\frac{\partial w}{\partial \beta} - v \right)^{2};$$
$$w_{\beta} = \frac{1}{r^{2}} \left(\frac{\partial^{2} w}{\partial \beta^{2}} - \frac{\partial v}{\partial \beta} \right); \quad \vartheta = \frac{1}{r} \left(\frac{\partial w}{\partial \beta} - v \right), \quad (1)$$

где *w* и *v* – радиальные и окружные перемещения точек срединной поверхности соответственно.

Поскольку при образовании отклонений формы средний радиус сечения уменьшается,

примем, что функция начальных радиальных отклонений имеет вид

$$w^{0} = \Delta_{0} + \sum_{n=2}^{\infty} \left(\Delta_{1n} \cos n\beta + \Delta_{2n} \sin n\beta \right).$$
 (2)

Принимая условие нерастяжимости в окружном направлении, то есть считая, что функции *w* и *v* обращают в ноль линейную составляющую окружной деформации (1)

$$\frac{1}{r}\left(w + \frac{\partial v}{\partial \beta}\right) = 0, \qquad (3)$$

и учитывая условие периодичности функции *v*, получим

$$v^{0} = -\sum_{n=2}^{\infty} \frac{1}{n} (\Delta_{1n} \sin n\beta - \Delta_{2n} \cos n\beta).$$
 (4)

Значение Δ_0 найдем из условия нерастяжимости с учетом нелинейных слагаемых ϵ_{B} :

$$\int_{0}^{2\pi} \varepsilon_{\beta} r d\beta = 0.$$

Подставляя в это условие выражение (1), (2), (4), вычислим

$$\Delta_0 = -\frac{1}{4r} \sum_{n=2}^{\infty} \left(\frac{n^2 - 1}{n}\right)^2 \left(\Delta_{1n}^2 + \Delta_{2n}^2\right).$$
 (5)

Таким образом, по функции отклонений формы $\Phi(\beta)$ могут быть определены все параметры начального деформированного состояния трубы.

При нагружении трубы внутренним давлением форма ее поперечного сечения изменяется. Функции полных отклонений срединной поверхности от идеальной круговой формы запишем в виде [6]:

$$\overline{w} = w_0 + \sum_{n=2}^{\infty} (\overline{w}_{1n} \cos n\beta + \overline{w}_{2n} \sin n\beta);$$

$$\overline{v} = -\sum_{n=2}^{\infty} \frac{1}{n} (\overline{w}_{1n} \sin n\beta - \overline{w}_{2n} \cos n\beta);$$

$$w_0 = -\frac{1}{4r} \sum_{n=2}^{\infty} (\frac{n^2 - 1}{n})^2 (\overline{w}_{1n}^2 + \overline{w}_{2n}^2).$$
 (6)

Вычислим окружную деформацию в точке поперечного сечения, находящейся на расстоянии ζ от срединной поверхности:

$$\varepsilon_{\beta} = -\zeta(\bar{\boldsymbol{x}}_{\beta} - \boldsymbol{x}_{\beta}^{0}), \qquad (7)$$

где $\overline{\mathbf{a}}_{B}$ и \mathbf{a}_{B}^{0} – кривизна срединой поверхности в конечном и начальном состояниях.

Используя выражения (1), (2), (6), вычислим ~ x

$$\varepsilon_{\beta} = \frac{\varsigma}{r^2} \sum_{n=-2} (n^2 - 1)(w_{1n} \cos n\beta + w_{2n} \sin n\beta), \quad (8)$$

we $w_{in} = \overline{w}_{in} - \Delta_{in}, \quad j = 1, 2. \quad (9)$

 $w_{jn} = \overline{w}_{jn} - \Delta_{jn}, \quad j = 1,2.$ где

Постоянные win определим из условия минимума потенциальной энергии деформации трубы. Вычислим потенциальную энергию деформации отрезка трубы единичной длины, учитывая условие нерастяжимости $\varepsilon_x = 0$, получим:

$$U = \frac{E_{\beta}}{2\left(1 - v_{\alpha\chi}v_{\beta\alpha}\right)} \int_{0}^{2\pi} \int_{-h/2}^{h/2} \varepsilon_{\beta}^{2} r d\beta d\zeta = \frac{\pi D_{\beta}}{2r^{3}} \sum_{n=2}^{\infty} \left(n^{2} - 1\right)^{2} \left(w_{1n}^{2} + w_{2n}^{2}\right), \tag{10}$$

где D_{β} – цилиндрическая жесткость трубы, которая для однородного ортотропного материала вычисляется по формуле:

$$D_{\beta} = E_{\beta}h^3 / \left[12(1-v_{\alpha\beta}v_{\beta\alpha})\right],$$

для слоистого ортотропного материала с симметричным расположением слоев относительно срединной линии:

$$D_{\beta} = \frac{2}{3} \sum_{i=1}^{k/2} B_{22}^{i} \left(\zeta_{i}^{3} - \zeta_{i-1}^{3} \right).$$

Упругие характеристики слоистого материала E_{β} , $v_{\alpha\beta}$, $v_{\beta\alpha}$, B^{i}_{22} определяются по характеристикам и углам армирования $\pm \varphi_i$ каждого *i*-го слоя с толщиной h_i ; E_1^i , E_2^i – модули упругости в направлении армирования (ось I) и перпендикулярно армированию (ось 2); G_{12}^{i} – модуль сдвига; v_{12}^{i} , v_{21}^{i} – коэффициенты Пуассона [5]:

$$B_{mn} = \sum_{i=1}^{i} h_i B_{mn}^i , (m, n = 1, 2),$$

$$B_{11}^i = \overline{E}_1^i \cos^4 \varphi_i + 2\left(\overline{E}_1^i \upsilon_{12}^i + 2G_{12}^i\right) \sin^2 \varphi_i \cos^2 \varphi_i + \overline{E}_2^i \sin^4 \varphi_i,$$

$$B_{22}^i = \overline{E}_1^i \sin^4 \varphi_i + 2\left(\overline{E}_1^i \upsilon_{12}^i + 2G_{12}^i\right) \sin^2 \varphi_i \cos^2 \varphi_i + \overline{E}_2^i \cos^4 \varphi_i,$$

$$B_{12}^i = B_{21}^i = \overline{E}_1^i \upsilon_{12}^i + [\overline{E}_1^i + \overline{E}_2^i - 2\left(\overline{E}_1^i \upsilon_{12}^i + 2G_{12}^i\right)] \sin^2 \varphi_i \cos^2 \varphi_i,$$

$$\overline{E}_{1,2}^i = \frac{E_{1,2}^i}{1 - \upsilon_{12}^i \upsilon_{21}^i}, E_{\alpha} = B_{11} - \frac{B_{12}^2}{B_{22}}; E_{\beta} = B_{22} - \frac{B_{12}^2}{B_{11}}; \overline{h_i} = \frac{h_i}{h}; \quad \upsilon_{\alpha\beta} = \frac{B_{12}}{B_{11}}$$

k _

Потенциал внешних сил равен $W = -p\Delta F$, где ΔF – изменение площади, ограниченной средней линией сечения. В соответствии с [6]

$$d(\Delta F) = \left| \overline{w} - w^0 - (\overline{v} \overline{\vartheta} - v^0 \vartheta^0 / 2) \right| r d\beta.$$

Используя выражения для функций перемещений, получим:

$$W = p \frac{\pi}{2} \sum_{n=2}^{\infty} (n^2 - 1) \Big(\overline{w}_{1n}^2 + \overline{w}_{2n}^2 - \Delta_{1n}^2 - \Delta_{2n}^2 \Big).$$

В соответствии с принципом минимума потенциальной энергии получим [6]:

$$\delta \left[\frac{\pi D_{\beta}}{2r^3} \sum_{n=2}^{\infty} (n^2 - 1)^2 w_{jn}^2 - 1 \right]$$

$$-\frac{p\pi}{2}\sum_{n=2}^{\infty}(n^{3}-1)\left(\Delta_{jn}^{2}-\overline{w}_{jn}^{2}\right)\right]=0.$$

Вычисляя $\partial (U + W) / \partial w_{in} = 0$, получим:

$$w_{jn} = \overline{w}_{jn} - \Delta_{jn} = -\frac{3\overline{p}}{n^2 - 1 + 3\overline{p}}\Delta_{jn}$$

где $j = 1,2; \ \overline{p} = pr^3 / (3D_{\beta})$ – параметр давления,

равный отношению действующего давления к критическому внешнему давлению.

Дополнительные напряжения, связанные с изгибом стенки трубы, вычисляем из физиических соотношений: $\sigma_{\beta\mu} = \epsilon_{\beta}E_{\beta}/(1 - v_{\alpha\beta}v_{\beta\alpha});$ $\sigma_{\alpha\mu} = v_{\beta\alpha}\sigma_{\beta\mu}$. Для оценки прочности трубы к изгибным напряжениям добавим номинальные от внутреннего давления: $\sigma_{\beta 0} = pr /h$; $\sigma_{\alpha 0} = pr /2h$ и получим формулы для вычисления полных напряжений в трубе с начальными отклонениями формы поперечного сечения:

$$\sigma_{\beta} = \frac{pr}{h} \left[1 + 12 \frac{\zeta}{h} \sum_{n=2}^{\infty} \frac{n^2 - 1}{n^2 - 1 + 3\overline{p}} \left(\frac{\Delta_{1n}}{h} \cos n\beta + \frac{\Delta_{2n}}{h} \sin n\beta \right) \right];$$

$$\sigma_{\alpha} = \frac{pr}{2h} \left[1 + 24 v_{\beta\alpha} \frac{\zeta}{h} \sum_{n=2}^{\infty} \frac{n^2 - 1}{n^2 - 1 + 3\overline{p}} \left(\frac{\Delta_{1n}}{h} \cos n\beta + \frac{\Delta_{2n}}{h} \sin n\beta \right) \right], \tag{11}$$

$$(-h/2 < \zeta < h/2).$$

Предполагая наличие только эллиптичности сечения $r(\beta) = r_0 + {\Delta_2}^0 \cos 2\beta$, из формул (11) для напряжений на наружной поверхности трубы ($\zeta = h/2$), получим:

$$\sigma_{\beta}\Big|_{\varsigma=\frac{h}{2}} = \frac{pr}{h} \left(1 + \frac{6}{1+\overline{p}} \frac{\Delta_{2}^{0}}{h} \cos 2\beta \right);$$

$$\sigma_{\alpha}\Big|_{\varsigma=\frac{h}{2}} = \frac{pr}{2h} \left(1 + \frac{12\nu_{\beta\alpha}}{1+\overline{p}} \frac{\Delta_{2}^{0}}{h} \cos 2\beta \right)$$

Для стеклопластиковой трубы, изготовленной перекрестной намоткой стеклолент из ткани T-10 с характеристиками упругости E_{α} = = 17660 МПа; E_{β} = 29136 МПа; $v_{\beta\alpha}$ = 0,133; $v_{\alpha\beta}$ = 0,081 [5] проанализировано влияние давления и геометрических параметров трубы на величину дополнительных окружных напряжений от изгиба стенки. На рис. 2 показаны зависимости $\sigma_{\beta}/\sigma_{\beta0}$ от отношения радиуса попереч-



ного сечения к толщине стенки при различных величинах внутреннего давления и величине эллиптичности $\Delta_2^{0} = 0.5h$.

Таким образом, при определении напряженно-деформированного состояния тонкостенных прямых труб из армированных пластиков, имеющих начальные отклонения формы поперечного сечения от круговой, необходимо учитывать дополнительные изгибные напряжения в стенке трубы, которые могут оказаться больше номинальных.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Тышкевич, В. Н.* Изгиб криволинейной трубы с учетом начальной неправильности формы поперечного сечения / В. Н. Тышкевич, Б. Н. Корнев // Известия высших учебных заведений. Авиационная техника. – 1989. – № 1. – С. 98–100.

2. *Тышкевич, В. Н.* Пространственный изгиб кривой тонкостенной трубы, изготовленной из ортотропного материала / Г. П. Зайцев, В. Н. Тышкевич // Механика композитных материалов. – 1983. – № 5. – С. 939.

3. Багмутов, В. П. Несущая способность криволинейных труб из армированных пластиков при статическом нагружении / В. П. Багмутов, В. Н. Тышкевич, В. Б. Светличная // Известия высших учебных заведений. Авиационная техника. – 2004. – № 4. – С. 71–73.

4. Zaitsev, G. P. Optimal design of curved cross-ply glass-plastic pipes / G. P. Zaitsev, V. N. Tyshkevich // Mechanics of Composite Materials. – 1993. – Vol. 28, № 4. – P. 323–327. – Англ.

5. 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.

6. Стасенко, И. В. Расчет трубопроводов на ползучесть / И. В. Стасенко. – М. : Машиностроение, 1986. – 256 с. УДК 539.3

А. А. Тырымов

ПРИМЕНЕНИЕ СИНГУЛЯРНОГО ЭЛЕМЕНТА ГРАФОВОЙ МОДЕЛИ ПРИ РАСЧЕТЕ КИН В ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНЕ С ДВУМЯ КРАЕВЫМИ ТРЕЩИНАМИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: dvr@vstu.ru

Рассматривается метод численного анализа механических полей в деформируемом теле, основанный на графовой модели упругой среды в виде ориентированного графа. Предлагается новый тип элементарной ячейки для описания особенности, которая возникает вблизи вершины трещины в изотропном упругом материале. Приведен числовой пример.

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

The method of a numerical analysis of the mechanical fields in the deformable body, based on the graph model of an elastic medium in the form of the directed graph, is considered. In order to descript the characteristic that appears near a crack in isotropic elastic material, a new type of elementary cell is introduced. Numerical examples are presented.

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

При численном решении разнообразных задач механики разрушения в настоящее время в основном применяются методы конечных и граничных элементов. Их общей закономерностью является то, что дискретизации подвергается не сама среда на этапе ее моделирования, а ее континуальная модель. В то же время представляется целесообразным использование дискретных подходов на более ранних этапах моделирования. Такие возможности открывает метод анализа полей деформаций и напряжений, в которых в качестве дискретных моделей, представляющих сплошное тело, используются ориентированные графы [1,2].

Исследование системы на основе графового подхода сводится к тому, что: 1) среда рассекается на элементы, имеющие известное математическое описание; 2) для каждого элемента строят элементарную ячейку (подграф), являющуюся моделью этой части; 3) элементарные ячейки объединяют в граф – модель анализируемого тела, после чего с помощью матриц, характеризующих структуру графа, и уравнений, описывающих элементарные ячейки, получают уравнения системы в целом.

Способ конструирования графовой модели, ее конфигурация, тип переменных, применение специальным образом сконструированных матриц для вывода определяющей системы уравнений подробно изложено в [1,2].

В настоящей работе внимание сосредоточено на возможностях построенного на основе графовой модели сингулярного элемента, предназначенного для расчета напряженно-деформированного состояния в окрестности особых точек разреза, вблизи остроконечных включений и других сингулярных точек и линий.

Распределение напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины обладает, как правило, особенностью типа $r^{-\alpha}$, где r – расстояние от исследуемой точки до кончика трещины. Асимптотика $r^{-0,5}$ присуща чисто упругим решениям, а случай $0,5 < \alpha < 1$ возникает при решении нелинейных или упругопластических задач, а также в тех задачах, где трещина выходит на границу раздела двух сред с различными упругими свойствами.

Следует отметить высокую чувствительность численных методов к особенностям моделирования напряженного состояния вблизи особых точек. В связи с этим предложен ряд альтернативных подходов к построению сингулярных конечных элементов, и в настоящее время парк этих элементов достаточно широк [3]. Анализ результатов многочисленных исследований позволяет сделать вывод о том, что точность решения задач механики разрушения существенно повышается при адекватном моделировании асимптотики параметров напряженно-деформированного состояния у вершины трещины. Более того, качество аппроксимации подчас важнее, чем количество используемых элементов и расположение узлов в традиционных численных методах.

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

В результате получаем элементарную ячейку прямоугольного элемента (изображена на рисунке), имеющую восемь дуг и восемь вершин и состоящую из двух компонент.



Элементарная ячейка, состоящая из двух компонент

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

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

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

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

Описание элементарной ячейки, то есть связь векторов $\{f\}_c$ и $\{\delta\}_c$, а также зависимость их от напряжений $\{\sigma\}$ и деформаций $\{\epsilon\}$ моделируемого тела осуществляем, исходя из равенства энергии деформации непрерывного элемента среды и энергии элементарной ячейки, соответствующей этому элементу:

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

где $\{\delta\}_c$ и $\{f\}_c$ определяются формулами (1), (2).

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

$$\varepsilon_{xx} = \frac{\partial u}{\partial x} = a_0 + a_1 x + a_2 y + a_3 r^{-\alpha},$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{\partial \upsilon}{\partial y} = b_0 + b_1 x + b_2 y + b_3 r^{-\alpha},$$

$$\frac{\partial u}{\partial y} = c_0 + c_1 x + c_2 y + c_3 r^{-\alpha},$$

$$\frac{\partial \upsilon}{\partial x} = d_0 + d_1 x + d_2 y + d_3 r^{-\alpha},$$

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

(3)

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

Использование равенств

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

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

ца жесткости элемента.

Таким образом, графовый метод позволяет построить линейную (соответствует квадратичной функции перемещений) или сингулярную аппроксимацию деформаций на четырехузловом прямоугольном элементе с восемью степенями свободы. В традиционном подходе метода конечных элементов (МКЭ) для такой аппроксимации необходимо применение элемента с 8 узлами (16 степеней свободы). В результате определяющая система уравнений графового метода содержит примерно в 3 раза уравнений меньше по сравнению с системой, выведенной традиционным способом МКЭ.

Для реализации графового метода разработан пакет прикладных программ, который отличается простотой при подготовке входной информации, возможностью сгущения элементов в ожидаемых местах с высокой концентрацией напряжений, позволяет легко изменять механические характеристики материалов, легко изменять граничные условия, выводить информацию о полученном решении, в том числе, и в графическом виде.

С целью проверки эффективности предлагаемого сингулярного элемента рассмотрим задачу о равномерном растяжении прямоугольной пластины с двумя коллинеарными краевыми трещинами и проведем сравнение с результатами, имеющимися в литературе.

Характеристики пластины: модуль упругости E = 10000 МПа, коэффициент Пуассона v = 0,3, ширина W = 240 мм, высота H (в диапазоне от 0,25 до 3W). Трещины перпендикулярны стороне пластины с размером H, расположены на оси симметрии OX и имеют длину a. Изучается плоское напряженное состояние образца. В виду симметрии рассматривалась четверть всей области. Граничные условия задачи заданы следующим образом: на вертикальной оси симметрии u = 0 при x = 0, на горизонтальной оси вне контура разреза $\upsilon = 0$, на боковой стороне и контуре разреза нагрузка отсутствует. К оставшейся стороне пластины приложена нормальная постоянная нагрузка интенсивности $\sigma = 1$ МПа. Исследуемая область разбивалась на 1344 прямоугольных элементов. В окрестности трещины использовались два сингулярных элемента с размером $0,4 \times 0,2$ мм. Во всех других элементах применялась линейная аппроксимация деформаций. В приводимых ниже расчетах при моделировании сингулярности напряжений использована корневая особенность вида $r^{-0.5}$.

В механике разрушения существенную роль играют коэффициенты интенсивности напряжений (КИН). КИН является тем параметром, который позволяет оценивать локальное поле напряжений в вершине трещины. Другим важным достоинством КИН является использование его для получения оценок энергии, которая освобождается при единичном продвижении трещины в теле.

В таблице приведены коэффициенты интенсивности напряжений K_1 , отнесенные к $\sigma\sqrt{\pi\alpha}$, которые определены в зависимости от отношения высоты образца к ширине (H/W) и отношения длины трещины к ширине (a/W). В верхнем ряду каждой строки таблицы приведены данные из работ [4,5], во втором ряду значения, полученные графовым методом с использованием сингулярной ячейки.

Коэффициенты интенсивности напряжений

11/11/	a/W								
Π/ ₩	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7			
0,5	2,140	2,946	3,838	4,802	5,842	6,838			
	2,151	2,964	3,853	4,828	5,864	6,869			
1	1,453	1,785	2,126	2,431	2,613	2,681			
	1,456	1,793	2,143	2,452	2,640	2,710			
2	1,158	1,223	1,283	1,333	1,385	1,466			
	1,164	1,227	1,288	1,343	1,397	1,470			
3	1,099	1,113	1,143	1,186	1,252	1,366			
	1,107	1,129	1,161	1,199	1,263	1,378			

Для определения КИН применялся энергетический инвариантный интеграл Черепанова– Райса. Контур интегрирования выбирался проходящим через те точки, которые использовались для численного интегрирования по квадратурным формулам Гаусса при выводе матрицы жесткости сингулярной ячейки. Как видно из таблицы, результаты расчетов хорошо согласуются. Таким образом, использование вместо справочной литературы удобной компьютерной программы предоставляет гораздо большие возможности, поскольку позволяет охватить все возможные варианты изменения геометрических и механических параметров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тырымов, А. А. Сингулярный элемент графовой модели упругой среды в декартовой системе координат / А. А. Тырымов // Вычислительная механика сплошных сред. – 2011. – Т. 4, № 4. – С. 125–136.

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

3. Лущик, О. Н. Сингулярные конечные элементы: обзор и классификация / О. Н. Лущик // Известия РАН МТТ. -2000. – № 2. –C. 103–114.

4. Isida, M. Tension of finite plates containing multiple and periodic cracks / M. Isida, H. Tsuru // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. - 1983. - A49, N 441. - P. 641-645.

5. Механика разрушения и прочность материалов : справ. пособие. В 4 т / под общей редакцией В. В. Панасюка. - Т. 2 : Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами / М. П. Саврук. - Киев : Наук. думка, 1988. – 620 c.

УДК 539.3

Ю. В. Клочков*, А. П. Николаев*, С. С. Марченко**, Т. А. Киселева* СОПОСТАВИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РАСЧЕТА НДС СОЧЛЕНЕННЫХ ОБОЛОЧЕК НА ОСНОВЕ МКЭ С ВЕКТОРНОЙ ИНТЕРПОЛЯЦИЕЙ И КОМПЛЕКСА ANSYS *Волгоградский государственный аграрный университет **Поволжский НИИ эколого-мелиоративных технологий РАСХН

e-mail: Klotchkov@bk.ru

Изложен алгоритм расчета произвольной оболочки на основе МКЭ с использованием векторного способа интерполяции полей перемещений. На примере оболочки в форме цилиндра, сочлененного с компенсатором, проведен сопоставительный анализ НДС, полученного при использовании разработанного алгоритма, с НДС, полученным с помощью программного комплекса ANSYS. Показано, что использование векторного способа интерполяции перемещений позволило получить более корректное решение рассматриваемой задачи.

Ключевые слова: сочлененная оболочка, четырехугольный конечный элемент, векторная интерполяция, программный комплекс ANSYS.

The algorithm calculating arbitrary shell based on the finite element method using vector interpolation method displacement fields. On the example of the shell in the shape of a cylinder, articulated with a compensator, a comparative analysis of the VAT, obtained using the developed algorithm, VAT, obtained with the software package ANSYS. It is shown that the use of motion vector interpolation method yielded a correct solution to the problem. *Keywords*: articulated shell, rectangular finite element, vector interpolation, software package ANSYS.

Оболочечные конструкции находят обширное применение в строительстве и машиностроении. Анализ напряженно-деформированного состояния (НДС) таких конструкций представляет известные сложности, поскольку только для узкого класса задач имеется аналитическое решение. В связи с этим численные методы расчета получили широкое распространение. Одним из наиболее эффективных численных методов расчета сложных оболочечных конструкций является метод конечных элементов (МКЭ). На сегодняшний день для определения НДС конструкций из оболочек широко используются конечно-элементные программные комплексы, такие как ABAQUS, ANSYS, NASTRAN и другие, основанные на скалярной аппроксимации искомых величин. Данный вид аппроксимации не лишен недостатков [1], поэтому вопрос разработки алгоритмов, позволяющих получать точные решения для сложных сочлененных оболочечных конструкций, остается актуальным и рассматривается в данной статье.

В качестве элемента дискретизации оболочки выбирается четырехугольный фрагмент срединной поверхности с узлами i, j, k и l, отображаемый, для удобства численного интегрирования, на квадрат с локальными координатами $-1 \le \xi, \eta \le 1$. При векторном способе интерполирования перемещений [2] столбцы узловых неизвестных в глобальной x, θ и локальной ξ, η системах координат выбираются в виде

$$\{ \vec{v}_{y}^{r} \}^{T} = \{ \vec{v}^{i} \vec{v}^{j} \vec{v}^{k} \vec{v}^{l} \vec{v}_{,x}^{i} \vec{v}_{,x}^{j} \vec{v}_{,x}^{k} \vec{v}_{,x}^{l} \vec{v}_{,\theta}^{j} \vec{v}_{,\theta}^{j} \vec{v}_{,\theta}^{j} \vec{v}_{,\theta}^{i} \vec{v}_{,xx}^{j} \vec{v}_{,xx}^{j} \vec{v}_{,xx}^{j} \vec{v}_{,xx}^{l} \vec{v}_{,\theta\theta}^{j} \vec{v}_{,\theta\theta}^{j} \vec{v}_{,\theta\theta}^{j} \vec{v}_{,\theta\theta}^{j} \vec{v}_{,x\theta}^{j} \vec{v}_{,x\theta}$$

$$\begin{cases} \vec{v}_{y}^{,T} \\ \vec{v}_{z4}^{,T} \end{cases}^{T} = \{ \vec{v}^{i} \vec{v}^{j} \vec{v}^{k} \vec{v}^{l} \vec{v}_{,\xi}^{i} \vec{v}_{,\xi}^{j} \vec{v}_{,\xi}^{k} \vec{v}_{,\xi}^{l} \vec{v}_{,\eta}^{j} \vec{v}_{,\eta}^{k} \vec{v}_{,\eta}^{l} \vec{v}_{,\xi\xi}^{i} \vec{v}_{,\xi\xi}^{j} \vec{v}_{,\xi\xi}^{k} \vec{v}_{,\xi\xi}^{l} \vec{v}_{,\eta\eta}^{j} \vec{v}_{,\eta\eta}^{j} \vec{v}_{,\eta\eta}^{k} \vec{v}_{,\eta\eta}^{l} \vec{v}_{,\xi\eta}^{i} \vec{v}_{,\xi\eta}^{j} \vec{v}_{,\xi\eta}^{k} \vec{v}_{,\xi\eta}^{l} \}.$$

$$(2)$$

Вектор перемещения внутренней точки четырехугольного элемента дискретизации интерполируется через свои узловые значения с помощью выражения вида

$$\vec{v} = \{ \varphi \}^{T}_{1 \times 24} \{ \vec{v}_{y}^{J} \}_{24 \times 1} = \{ \varphi \}^{T}_{1 \times 24} [D]_{24 \times 24} \{ \vec{v}_{y}^{T} \}.$$
(3)

Входящие в столбец $\left\{ \vec{v}_{y}^{T} \right\}$ векторы перемещений узлов конечного элемента и их производные по глобальным координатам x и θ могут быть представлены компонентами векторов локальных базисов узловых точек

$$\vec{v}^{m} = v^{\alpha m} \vec{a}^{m}_{\alpha} + v^{\alpha} \vec{a}^{m}; \quad \vec{v}^{m}_{,x} = t^{\alpha m}_{x} \vec{a}^{m}_{\alpha} + t^{m}_{x} \vec{a}^{m}; \quad \vec{v}^{m}_{,\theta} = t^{\alpha m}_{\theta} \vec{a}^{m}_{\alpha} + t^{m}_{\theta} \vec{a}^{m}; \quad (4)$$

$$\vec{v}^{m}_{,xx} = t^{\alpha m}_{xx} \vec{a}^{m}_{\alpha} + t^{m}_{xx} \vec{a}^{m}; \quad \vec{v}^{m}_{,\theta\theta} = t^{\alpha m}_{\theta\theta} \vec{a}^{m}_{\alpha} + t^{m}_{\theta\theta} \vec{a}^{m}; \quad \vec{v}^{m}_{,x\theta} = t^{\alpha m}_{x\theta} \vec{a}^{m}_{\alpha} + t^{m}_{x\theta} \vec{a}^{m},$$

где верхний индекс *m* обозначает узлы четырехугольного элемента дискретизации i, j, k И l; t_x^{cam} , t_{θ}^{cam} , t_{xx}^{cam} , $t_{x\theta}^{cam}$, $t_{\theta\theta}^{cam}$, t_x^m , t_{θ}^m , t_{xx}^m , $t_{x\theta}^m$, $t_{\theta\theta}^m$ – многочлены, содержащие компоненты векторов перемещений узлов конечного элемента и их производные.

С учетом (4) столбец $\left\{ \vec{v}_{v}^{T} \right\}$ может быть представлен матричным произведением

$$\{ \vec{v}_{y}^{\Gamma} \}_{24\times 1} = [\vec{A}] \{ n_{y} \},$$
 (5)

где $\{n_v\}$ – столбец, содержащий узловые значе-

ния компонент вектора перемещений, а также узловые компоненты первых и вторых производных вектора перемещения. Дальнейшие преобразования выполнялись в соответствии с [1].

При расчете конструкции из сочлененных оболочек на кривой пересечения срединных поверхностей оболочек узловые неизвестные примыкающей оболочки $\{z_{v}\}$ должны быть выражены через узловые неизвестные основной оболочки $\{z_{y}\}$. Векторы узловых неизвестных на кривой пересечения представим выражениями [2]

$$\{ z_{y} \}^{T} = \{ v^{1} v^{2} v v_{,x}^{1} v_{,x}^{2} v_{,x} v_{,\theta}^{1} v_{,\theta}^{2} v_{,\theta} v_{,xx}^{1} v_{,xx}^{2} v_{,xx} v_{,\theta\theta}^{1} v_{,\theta\theta}^{2} v_{,\theta\theta}^{2} v_{,x\theta}^{2} v_{,x\theta}^{2} v_{,x\theta}^{2} \},$$

$$(6)$$

$$\{ z_{y} \}_{1 \le 18}^{T} = \{ v^{1} v^{2} v^{1} v_{,x}^{1} v_{,x}^{2} v_{,x}^{1} v_{,\theta}^{1} v_{,\theta}^{2} v_{,\theta}^{1} v_{,xx}^{1} v_{,xx}^{2} v_{,xx}^{1} v_{,\theta\theta}^{1} v_{,\theta\theta}^{2} v_{,\theta\theta}^{1} v_{,x\theta}^{1} v_{,x\theta}^{2} v_{,x\theta}^{1} v_{,x\theta}^{2} \}.$$

$$(7)$$

В узловой точке на кривой пересечения сочленяемых оболочек при использовании кинематических и статических условий сочленения могут быть получены 16 соотношений для выражения 16 компонент столбца узловых неизвестных примыкающей оболочки через компоненты столбца основной оболочки. Узловые неизвестные $v_{x\theta}^1$ и $v_{x\theta}$ остаются свободными и будут варьироваться как неизвестные примыкающей оболочки.

Между компонентами векторов (6) и (7) составляется матричное соотношение

$${z_{y}}' = [l] {z_{y}},$$
 (8)

с использованием которого формируется матричная зависимость

$$\{u_{y}'\}=[L]\{u_{y}\}$$
 (9)

для преобразования матрицы жесткости [J] и вектора узловых нагрузок $\{f_{y}\}$ конечного элемента, примыкающего к границе пересечения оболочек узлами і, І

$$[J^{\Pi}] = [L]^{T} [J] [L];$$
(10)

$$\left\{f_{y}^{I}\right\} = \left[L\right]^{T}\left\{f_{y}\right\}. \tag{11}$$

Пример расчета 1

В качестве примера была решена задача об определении НДС оболочки в виде кругового цилиндра, сочлененного с компенсатором [3], загруженной внутренним давлением интенсивности q. Были приняты следующие исходные данные: радиус и длина цилиндра R = 1,3 м, D == 0,4 м; параметры компенсатора $A_1 = A_2 = 0,9$ м; $B_1 = B_2 = 0,4$ м; C = 0,48 м; толщина оболочки t = 0,001 м; коэффициент Пуассона v = 0,3; q == 0,02 МПа; модуль упругости цилиндра и компенсатора $E = 2 \cdot 10^5$ МПа. Вследствие наличия плоскостей симметрии рассматривалась 1/4 часть оболочки. Координаты х и в принимали следующие значения: $0 \le x \le 5,51$ м, $0 \le \theta \le \frac{\pi}{2}$. Левый край оболочки шарнирно закреплен, правый край свободен.

Для верификации разработанного алгоритма, исходя из условия равновесия конструкции, можно получить аналитическое решение для меридионального напряжения σ_{μ} в опорном сечении:

$$\sigma_{M} = \frac{\pi (0.9 + 0.4)^{2} - \pi (0.9 - 0.4)^{2}}{2\pi (0.9 + 0.4)} \cdot \frac{0.02}{0.001} =$$

= 11,0769 *MIIa*. (12)

Расчеты выполнялись в двух вариантах: в первом варианте применялась векторная интерполяция полей перемещений четырехугольного конечного элемента с разработанными условиями сочленения оболочек; во втором варианте для получения значений напряжений использовался программный комплекс ANSYS, конечные элементы которого основаны на скалярной интерполяции. В контрольном варианте ANSYS использовались два типа элементов «shell 281» и «shell 181». Результаты повариантных расчетов представлены соответственно в табл. 1, в которой приведены численные значения меридиональных $\sigma_{_M}$ и кольцевых $\sigma_{_K}$ напряжений в опорном сечении (x = 0,0 м), в сечении, проходящем через кривую пересечения цилиндра и компенсатора (x = 4,0 м), и в концевом сечении (x = 5,51 м), при различных значениях сетки дискретизации (число элементов по меридиану цилиндра × число элементов по меридиану компенсатора).

Таблица 1

		Разр		поритм			Комплек	c ANSYS				
Сечение	Напряже- ния	50×50	100100	150×150	403	×40	80×40		160×80			
		30×30	100×100	130×130	shell 281	shell 181	shell 281	shell 181	shell 281	shell 181		
	$\sigma^{\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle B}}_{\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle M}}$	11,08	11,08	11,08	11,00	11,08	11,02	11,08	11,02	11,08		
	$\sigma_{_{\scriptscriptstyle M}}^{^{\scriptscriptstyle H}}$	11,08	11,08	11,08	11,11	11,08	11,11	11,08	11,11	11,08		
<i>х</i> = 0,0 м	$\sigma^{\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle K}}}}_{\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle K}}}$	26,00	26,00	26,00	25,90	25,99	25,90	25,99	25,91	26,00		
	$\sigma_{\kappa}^{^{\scriptscriptstyle H}}$	26,00	26,00	26,00	26,10	25,99	26,10	25,99	26,11	26,00		
	$\sigma^{\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle B}}_{\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle M}}$	10,51	11,14	11,18	12,42	15,11	10,75	13,97	10,08	12,53		
	$\sigma^{\scriptscriptstyle\scriptscriptstyle H}_{\scriptscriptstyle\scriptscriptstyle M}$	11,75	11,02	10,97	9,49	7,12	11,10	8,21	11,73	9,53		
<i>x</i> = 4,0 м	σ_{κ}^{s}	13,34	13,52	13,53	14,41	19,36	13,87	17,08	13,62	15,45		
	$\sigma_{\kappa}^{^{\scriptscriptstyle H}}$	13,71	13,48	13,47	14,13	18,44	13,64	16,32	13,70	15,12		
	$\sigma^{\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle B}}}_{\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle M}}$	0,00	0,00	0,00	0,01	-0,02	0,01	-0,02	0,00	-0,01		
<i>x</i> = 5,51 м	$\sigma_{_{\scriptscriptstyle M}}^{^{\scriptscriptstyle H}}$	0,00	0,00	0,00	-0,02	0,06	-0,02	0,06	-0,01	0,02		
	$\sigma_{\kappa}^{\scriptscriptstyle heta}$	9,98	9,98	9,98	9,71	9,92	9,71	9,92	9,672	9,86		
	$\sigma_{\kappa}^{^{\scriptscriptstyle H}}$	9,98	9,98	9,98	9,74	9,91	9,74	9,91	9,647	9,85		

Результаты расчетов по первому варианту

Анализ напряжений, приведенных в табл. 1, показывает, что результаты, полученные с помощью разработанного алгоритма, и результаты, полученные с помощью программного комплекса ANSYS, практически совпадают. Однако близость к нулю меридиональных напряжений в концевом сечении при векторном способе интерполяции перемещений достигается при меньшем числе элементов дискретизации.

Пример расчета 2

Во втором примере расчета использовались те же исходные данные, что и в первом примере, с той лишь разницей, что параметр компенсатора C был уменьшен с 0,48 м до 0,06 м, вследствие чего кривизна оболочки в меридиональном направлении существенно возросла (в 8 раз). Таким образом, рассматриваемая оболочка перестала быть пологой. Координаты x и θ принимали следующие значения: $0 \le x \le \le 4,19$ м, $0 \le \theta \le \frac{\pi}{2}$. Результаты повариантных расчетов представлены соответственно в табл. 2, структура которой аналогична табл. 1.

Величины контролируемых параметров НДС, приведенные в табл. 2, на границе сочленения и в концевом сечении оболочки существенно отличаются друг от друга в зависимости применяемого алгоритма. Программный OT комплекс ANSYS не дает равенство нулю меридиональных напряжений в концевом сечении, хотя концевое сечение незагружено. Также в концевом сечении ни оболочечный элемент «shell 281», ни оболочечный элемент «shell 181» не дают сходимости кольцевых напряжений, в отличие от векторного способа интерполяции перемещений, который демонстрирует быструю сходимость вычислительного процесса. В узлах, расположенных на кривой пересечения, наблюдается концентрация напряжений. Однако на срединной поверхности меридиональные напряжения также должны соответствовать условию равновесия (12). Так как решается линейная задача, напряжения на срединной поверхности могут быть найдены как среднее арифметическое напряжений на внутренней и наружной поверхностях

$$\sigma_{M}^{cped} = \left(\sigma_{M}^{e} + \sigma_{M}^{H}\right)/2.$$
(13)

Таблица 2

		Разраб	отанный алго	ритм			Комплекс	ANSYS			
Сечение	Напря- жения	120-120	240-240	200200	80×	80×40		160×80		320×160	
	жения	120×120	240×240	300×300	shell 281	shell 181	shell 281	shell 181	shell 281	shell 181	
<i>х</i> = 0,0 м	$\sigma^{\scriptscriptstyle B}_{\scriptscriptstyle M} \ \sigma^{\scriptscriptstyle H}_{\scriptscriptstyle M}$	11,08 11,08	11,08 11,08	11,08 11,08	11,10 11,01	11,07 11,07	11,10 11,01	11,07 11,07	11,10 11,01	11,07 11,07	
	$\sigma^{\scriptscriptstyle B}_{\scriptscriptstyle K} = \sigma^{\scriptscriptstyle H}_{\scriptscriptstyle K}$	26,00 26,00	26,00 26,00	26,00 26,00	26,11 25,91	25,96 25,96	26,11 25,91	26,00 26,00	26,11 25,91	26,00 26,00	
	$\sigma^{\scriptscriptstyle B}_{\scriptscriptstyle M} \ \sigma^{\scriptscriptstyle H}_{\scriptscriptstyle M}$	323,4 -301,1	324,0 -301,8	324,0 -301,9	217,1 -256,9	157,9 -141,2	214,0 -264,9	199,1 -193,2	190,0 -282,9	215,3 -228,0	
л — 4 ,0 м	$\sigma^{\scriptscriptstyle heta}_{\scriptscriptstyle extsf{ iny K}}$	-342,9 -530,2	-342,8 -530,6	-342,9 -530,6	-170,5 -187,6	-119,4 -172,7	-199,4 -163,3	-138,7 -182,7	-210,3 -158,0	154,4 –179,6	
<i>x</i> = 4,19 м	$\sigma^{\scriptscriptstyle B}_{\scriptscriptstyle M} \ \sigma^{\scriptscriptstyle H}_{\scriptscriptstyle M}$	0,03 0,06	0,00 0,01	0,00 0,00	0,35 7,17	1,311 -0,06	1,197 4,802	1,38 1,06	0,506 2,85	1,45 1,62	
	$\sigma^{\scriptscriptstyle\scriptscriptstyle B}_{\scriptscriptstyle\scriptscriptstyle K} \ \sigma^{\scriptscriptstyle\scriptscriptstyle H}_{\scriptscriptstyle\scriptscriptstyle K}$	3,50 3,51	3,50 3,50	3,50 3,50	-11,68 -16,00	17,72 12,93	16,75 31,50	4,09 3,48	-17,95 -50,63	-7,98 -6,40	

Результаты расчетов по второму варианту

Подставляя в (13) значения из предпоследней колонки табл. 2 для векторной аппроксимации, получим

$$\sigma_{M}^{cped} = (324, 0 + (-301, 8))/2 = 11, 1 M\Pi a,$$

что практически совпадает с (12).

Выполняя аналогичные вычисления со значениями напряжений из последних двух колонок табл. 2, получим

$$\sigma_{M}^{cpeo} = (190, 0 + (-282, 9))/2 = -46, 45 \ M\Pi a,$$

$$\sigma_{M}^{cpeo} = (215, 3 + (-228, 0))/2 = -6, 35 \ M\Pi a.$$

Таким образом, значения напряжений на границе сочленения, полученные с помощью ANSYS, не соответствуют условию равновесия (12), что позволяет сделать вывод об их некорректности.

На основе проведенного анализа можно сделать вывод о том, что разработанный алгоритм на основе векторного способа интерполяции перемещений в сочетании с разработанными условиями сочленения оболочек позволяет получить корректные значения НДС сочлененных оболочек со значительными кривизнами срединных поверхностей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Николаев, А. П. Векторная интерполяция полей перемещений в конечно-элементных расчетах / А. П. Николаев, Ю. В. Клочков, А. П. Киселев, Н. А. Гуреева. – Волгоград : ФГБОУ ВПО Волгоградский ГАУ, 2012. – 264 с.

2. *Клочков, Ю. В.* Расчет произвольных оболочек на основе МКЭ с использованием векторной интерполяции полей перемещений / Ю. В. Клочков, А. П. Николаев, Т. А. Киселева // Строительная механика и расчет сооружений. – 2012. – № 6. – С. 51–56.

3. Клочков, Ю. В. Анализ НДС произвольной непологой оболочки в форме компенсатора с использованием векторной интерполяции полей перемещений / Ю. В. Клочков, А. П. Николаев, Т. А. Киселева // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10(97) / ВолгГТУ. – Волгоград: ИУНЛ ВолгГТУ, 2012. – (Серия «Актуальные проблемы управления, вычислительной техники и информатики в технических системах ; вып. 14). – С. 28–32.

УДК 621.891

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

АВТОМАТИЗАЦИЯ РАСЧЕТА СБЛИЖЕНИЯ В КОНТАКТЕ МНОГОУРОВНЕВЫХ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Волгоградский государственный технический университет

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

На основе разработанной методики расчета сближения в контакте, использующей многоуровневую модель шероховатой поверхности, разработана программа, позволяющая учесть влияние основных факторов на параметры контакта соединения при различных соотношениях твердостей материалов поверхностей.

Ключевые слова: микронеровность, внедрение, сплющивание, пластическая твердость, сближение, многоуровневая модель контакта.

The program was developed that allows you to take into account the influence of various factors on the strength of the connection with different ratios of hardness of the surface materials. Program is based on the method of calculation of convergence in contact using a multi-level model of a rough surface.

Keywords: microasperity, indentation, flattening, plastic hardness, convergence, multilevel model contact.

В настоящее время проведено большое количество исследований контакта шероховатых поверхностей в случае, когда твердости их материалов различаются в 2 и более раза. В этом случае происходит либо внедрение микронеровностей, либо их сплющивание. В тоже время случай соизмеримых твердостей материалов контактирующих поверхностей в научной литературе представлен слабо. На практике такое соотношение твердостей имеет широкое распространение. В этих условиях одновременно происходит как внедрение неровностей, так и их сплющивание.

В связи с ускорением темпов производства и постоянно возрастающими требованиями к точности и времени проектирования деталей актуальной проблемой является разработка приложений для применения на ЭВМ. В связи с этим нами разработана программа для расчета параметров контакта неровностей, учитывающая основные факторы, определяющие указанные параметры.

Предложенная программа основана на разработанной нами методике, учитывающей микрогеометрию поверхностей, в частности, различное количество неровностей на каждом уровне взаимодействия, что позволяет получить более точные данные о контакте.

В программе учитываются следующие факторы, влияющие на прочность соединений: номинальное давление, радиус микронеровностей, число уровней контакта и число неровностей на каждом из уровней, разница уровней, соотношение твердостей материалов контактирующих поверхностей. Таким образом, программа позволяет выявить закономерности влияния различных факторов на нагрузочную способность соединения.



Алгоритм функции поиска нагрузки на микровыступ F'

Математическая основа методики, примененной в программе, состоит в следующем. Если выступы шероховатой поверхности расположены на N уровнях, а число неровностей на каждом уровне составляет n_j , то условие равновесия будет выглядеть следующим образом:

$$\sum_{j=1}^{N} F_{j} = F, \quad F_{j}^{\prime} = \frac{F_{j}}{n_{j}}, \quad (1)$$

где F – общая нагрузка, F_j – нагрузка на выступы j -го уровня, F'_j – нагрузка на единичную неровность j-го уровня.

Полное сближение α_j в контакте выступов

произвольного *j*-го уровня определяется

$$\alpha_j = \alpha_N + \sum_{t=j}^{N-1} S_{t,t+1},$$
 (2)

где α_j и α_N – полное сближение в контакте выступов произвольного *j*-го и наиболее низкого уровней, $S_{t,t+1}$ – разница уровней, на которых находятся вершины выступов *t*-го и *t*+1-го уровней.

На рисунке приведен алгоритм функции, реализующей метод простых итераций для поиска значений нагрузки на выступ *F*'.

Решение поставленной задачи сводится к решению системы уравнений (пример для N = 4):

$$\begin{cases} n_{I} \cdot F_{I}^{\prime} + n_{II} \cdot F_{II}^{\prime} + n_{III} \cdot F_{III}^{\prime} + n_{IV} \cdot F_{IV}^{\prime} = F, \\ \alpha_{I} = \alpha_{IV} + S_{I,II} + S_{II,III} + S_{III,IV}, \\ \alpha_{II} = \alpha_{IV} + S_{III,III} + S_{III,IV}, \\ \alpha_{III} = \alpha_{IV} + S_{III,IV}, \\ \alpha_{I} = \alpha_{yI} + h_{I}, \alpha_{II} = \alpha_{yII} + h_{II}, \\ \alpha_{III} = \alpha_{yIII} + h_{III}, \alpha_{IV} = \alpha_{yIV} + h_{IV}. \end{cases}$$
(3)

где α_j , α_{yj} и h_j – соответственно полное сближение, упругое сближение и суммарная пласти-

УДК 539.3

ческая деформация, рассчитываемые по известным формулам [3].

Выводы

В программе учитываются факторы, имеющие наибольшее влияние на соединение с натягом, такие как общая нагрузка, радиус микронеровностей, число уровней контакта и число неровностей на каждом из уровней, разница уровней, соотношение твердостей материалов контактирующих поверхностей. Программа имеет простейший интерфейс и понятна любому пользователю. С помощью разработанной программы значительно ускоряется расчет прессового соединения, что позволяет на самом раннем этапе производства управлять параметрами соединения. Также программа позволяет получать более точные результаты по сравнению с ручными расчетами, что также положительно влияет на применение соединения в производстве.

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. Оценка влияния соотношения твердостей деталей на контактную жесткость / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин // Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования : межвуз. сб. науч. тр. / Тверской гос. техн. ун-т. – Тверь, 2013. – Вып. 6. – С. 14–18.

Н. А. Гуреева, Р. З. Киселева, В. В. Леонтьева НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ НА ОСНОВЕ МКЭ В ЗОНЕ СОЧЛЕНЕНИЯ КРИВОЛИНЕЙНЫХ ПЛАСТИН ПРИ ПЛОСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Волгоградский государственный аграрный университет

e-mail: natalya-gureeva@yandex.ru

Для определения напряженно-деформированного состояния в зонах сочленения криволинейных пластин, находящихся в условиях плоского нагружения, используется объемный конечный элемент с поперечным сечением в форме четырехугольника с узловыми неизвестными в виде перемещений и их производных. Для конечных элементов, примыкающих к границе сочленения пластин, получены соотношения между узловыми неизвестными одной пластины, принятой за основную, и пластины, примыкающей к основной.

Ключевые слова: МКЭ, криволинейные пластины, объемный конечный элемент, узловые неизвестные, условия на границе пересечения криволинейных пластин.

For definition it is stress- the deformed condition in a zone of crossing of the curvilinear plates which are in a condition flat loadings, the volume finite element with cross-section section in the form of a quadrangle with usual unknown persons in the form of displacement and their derivatives is used. For finite elements adjoining border of a joint of plates, parities (ratio) between usual unknown persons of one plate accepted for basic, and a plate adjoining basic are received.

Keywords: method of finite elements, curvilinear plates, volume finite element, usual unknown conditions on border of crossing of the plates.

1. Геометрия криволинейной пластины и матрица жесткости конечного элемента. Положение произвольной точки *М* срединной поверхности криволинейной пластины в декартовой системе координат *хог* определяется радиусом-вектором

$$\vec{R} = x\vec{i} + z(x)\vec{k},\qquad(1)$$

где \vec{i} , \vec{j} , \vec{k} – орты декартовой системы координат. Векторы локального базиса точки M определяются выражениями

$$\vec{a}_{1} = \vec{R}_{,s} = x_{,s} \vec{i} + z_{,s} \vec{k};$$

$$\vec{a} = \vec{a}_{1} \times \vec{j} = -x_{,s} \vec{k} - \vec{i} z_{,s}.$$
 (2)

Производные векторов локального базиса определяются дифференцированием выражений (2) и записываются в матричном виде

$$\{\vec{a},_s\}^T = [m]\{\vec{a}\},\tag{3}$$

где $\{\vec{a}_{,s}\}^T = \{\vec{a}_{1,s}, \vec{a}_{,s}\}; \{\vec{a}\}^T = \{\vec{a}_1, \vec{a}\}.$

Положение произвольной точки M^t криволинейной пластины, отстоящей на расстоянии tот точки M, определяется радиусом-вектором

$$\vec{R}^t = \vec{R} + t\vec{a} \,. \tag{4}$$

Векторы локального базиса точки M^t определяются дифференцированием (4) и с учетом (3) записываются в виде

$$\vec{g}_{1} = \vec{R}_{,s}^{\ t} = \vec{R}_{,s} + t\vec{a}_{,s} = \vec{a}_{1}(1 + tm_{21}) + tm_{22}\vec{a};$$

$$\vec{g}_{3} = \vec{R}_{,s}^{\ t} = \vec{a}.$$
 (5)

Под действием нагрузки точка M^{t} перейдет в положение точки $M^{t^{*}}$.

Вектор перемещения точки *M^t* определяется компонентами в базисе точки *M* выражением

$$\vec{v} = v^1 \vec{a}_1 + v \vec{a}$$
. (6)

Производные вектора (6) с учетом (3) имеют вид

$$\vec{v}_{,s} = \vec{a}_1 f_1^1 + \vec{a} f_1; \ \vec{v}_{,t} = \vec{a}_1 v_{,t}^1 + v_{,t} \ \vec{a} , \qquad (7)$$
$$f_1^1 = v_{,s}^1 + v^1 m_{11} + v m_{21};$$

где

$$f_1 = v^1 m_{12} + v_{,s} + v m_{22}. \tag{7a}$$

Векторы локального базиса точки M^{t*} определяются выражениями

$$\vec{g}_{1}^{*} = \vec{R}_{,s}^{t} + \vec{v}_{,s} = \vec{g}_{1} + \vec{v}_{,s};$$

$$\vec{g}_{3}^{*} = \vec{R}_{,t}^{t} + \vec{v}_{,t} = \vec{g}_{3} + \vec{v}_{,t}.$$
 (8)

Деформации в точке *М*^{*t**}определяются как разности компонент метрических тензоров в исходном деформированном состоянии [1] и записываются в матричном виде

$$\{\varepsilon\} = [L]\{v\}, \qquad (9)$$

rde $\{v\} = \{v^1 \ v\}, \quad \{\varepsilon\}^T = \{\varepsilon_{11} \ \varepsilon_{33} \ 2\varepsilon_{13}\}.$

Связь между напряжениями и деформациями определяется соотношениями механики сплошной среды [1] и плоском нагружении имеет вид

$$\{\sigma\} = [C]\{\varepsilon\}, \tag{10}$$

где $\{\sigma\}^T = \{\sigma^{11} \sigma^{33} \sigma^{13}\}.$

Матрица жесткости на основе соотношении (9), (10) [K] объемного конечного элемента с поперечным сечением в форме произвольного четырехугольника с узловыми неизвестными в виде перемещений и их первых производных формируется согласно [2, 3]

$$[K]\{V_y\} = \{f_y\}, \qquad (11)$$

где

$$\gamma_{y}^{F} \Big\}^{T} = \Big\{ v^{1i} \ v^{1j} \ v^{1k} \ v^{1l} \ v_{,s}^{1i} \ v_{,s}^{1j} \ v_{,s}^{1k} \ v_{,s}^{1l} \ v_{,s}^{1l} \ v_{,t}^{1l} \ v_{,t}^{1j} \ v_{,t}^{1k} \ v_{,t}^{1l} \\ v^{i} v^{j} \ v^{k} \ v^{l} \ v_{,s}^{i} \ v_{,s}^{j} \ v_{,s}^{k} \ v_{,s}^{i} \ v_{,t}^{i} \ v_{,t}^{j} \ v_{,t}^{k} \ v_{,t}^{l} \Big\} - \Big\}$$

– вектор узловых неизвестных в глобальной системе координат; под $\{f_y\}$ – вектор узловых усилий конечного элемента.

2. Геометрия в зоне пересечения криволинейных пластин. Рассматриваются две криволинейные пластины в декартовых системах координат *хог* и x'o'z'. Связь между ортами этих систем считается известной (рис. 1)

$$\left\{ \vec{i} \right\} = [l] \left\{ \vec{i}' \right\}. \tag{12}$$

На основании (12) определяется соотношение между векторами локальных базисов граничной точки в системах координат *хог* и x'o'z' $\{\vec{a}'\} = [h]\{\vec{a}\}.$ (13)



Рис. 1. Криволинейные пластины в декартовых системах координат *хог* и *х'о'z'*

В узлах на границе пересечения оболочек узловые неизвестные одной оболочки (элемент I) принимаются за основные (рис. 2, *a*), узловые неизвестные примыкающей оболочки (элемент II) должны быть выражены через узловые неизвестные основной оболочки (рис. 2, *б*). В дальнейшем величины, относящиеся к примыкающей оболочке, будут отмечаться штрихами.



Рис. 2. Узловые неизвестные основной (а) и примыкающей (б) оболочки

Для конечных элементов, примыкающих к границе пересечения криволинейных пластин, выполняется перегруппировка узловых неизвестных и вводятся в рассмотрение следующие векторы узловых неизвестных для основной и примыкающей пластин

$$\{q^{\omega}\}^{T} = \{v^{1} \ v^{1}_{,s} \ v^{1}_{,t} \ v \ v^{n}_{,s} \ v^{n}_{,t} \};$$
(14)

$$\{q^{\omega}\}^{T} = \{v^{1}, v^{1}, v^{1},$$

где $\omega = j,k; \quad \omega' = i',l'.$

Соотношения между компонентами векторов (14) и (15) определяются с использованием следующих условий:

Векторы перемещений в точке, расположенной на границе пересечения двух пластин, равны

$$v^{1'}\vec{a}'_1 + v'\vec{a} = v^{1}\vec{a}_1 + v\vec{a} \,,$$

откуда с учетом (13) получаются выражения

$$v'' = v'h_{11} + vh_{21}; v' = v'h_{21} + vh_{22}.$$
 (16)

2. Зависимости между производными компонент вектора перемещений для двух пластин на линии пересечения можно получить, используя выражения производной вектора по направлению S_α

$$\frac{\partial \vec{v}'}{\partial s'_{\alpha}} = a'_{\alpha} \, \vec{\nabla} \vec{v} \,, \tag{17}$$

где
$$\vec{\nabla}\vec{v} = \vec{a}_{\alpha} \frac{\partial \vec{v}}{\partial s_{\alpha}}$$
.

Используя (17), можно записать соотношения

$$\vec{v}'_{,s'} = \vec{a}'_1 \, \vec{\nabla} \vec{v} \,;$$
 (18)

$$\vec{v}'_{,t'} = \vec{a}' \, \vec{\nabla} \vec{v} \,. \tag{19}$$

Равенство (18) с использованием (7) запишется в виде

$$f_1'^{1}\vec{a}_1' + f_1'\vec{a}' = \vec{a}_1' \Big[\vec{a}_1 \Big(f_1^{1}\vec{a}_1 + f_1\vec{a} \Big) + \vec{a} \big(\vec{v}_{,t} + \vec{a}_1 + v\vec{a} \big) \Big],$$

откуда получается

$$f_{1}^{\prime 1} = f_{1}^{1}h_{11}h_{11} + f_{1}h_{11}h_{21} + v^{1},_{t}h_{21}h_{11} + v,_{t}h_{21}h_{11};$$

$$f_{1}^{\prime} = f_{1}^{1}h_{11}h_{12} + f_{1}h_{22}h_{11} + v^{1},_{t}h_{21}h_{12} + v,_{t}h_{21}h_{22}.$$
(20)

Используя выражение (7а), можно выразить из (20) производные компонент вектора перемещения $v^{1'}_{,s'}, v'_{,s'}$ примыкающей криволинейной пластины через узловые неизвестные основной пластины

$$v^{1}_{,s'} = v(h_{11}h_{11}m_{11} + h_{21}h_{11}m_{22} - m_{21}) + v^{1}(h_{11}h_{11}m_{11} + h_{21}h_{11}m_{12} - m_{11}) + + v^{1}_{,s}h_{11}h_{11} + v^{1}_{,t}h_{21}h_{11} + v_{,t}h_{21}h_{21} + v_{,s}h_{11}h_{21};$$

$$v'_{,s'} = v(h_{11}h_{12}m_{11} + h_{22}h_{11}m_{22} - m_{22}) + v^{1}(h_{11}h_{12}m_{11} + h_{22}h_{11}m_{12} - m_{12}) + + v^{1}_{,s}h_{11}h_{12} + v^{1}_{,t}h_{21}h_{12} + v_{,t}h_{21}h_{22} + v_{,s}h_{22}h_{11}.$$
(21)

Равенство (19) с использованием (7) получит вид

$$v''_{,t'} = f_1^1 h_{11} h_{21} + f_1 h_{12} h_{21} + v^1_{,t} h_{22} h_{11} + v_{,t} h_{22} h_{21};$$

$$v'_{,t'} = f_1^1 h_{12} h_{21} + f_1 h_{12} h_{22} + v^1_{,t} h_{22} h_{11} + v_{,t} h_{22} h_{22}.$$
(22)

Используя выражение (7а), можно выразить производные компонент вектора перемещения $v_{t'}^{1}, v'_{t'}$, примыкающей криволинейной пластины через узловые неизвестные основной пластины

$$v^{1},_{t'} = v(h_{12}h_{11}m_{21} + h_{12}h_{11}m_{22}) + v^{1}(h_{12}h_{11}m_{11} + h_{12}h_{11}m_{12}) + + v^{1},_{s}h_{12}h_{11} + v^{1},_{t}h_{22}h_{11} + v,_{t}h_{22}h_{21} + v,_{s}h_{12}h_{11}; v',_{t'} = v(h_{12}h_{12}m_{21} + h_{12}h_{22}m_{22}) + v^{1}(h_{12}h_{12}m_{11} + h_{12}h_{22}m_{12}) + + v^{1},_{s}h_{12}h_{12} + v^{1},_{t}h_{22}h_{12} + v,_{t}h_{22}h_{22} + v,_{s}h_{12}h_{22}.$$
(23)

На основании выражений (16), (21), (23) зависимость между векторами (14) и (15) запишется матричным выражением

$$\left\{q_{6\times 1}^{\varpi'}\right\} = \begin{bmatrix} z \\ 6\times 6 \end{bmatrix} \left\{q_{6\times 1}^{\varpi}\right\}.$$
 (24)

С использованием (24) формируется матрица преобразования [Т] для матрицы жесткости и вектора узловых нагрузок (11), примыкающих конечных элементов криволинейной пластины

 $[K'] = [T]^T [K] [T]; \qquad \{f'\} = [T]^T \{f\}.$ (25)

Пример. Определено напряженно-деформированное состояние криволинейной пластины, сочлененной с круговой пластиной. Конструкция загружалась сосредоточенной силой Q, приложенной в точке D по нормали к криволинейной поверхности круговой пластины (рис. 3).



Рис. 3. Пластина, сочлененная с круговой оболочкой, загруженная сосредоточенной силой *Q* точке *D*

Были приняты следующие исходные данные: $l_1 = 0,1$ м, $l_2 = 0,05$ м, $l_3 = 0,04$ м, Q = 8 H, h = 0,0005 м, b = 0.05 м, $E = 2 \cdot 10^3$ МПа, $\nu = 0,3$.

Сходимость вычислительного процесса была достигнута при разбиении пластины и оболочки по толщине на 5 равных конечных элементов, по длине на 40 и на 25 одинаковых элементов соответственно.

По полученным результатам была построена эпюра нормальных напряжений σ_{xx} в сечении 1-1 (рис. 4).



Рис. 4. Эпюры нормальных напряжений σ_{xx} в сечении 1-1 пластины и круговой оболочки

Условие равновесия по силам ($\sum x = 0$) выполняется с погрешностью $\delta = 1.33\%$, а по моментам ($\sum M_x = o$) погрешность составила $\delta = 1,17\%$.

На основе анализа результатов выполненного расчета можно сделать вывод о корректности алгоритма определения напряженнодеформированного состояния в зонах сочленения тонкостенных плоско-нагруженных конструкций на основе объемных конечных элементов с узловыми неизвестными в виде перемещений и их производных.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Седов, Л. И.* Механика сплошной среды / Л. И. Седов. – М.: Наука, 1976. – Т. 1. – 536 с.; 1976. – Т. 2. – 574 с.

2. Гуреева, Н. А. Расчет многослойной оболочки с использованием объемного конечного элемента / Н. А. Гуреева, Р. З. Киселева, А. П. Киселев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – С. 125–128.

3. *Николаев, А. П.* К расчету оболочек на основе метода конечных элементов / А. П. Николаев, А. П. Киселев // Вестник РУДН, спец. выпуск, серия «Инженерные исследования». – 2002. – № 1. – С. 107–111.

УДК 621.791.062

О. П. Бондарева, И. Л. Гоник, Э. В. Седов ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ФЕРРИТО-АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tehmat@vstu.ru

Приведены результаты сериальных испытаний характеристик трещиностойкости образцов из ферритоаустенинтых сталей с использованием критериев механики разрушения. Показано, что химический состав сталей оказывает существенное влияние на характеристики трещиностойкости. Сериальные кривые испытаний на вязкость разрушения не имеют ярко выраженных переходных участков по температуре: переход от вязкого разрушения к хрупкому происходит постепенно.

Ключевые слова: феррито-аустенитные стали, химический состав, вязкость разрушения, трещиностойкость, коэффициент интенсивности напряжений

The results of serial probations of crack resistance characteristics of austenitic ferrite steels samples with the use of fracture mechanics criteria are being showed. Its being demonstrated that the chemical composition of the steels significantly influences the crack resistance characteristics. Serial lines of probations for crack toughness do not have strongly marked temperature transition sections: transition from tough crack to fragile one goes gradually.

Keywords: austenitic ferrite steels, chemical composition, crack toughness, crack resistance, stress intensity factor.

При обосновании эксплуатационной надежности оборудования важной является оценка трещиностойкости материалов с учетом возможных изменений свойств материала в результате технологических воздействий (сварка, термообработка) или в процессе эксплуатации. В связи с этим наряду с определением сопротивления феррито-аустенитных сталей хрупкому разрушению по результатам сериальных испытаний на ударный изгиб была оценена их трещиностойкость с использованием критериев механики разрушения J_{1c} , K_{1c} [1].

Для исследований были выбраны две плавки стали 08Х18Г8Н2Т (КО-3) и сталь 08Х22Н6Т (ЭП-53). Сталь 08Х18Г8Н2Т плавки 2 в своем химическом составе имеет меньшее содержание никеля и в два раза больше титана по сравнению с плавкой 1, что может привести к изменению фазового состава и свойств. Кроме того, сталь плавки 2 имеет повышенное содержание вредных примесей: серы и фосфора. Химический состав исследуемых феррито-аустенитных сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1

		Содержание элемента, %								
Сталь, марка і ОСТ 3032-72	С	Si	Mn	S	Р	Cr	Ni	Ti		
08Х18Г8Н2Т Плавка 1	0,08	0,65	8,75	0,09	0,010	18,46	2,66	0,24		
08Х18Г8Н2Т Плавка 2	0,08	0,80	8,86	0,012	0,035	18,06	1,96	0,48		
08X22H6T	0,06	0,51	0,20	0,020	0,020	21,4	3,23	0,31		

Химический состав исследуемых сталей

Исследования проводили на образцах, вырезанных из основного металла в состоянии поставки. Испытания на статическую трещиностойкость проводили по методике, основанной на методах нелинейной механики трещин, позволяющей определить критическое значение работы продвижения трещины при состоянии общей текучести материала и резко снижающих требования к размерам образцов [2]. При этом вязкость разрушения определялась по критическому значению J – интеграла (J_{1c} ,) на образцах размером 10×10×55 мм с относительной глубиной трещины 0,5 мм. Эти образцы изготавливались из образцов типа XI ГОСТ 9454– 78, с нанесением усталостной трещины длиной 3 мм. Усталостную трещину наносили на электродинамическом вибростенде. Амплитуда нагрузки и число циклов отвечало требованиям РД 50-260-81. Длина растущей усталостной трещины контролировалась визуально при увеличении ×30 по боковой поверхности образца. В расчетах использовалось среднее значение трех измерений. Оснастка для испытаний, измерительное оборудование и процедура испытаний отвечали требованиям ГОСТ 20.506–85. Испытания проводили в интервале температур от минус 196 °С до 20 °С. Основную методическую трудность при определении J_{1c} представляет определение момента инициации разрушения. Для сближения момента страгивания трещины с моментом достижения максимальной нагрузки на диаграмме нагружения, в соответствии с результатами работы [2], на боковые поверхности образцов наносили V-образные разрезы глубиной 2 мм с углом при вершине 45° и радиусом закругления 0,25 мм (образцы типа Т19 ГОСТ 9454-78). Боковые надрезы наносились после наведения усталостной трещины в плоскости последней. Момент страгивания исходной трещины отождествлялся с моментом достижения максимальной нагрузки на диаграмме нагружения. Работу деформирования образца А₀ определяли как разность полной работы А по диаграмме нагружения и энергии, накопленной в упругих элементах нагружающего устройства $A_{\rm M}$.

Для определения K_{1c} использовали известное соотношение:

$$K_{1c} = \sqrt{\frac{J_{1c} \cdot E}{1 - \nu^2}}, \qquad (1)$$

$$J_{1c} = \frac{2A_0}{t \cdot h}, \qquad (2)$$

где h – высота нетто-сечения образца, мм; t – толщина нетто-сечения образца, мм; E – модуль Юнга кг/мм²; v – коэффициент Пуассона; A_0 – работа, затраченная на деформирование к моменту инициации трещины, кг ·мм.

По результатам испытаний определяли прогиб образца, отвечающий моменту инициации разрушения *f*, мм.

Так как расчет на прочность нагруженных конструкций с дефектами производят с учетом критических значений коэффициента интенсивности напряжений K_1 , значение коэффициента интенсивности напряжения K_{1c} определяли путем определения J_{1c} – интеграла по формуле (1).

Полученные экспериментально-расчетные значения результатов испытаний на вязкость разрушения приведены в табл. 2.

По приведенным данным построены зависимости J_{1c} и K_{1c} от температуры испытания (рис. 1 и 2). Кривые проводились как нижние огибающие экспериментальных точек и являются, таким образом, консервативной оценкой. Значения K_{1c} при температурах минус 196 °C и плюс 20 °C являются крайними точками температурной зависимости. Температура начала верхнего шельфа разделяет области с квазихрупким и вязким механизмом разрушения. Она может быть использована как характеристика температурного запаса пластичности.

Таблица	2
---------	---

Результаты испытаний на вязкость разрушения

Материал образца	$T_{\rm исп}$, °С	<i>f</i> , мм	J_{1c} , кДж/м 2	K_{1c} , МПа \sqrt{M}
	20	1,23	262	240
	20	0,97	179	198
	20	0,92	169	193
	-20	0,94	200	210
	-20	0,83	143	177
00310501125	-40	0,82	150	182
08Х1818H21 плавка 1	-40	0,67	115	159
iniubku i	-40	0,79	183	201
	-80	0,89	156	185
	-80	0,71	114	158
	-120	0,65	101	149
	-196	0,37	88	78
	-196	0,48	55	110
	20	0,44	52,1	107
	20	0,60	112,0	157
	20	0,40	23,9	72
	-10	0,59	83,4	135
	-10	0,52	83,2	135
	-10	0,47	55,1	110
	-40	0,35	33,0	85
08X18F8H2T	-40	0,43	42,6	97
плавка 2	-40	0,33	26,1	76
	-80	0,30	16,1	59
	-80	0,41	27,3	77
	-80	0,47	38,6	92
	-120	0,24	7,7	41
	-120	0,31	17,2	62
	-196	0,21	6,4	37
	-196	0,23	8,4	43
	20	0,85	265	342
	20	0,59	123	164
	20	0,52	78,2	131
	-10	0,68	127	167
	-10	0,78	175	196
	-10	0,75	139	175
	-40	0,74	129	168
	-40	0,65	112	157
003/2211/7	-40	0,67	104	151
08X22H61	-80	0,78	144	178
	-80	0,71	134	172
	-80	0,70	108	154
	-120	0,81	136	173
	-120	0,68	103	150
	-160	0,66	126	166
	-160	0,62	99,3	148
	-196	0,50	66,5	121
	-196	0,48	55,4	110



Рис. 1. Температурная зависимость *J* – интеграла исследуемых феррито-аустенитных сталей: *I* – сталь 08Х18Г8Н2Т (плавка 1); *2* – сталь 08Х18Г8Н2Т (плавка 2); *3* – сталь 08Х22Н6Т



Рис. 2. Температурная зависимость вязкости разрушения исследуемых феррито-аустенитных сталей: *I* – сталь 08Х18Г8Н2Т (плавка 1); *2* – сталь 08Х18Г8Н2Т (плавка 2); *3* – сталь 08Х22Н6Т

Можно увидеть, что у исследуемых сталей характер изменения кривых K_{1c} аналогичен J_{1c} (табл. 2 и рис. 1 и 2). Анализ полученных результатов показал, что значения вязкости разрушения стали 08Х18Г8Н2Т плавки 1 на 50 % выше по сравнению с плавкой 2. Например, при 20 °С наименьшее значение J_{1c} при испытаниях плавок 1 и 2 составили 169 и 52,1 кДж/м² соответственно, а при минус 196 °С – 55 и 6,4 кДж/м². Значения K_{1c} при 20 °С составляют 193 и 72 МПа \sqrt{m} , а при минус 196 °С – 78 и 37 МПа \sqrt{m} соответственно для плавок 1 и 2 стали 08Х18Г8Н2Т. Полученные значения J_{1c} , K_{1c} образцов из стали 08Х22Н6Т выше, чем у стали 08Х18Г8Н2Т, мало зависят от температуры,

при этом значения K_{1c} сохраняются на уровне $\approx 150 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ до минус 140 °C. Значения у стали 08Х18Г8Н2Т обеих плавок зависят от температуры. Это, на наш взгляд, связано, прежде всего, с химическим составом стали. Марганец, как известно, сильно охрупчивает феррит и отрицательно влияет на вязкие свойства хромоникелевого аустенита. Сопоставление температурных зависимостей J_{1c} , K_{1c} свидетельствует об их хорошем качественном соответствии.

Из анализа результатов испытаний, приведенных в табл. 2 и рис. 1, 2 можно сделать вывод, что уменьшение содержания никеля в стали 08Х18Г8Н2Т до нижнего (в пределах марочного состава) предела приводит к резкому (в 2,5-3 раза) снижению вязкости разрушения, что необходимо учитывать при использовании сталей для сварных соединений. Анализ температурной зависимости характеристик вязкости разрушения показывает, что характер ее изменения зависит от наличия других элементов в составе стали. Так у стали 08Х22Н6Т, не содержащей марганец, зависимость J_{1c} и K_{1c} от температуры испытания проявляется ниже минус 120 °C; у сталей с марганцем (сталь 08Х18Г8Н2Т) наблюдается снижение характеристик вязкости разрушения с понижением температуры, то есть начиная с температуры минус 10 °С.

Необходимо отметить, что к настоящему времени экспериментальный материал по вязкости разрушения подобных сталей невелик, а сведения по использованию характеристик вязкости разрушения для практических расчетов отсутствуют. Полученный в настоящей работе экспериментальный материал, в определенной степени восполняет этот пробел и по мере накопления результатов может быть использован для расчета конструкций или величины допустимых дефектов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бондарева, О. П. Исследование склонности к охрупчиванию металла сварных соединений ферритоаустенитных сталей / О. П. Бондарева, И. Л. Гоник // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 2 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. – (Серия «Материаловедение и прочность элементов конструкций»; вып. 1). – С. 67–73.

2. Андросов, А. П. Исследование вязкости разрушения металла сварных соединений низколегированных сталей для конструкций энергомашиностроения : дис. ... канд. техн. наук / Андросов А. П.. – ЛПИ, 1979. – 168 с.

УДК 629.1

Е. И. Тескер

ПОКАЗАТЕЛИ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЕННЫХ ВЫСОКОНАГРУЖЕННЫХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: ts@vstu.ru

Изложены результаты исследований свойств поверхностных слоев высоконагруженных зубчатых колес трансмиссий и приводов, упрочненных прогрессивными методами. Выполнен анализ факторов, влияющих на несущую способность зубьев, их сопротивляемость выкрашиванию. Выявлены наиболее важные характеристики свойств поверхностных слоев и даны рекомендации по их определению с учетом реального нагружения в условиях эксплуатации.

Ключевые слова: качество, зубчатые колеса, поверхностное упрочнение, поверхностный слой, несущая способность, свойства, эксплуатация, лазерная обработка.

Results of investigations of properties of surface layers of heavily loaded gears gears and drives, strengthened progressive methods. Analysis of factors influencing on the carrying capacity of teeth, their resistance to chipping. Identify the most important characteristics of properties of the surface layers and recommendations on their definition of the actual loading conditions.

Keywords: quality, gears, surface hardening, surface layer, bearing capacity, properties, operations, laser processing.

Для высоконагруженных зубчатых колес большое значение имеет выбор критериев качества цементованного слоя, влияющий в конечном итоге на надежность и долговечность изделий. Анализ отказов тяжело нагруженных зубчатых колес показывает, что выбор стали и назначение технологии изготовления и химикотермического упрочнения для них следует проводить с учетом комплекса свойств, определяющих их надежность и ресурс. В процессе эксплуатации детали подвергаются многофакторному воздействию.

Исследования, проведенные в ИНДМАШ НАНБ, показывают, что переход на изготовление конкурентоспособной автотракторной техники нового поколения требует применения новых сталей и технологий их химико-термического упрочнения, обеспечивающих повышенные теплопрочность и характеристики сопротивления изгибной и контактной усталости. Используемые в настоящее время в производстве традиционные марки сталей 18ХГТ, 20ХНР, 25ХГНМТ, 20ХНЗА, 20Х2Н4А и др. обладают относительно низкой теплопрочностью, равной 160-180 °С, и не обеспечивают долговечность ряда энергонасыщенных машин отечественного производства на уровне ведущих фирм индустриальных стран. В последние годы такие ведущие фирмы, как Boeing, Komauy, NASA, Caterpiller, а также ВИАМ проявляют повышенный интерес к сталям, обладающим высокими теплопрочностью, усталостной прочностью и размерной стабильностью, что достигается получением дисперсионно-твердеющих сталей, в частности, разработаны новые высокопрочные цементуемые стали типа Vasko, ВКС-4, ВКС-10 и др.

Использование мартенситно-стареющих сталей для изготовления тяжело нагруженных зубчатых колес, упрочняемых химико-термической обработкой, является весьма перспективным с точки зрения получения необычного комплекса свойств упрочненных слоев, способных к работе в экстремальных условиях.

В таблице приведены технические условия и нормативные показатели качества цементованного слоя и сердцевины изделий различных отраслей машиностроения СНГ и ряда промышленноразвитых стран, полученные по результатам анализа нормативно-технической документации.

Из таблицы и литературных данных следует, что в нормативных показателях качества различных отраслей машиностроения имеются существенные различия, которые обусловливают заметные расхождения при назначении оптимальной степени насыщения и толщины слоя, структуры слоя и сердцевины зубчатых колес. Отсутствует единая методика по контролю качества деталей, упрочненных химикотермической обработкой, не производится полная оценка качества высоконагруженных зубчатых колес ответственного назначения. Нормативные показатели качества упрочнения, принятые в различных отраслях машиностроения промышленно развитых стран, не учитывают в полной мере такие структурные характеристики цементованного слоя, как эффективная толщина слоя, содержание и глубина залегания бейнита, карбидов, величина зерна и дисперсность структуры, морфология строения мартенсита. Это может приводить к преждевременному выходу из строя высоконапряженных зубчатых колес.

Анализ результатов измерений твердости цементованных слоев зубчатых колес из сталей 20ХНР, 20Х2Н4А, 20ХН3А, 20ХН2М на соответствие принятым нормам, проведенный на ряде заводов автомобильной и тракторной промышленности (ПО МТЗ, БелАЗ, МЗКТ, МАЗ, АО «Уралтрак», Гомсельмаш), показал, что твердость цементованных слоев колеблется в широких пределах 650–900 HV (57–64 HRC_Э) на поверхности, 450–600 HV в переходной зоне, 300–450 HV в сердцевине. Использование для оценки упрочненного слоя такого критерия, как общая глубина насыщения, не гарантирует требуемого качества зубчатых колес и их эксплуатационную надежность даже при условии соответствия остальных контролируемых параметров требованиям стандартов и другой нормативной документации.

Нормативные показатели качест	гва цементованного с	лоя и сердцевины,
рекомендуемые ИНДМАШ НА	НБ для ответственнь	іх зубчатых колес

Контролируемые параметры цементованных и нитроцементованных зубчатых колес	Единица величины показателя	Автотракторная промыш- ленность РТМ 032.005-82 РТМ 37.002.0024–76 ОСТ 23.1.124–84 ОСТ 23.4.52–83	Литературные данные и национальные стандарты промышлен- но развитых стран	Способ контроля по патенту № 1169432 ТУ ИНДМАШ
		Цементованный слой		
Толщина цементованного слоя, определенная металлографически на отожженных шлифах или мето- дом послойного химического ана- лиза до участков с 0,4–0,45 % С	ММ	(0,15–0,21) <i>m</i>	(0,18–0,27) <i>m</i>	(0,20–0,25) <i>m</i>
Поверхностная твердость	HRC_{\Im}	58–63	58–62	59–63
Эффективная толщина:	MM	Не контролируется	Не контролируется	Регламентируется
750 HV 0,2	MM	Не контролируется	Не контролируется	(0,08-0,1)m
700 HV 0,2	MM	Не контролируется	Не контролируется	(0,12–0,15) <i>m</i>
600 HV 0,2	MM	Не контролируется	(0,18–0,27)m	(0,2-0,22)m
550 HV 0,2	MM	(0,15-0,2)m	(0,18–0,27) <i>m</i>	Не контролируется
Глубина залегания троостита	МКМ	Регламентируется балльной шкалой до глубины 15 мкм	Не допускается	Регламентируется до глубины 15 мкм
Темная составляющая	МКМ	Регламентируется до глубины 15 мкм	Не допускается	Регламентируется до глубины 15 мкм
Карбидная сетка	балл	Не допускается	Не допускается	Не допускается
Размер карбидов	МКМ	Регламентируется балльной шкалой не более 8–12 мкм	Мелкие карбиды	Регламентируется балльной шкалой не более 0,8-2 мкм при глубине зале- гания 0,2-0,3 мкм
Размер карбонитридов	МКМ	Регламентируется балльной шкалой до 8–12 мкм	Мелкие карбонитриды	Регламентируется балльной шкалой до 0,5–2 мкм
Содержание бейнита	%	Не контролируется	Не контролируется	Регламентируется балльной шкалой до 6–8 %
Дисперсность мартенсита (ГОСТ 5639-82)	балл	1-4	Структура мелкоиголь- чатого мартенсита	1–3
Размер зерна ГОСТ 5639-82	балл	Не реглам.	Не реглам.	7–12
Остаточный аустенит	балл	Регламентируется балльной шкалой до 4 баллов. При рентгено- графическом определе- нии не более 25–30 %	Регламентируется балльной шкалой. При рентгенографи- ческом определении не более 15–20 %	Регламентируется балльной шкалой до 4 баллов. При рентгенографиче- ском определении не более 30–35 %
		Сердцевина	ſ	ſ
Твердость	HRC _Э	29–42	30–45	30-41
Содержание феррита	балл	Регламентируется балльной шкалой	Не допускается	Регламентируется балльной шкалой
Структурные составляющие	_	Троосто-мартенсит	Троосто-мартенсит	Бейнит-троосто- мартенсит
Размер зерна ГОСТ 5639-82	балл	Не реглам.	Не реглам.	7–10

Широко используемый в национальных стандартах промышленно развитых стран критерий эффективной толщины цементованного слоя более объективно характеризует качество зубчатых колес. Эта характеристика, задаваемая расстоянием от поверхности до зоны слоя с определенной твердостью, должна приниматься для каждого вида изделия с учетом характера нагруженности и конструктивных особенностей (модуля, размера, формы зубчатых колес и др.).

Шестерни высокого качества должны иметь эффективную толщину слоя до участка с микротвердостью 750 HV, равную (0,08-0,1)m, 700 HV - (0,12-0,15)m и 600 HV в пределах (0,2-0,22)т [1]. У тяжело нагруженных зубчатых колес с меньшей эффективной толщиной обычно преждевременно развивается глубинное выкрашивание рабочих поверхностей зубьев. Для зубчатых колес с большей эффективной толщиной характерны сколы зубьев и поверхностное выкрашивание – питтинг. Рекомендуемые значения эффективной толщины цементованного слоя высоконапряженных зубчатых колес приведены в пятой графе таблицы. Влияние эффективной толщины на сопротивление контактной усталости материала зубьев показано на рисунке, где представлены кривые глубинной контактной усталости цементованных слоев зубьев, полученные при различных уровнях напряжений в полюсе зацепления. Долговечность цементованных слоев при величине микротвердости в этой зоне 650-670 HV (кривая 3) в 5 раз меньше, чем при 750-770 HV (кривая 1). Ограниченный предел контактной выносливости в этом случае понижается на 25 %.

К числу дефектов цементованного слоя, снижающих долговечность высоконапряженных зубчатых колес, относятся выделения бейнита. Обнаружить присутствие этой фазы можно лишь при применении специальных методов металлографического анализа. Исследования показали, что в структуре упрочненного слоя, идентифицируемой после общепринятого травления как мелкоигольчатый мартенсит с 20-45 % остаточного аустенита, в ряде случаев в заметных количествах присутствует бейнитная фаза. Присутствие бейнита в структуре цементованных слоев в количестве 10-20 % приводит к преждевременному выходу из строя высоконапряженных зубчатых колес, даже при высокой твердости цементованного слоя.

Аналогичные данные получены и при стендовых испытаниях зубчатых колес (см. рисунок). Наличие в цементованном слое с микротвердостью 750–770 HV на глубине ~0,1m в виде отдельных выделений в мартенситной матрице бейнитной фазы до 10 % приводит к снижению долговечности зубчатых колес в 2 раза. При увеличении количества бейнитных выделений до 20 % долговечность зубчатых колес понижается в 3 раза.



Зависимость сопротивления контактной усталости зубчатых колес от твердости цементованного слоя на глубине ~0,1*m*: *I* − 0 − при твердости слоя 750–770 HV; *2* − Δ − 700–710 HV; *3* − □ − 650–680 HV; × − при наличии бейнита 10 %; ∇ − при наличии бейнита 20 %; ⊕ − при наличии глобулярных карбидов 20 %

К значительному снижению сопротивляемости глубинному контактному выкрашиванию приводит присутствие в цементованных слоях на глубине ~0,1*m* глобулярных карбидов. Отметим, что на большинстве машиностроительных предприятий применяют рекомендации ряда исследователей по увеличению содержания глобулярных карбидов для повышения контактной выносливости цементованных поверхностей зубчатых колес. Однако исследования показали, что долговечность зубчатых колес при содержании карбидов в цементованных слоях до 20 % в 1,5-3,5 раза меньше, чем зубчатых колес с высококачественной структурой цементованных слоев, состоящей из игольчатого (пластинчатого) мартенсита и 35-45 %, остаточного аустенита с твердостью слоя на глубине ~0,1m – 750–770 HV. [2]

При исследовании структуры бейнитных выделений методами электронной просвечивающей и растровой микроскопии обнаружено, что в цементованных слоях с содержанием углерода 1,0–0,6 % С и твердостью 57–60 HRC_Э, допускаемой общепринятыми нормами, наряду с бейнитом могут присутствовать и мартенситные области с морфологией реечного (пакетного) типа. Таким образом, микроструктура цементованных слоев зубчатых колес из легированных сталей, охлажденных со скоростями выше критической скорости закалки и имеющих твердость не ниже 57 HRC_Э, может содержать в себе не только пластинчатый (игольчатый) мартенсит, остаточный аустенит и карбиды, но и дисперсные выделения бейнита и мартенсита с реечной морфологией. При исследовании методами растровой электронной микроскопии зубчатых колес после эксплуатации и стендовых испытаний было установлено, что процессы зарождения и развития усталостных микротрещин в этих структурных составляющих существенно различаются.

Из таблицы следует, что для обеспечения высоких значений характеристик сопротивления усталости глубина залегания темной составляющей и троостита не должна превышать 15 мкм. Для обособленных глобулярных карбидов допускается несколько большая глубина залегания, но не более (0,03–0,05)*m* при размере частиц не более 2 мкм. Количество остаточного аустенита, выявляемого методом рентеновского анализа, не должно превышать 30– 40 % на расстоянии от поверхности, равном (0,05-0,1)m.

Содержание бейнита, выявляемого после травления шлифов в специальном реактиве, не должно превышать 10 % на глубине, превышающей 0,05 модуля.

Комплексные исследования зубчатых колес ведущих фирм (*Caterpiller, Mersedes-Benz, Koмацу, Unit-Rig*) показывают, что достижение требуемого качества упрочнения, а следовательно, и высоких эксплуатационных свойств зубчатых передач, возможно лишь при правильном выборе стали и применении уникальных автоматизированных технологий XTO.

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.

УДК 669.14.252.621.77

Б. Н. Замотаев, М. П. Еремин, С. В.Чечин, А. С. Кандауров ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ ПРИ ПОВТОРНОМ ВТМО С ПРОМЕЖУТОЧНЫМ ОТЖИГОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: omd@vstu.ru

В данной работе предоставлены результаты исследования влияния температурно-деформационных параметров прокатки при реализации двукратной высокотемпературной термомеханической обработки (BTMO) с промежуточным отжигом. Показано, что BTMO, проведенные в исследуемых температурнодеформационных режимах, благоприятно влияют на весь комплекс механических свойств стали.

Ключевые слова: высокотемпературная термомеханическая обработка (BTMO); дробная деформация; субструктура; ортогональный план второго порядка; уравнения регрессии.

The influence of temperature and deformation parameters of rolling at double high-temperature thermo mechanical treatment (HTTMT) with intermediate annealing is discussed. It is show that HTTMT under the temperature and deformation models improve all the mechanical properties of steel.

Keywords: high-temperature thermo mechanical treatment (HTTMT); fractional deformation; substructure; the orthogonal plan of the second level; regression equations.

Для получения оптимального сочетания прочности и ударной вязкости применяется высокотемпературная термомеханическая обработка (BTMO) [1].

Анализ работ, посвященных прокатке конструкционных сталей с ВТМО [2, 3], показывает, что температуру деформации при ВТМО необходимо выбирать так, чтобы, с одной стороны, не получили сильного развития процессы рекристаллизации, а с другой – при формоизменении обеспечивалась наиболее равновесная деформация по объему и наиболее полно проходили процессы перераспределения дислокационных скоплений в развитую субструктуру.

Авторы работ [4–7] показали, что правильный выбор температурно-деформационных параметров прокатки с ВТМО предусматривает такое сочетание параметров обработки, которое обеспечивает получение в горячеформированном аустените развитой субструктуры. Изложенные представления о необходимых условиях прокатки с ВТМО, обеспечивающих получение высокого комплекса механических свойств, были подтверждены с помощью опытов, результаты которых изложены ниже.

В лабораторных условиях провели планируемый эксперимент с использованием ортогонального плана второго порядка по термомеханической обработке заготовок 9,0×60×100 мм из стали 30ХНМС.

Режим ВТМО следующий: $\varepsilon_{\Sigma} = 35 \%$ суммарная степень деформации, характер распределения обжатий по проходам K_{ε} – убывающий, время выдержки между проходами и перед окончательной закалкой в воду $\tau_{B1} = 5$ с, $\tau_{B2} = 20$ с, соответственно температура отпуска $t_{ot} = 250$ °C, 2 ч. Область изменения температурно-деформационныхпараметров ВТМО стали 30ХНМСи их кодирования приведены ниже

Наименование	n	$T_{\text{H.II.}}$
Нулевой уровень	4	950 °C
Интервал варьирования (б _і)	2	50 °C
Нижний уровень (<i>x_i</i> = -1)	2	900 °C
Верхний уровень ($x_i = +1$)	6	1000 °C

Кодированное обозначение факторов $x_1 x_2$

При проведении полного факторного эксперимента второго порядка исследовали влияние указанных выше параметров ВТМО на механические свойства проката Y_1 (σ_B , MПА), Y_2 (σ_{02} , МПА), Y_3 (δ_5 , %), Y_4 (ψ , %), Y_5 (КСV, Дж/см²). Результаты лабораторных экспериментов приведены в таблице.

Условия и результаты экспериментов, полученные при прокатке с различной дробностью деформации и температуры

N	Факторы			Отклики						
IN	$N(X_1)$	$T(X_2)$	σ _в , МПа	σ ₀₂ , МПа	δ5, %	Ψ, %	КСV Дж/см ²			
1	6	1000	1940	1850	10	54	7,8			
2	2	1000	1930	1810	8,2	53	7,8			
3	6	950	1910	1800	9,0	57	7,5			
4	2	950	1980	1820	8,0	48	8,5			
5	6	900	1880	1790	8,2	54	7,5			
6	2	900	1915	1830	8,0	55	7,8			
7	4	1000	1890	1790	9,2	60	8,0			
8	4	950	1940	1830	8,4	57	7,0			
9	4	900	1900	1780	8,0	55	7,0			
10	5[9]	880	1860	1650	10	50	5,3			

При исследовании влияния числа проходов и температуры начала прокатки постоянными были значения скорости и суммарной степени деформации, а характер распределения деформаций – убывающим.

Как видно из таблицы, прокатка с повторным ВТМО с промежуточным отжигом обеспечивает повышение прочности свойств по всем исследуемым режимам, а пластичность при испытании на ударный изгиб α_{kcv} выше на 30–50 % по сравнению с полученными при прокатке листов с ВТМО в промышленных условиях с однократного нагрева [9].

Сравнительный анализ механических свойств показывает, что, варьируя исследуемые факторы, можно получить прокат с различными пластическими характеристиками при одинаковом уровне прочности (таблица, опыты 4 и 8) следовательно, можно управлять температурно-деформационными параметрами прокатки с ВТМО и получать различные свойства стали.

В результате статистической обработки экспериментальных данных получены уравнения регрессии, характеризующие влияние температуры начала деформации и дробности деформации при ВТМО на комплекс механических свойств исследуемой стали:

$$Y_{1}(\sigma_{B}) = 1920, 6-15, 8X_{1} + 20X_{1}X_{2} + 15, 9X_{1}^{2} + 13, 4X_{2}^{2};$$
(1)
$$Y_{2}(\sigma_{D2}) = 1811, 1+5X_{2} + 15X_{1}X_{2} + 16, 7X_{2}^{2} - 8, 3X_{2}^{2};$$
(2)

$$Y_{2}(\delta_{2}) = 8.6 + 0.5X_{1} + 0.2X_{1}X_{2} + 10.5X_{2}^{2};$$
(2)

$$Y_4(\Psi) = 54,8+1,5X_1 - 2X_1X_2 - 3,8X_1^2;$$
 (4)

$$Y_{3}(\alpha_{kev}) = 7,7-0,2X_{1}-0,2X_{2}-0,3X_{1}X_{2}+0,5X_{1}^{2}-2,5X_{2}^{2};$$
(5)

Проверка, выполненная с помощью критерия Р. Фишера, подтвердила [8] адекватность

полученных уравнений экспериментальным данным при уровне значимости 0,05.

Экспериментальными исследованиями установлено, что субструктура, сформированная в процессе проведения первой ВТМО, сохраняется и наследуется при повторной ВТМО, несмотря на то, что начало прокатки осуществляется с максимальной температуры 1000 °C на (70–120 °C) выше практикуемой при прокатке с однократного нагрева. Совместное влияние температуры и дробности деформации, построенное по уравнениям (1)–(5), представлено на рисунке. Характеристики прочности (σ_B , σ_{02}) и ударная вязкость α_{kcv} не снижаются при повышении температуры начала прокатки до 1000 °C во всем диапазоне практикуемой дробности деформации от двух до шести прокатов, что благоприятно может влиять на поперечную разнотолщинность листов толщиной 5–6 мм при прокатке с повторной ВТМО на ТЛС 2000.



Поверхности откликов при оптимизации температурно-деформационных режимов прокатки с двухкратной ВТМО с промежуточным отжигом стали 30ХНМС: $a - Y_1(\sigma_{\rm s}); \ Y_2(\sigma_{\rm o_2}); \ \delta - Y_3(\delta_{\rm s}); \ Y_4(\psi); \ e - Y_5({\rm KCV})$

Выводы

Экспериментально исследовано комплексное влияние температурно-деформационных параметров ВТМО на механические свойства специальной стали 30ХНМС. С помощью математической обработки результатов экспериментов получены уравнения регрессии и построены графики зависимости механических характеристик стали от исследуемых факторов процесса. Показано, что зависимость комплекса механических свойств от температурно-деформационных параметров носит немонотонный характер.

Технологические параметры прокатки с ВТМО следует назначать таким образом, чтобы при деформировании обеспечивалась наиболее равномерная деформация по объему и наиболее полно проходили процессы перераспределения дислокационных скоплений в развитую субструктуру.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Беришейн, М. Л. – В кн. Прочность стали / М. Л. Берштейн. – М. : Металлургия, 1974. – 198 с.

2. Гуляев, А. П. Структура и свойства стали после термомеханической обработки / А. П. Гуляев. – М. : Машиностроение, 1972. – 244 с.

3. *Минаев, А. А.* Совмещенные металлургические процессы / А. А. Минаев. – Донецк : УНИТЕХ, 2008. – 549 с. 4. Пат. 2373203 Российская Федерация, МПК С21Д 1/78. Способ комбинированной термомеханической обработки проката из высоколегированных сталей / Замотаев Б. Н., Гурьянов Д. А., Рубежанская И. В. ; заявитель и патентообладатель Волгоградский государственный технический университет. – Опубл. 20.11.2009, Бюл. № 32.

5. Гурьянов, Д. А. Улучшение механических характеристик стали 30ХНМС методом комбинированной высокотемпературной термомеханической обработки / Д. А. Гурьянов, Е. И. Тескер, Б. Н. Замотаев, И. В. Рубежанская // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч.ст № 11(59) / Волг-ГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в маштностроении» ; вып. 3). – С. 133–134.

6. Гурьянов, Д. А. Исследование влияния деформационных параметров прокатки при повторной ВТМО на механические свойства стали / Д. А. Гурьянов, Е. И. Тескер, Б. Н. Замотаев, И. В. Рубежанская // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в маштностроении»; вып. 3). – С. 134–137.

7. Совместное влияние деформационных параметров прокатки при повторной ВТМО с промежуточным отжигом на структуру и механические свойства стали / Б. Н. Замотаев [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(78) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочность в машиностроении» ; вып. 5). – С. 138–141.

8. Хартман, К. Планирование эксперимента в исследовании технологических процессов / К. Хартман, Э. Лецкий. – М. : Мир. – 535 с.

9. Использование высокого динамического заявления в процессе деформационного старения мартенсита / Л. Е. Ватник [и др.] // Проблемы металловедения и физики металлов: тематический отраслевой сборник. – № 4. – М. : Металлургия, 1977. – С. 52–59.

УДК 621.73.043

В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев

МАЛООТХОДНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРУПНЫХ ШТАМПОВАННЫХ ПОКОВОК ТИПА «ВАЛ С ФЛАНЦЕМ»

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: omd@vstu.ru

В статье описана ресурсосберегающая технология изготовления штампованных поковок детали «вал торсионный» трансмиссии гусеничного трактора в автоматизированной линии, включающей стан поперечно-клиновой прокатки ACK100 и горизонтально-ковочную машину (ГКМ) с $P_{\text{ном}} = 31,5$ MH. Новая техно-

логия обеспечивает высокую производительность, точность и качество поковок, экономию металла.

Ключевые слова: поковка, «вал торсионный», профилирование заготовки, стан поперечно-клиновой прокатки ACK100, горячая штамповка, горизонтально-ковочная машина (ГКМ).

In this paper described recourse-saving technology hot die forming of detail «torsion shaft» transmission of the tracked tractor in automated line, including cross-wedge piece rolling mill (ASK100) and Horizontal Forging Machine(HFG) $P_{\text{HOM}} = 31,5$ MH. New technology ensure high capability, precision of size and quality forgings, saving of metal.

Keywords: forging, «torsion shaft», profiling piece, cross-wedge piece rolling mill ASK100, hot forging, Horizontal Forging Machine(HFG).

В действующем производстве поковка детали «вал торсионный» штампуется на немеханизированной ГКМ с *P*_{ном} = 31,5 МН с пламенным нагревом заготовок в камерной щелевой печи. Среднечасовая производительность штамповки составляет $z_{cp} = 51$ шт./ч.

На рис. 1 показан чертеж обработанной детали, а на рис. 2 – чертеж поковки в действующем производстве. В качестве заготовки используется прокат Ø60 мм из стали 40XH. Штамповка производится за четыре перехода, из которых *три* – наборные и *один* – формовочный.



Рис. 1. Деталь «вал торсионный» (черт. 162.22.110-2) трансмиссии гусеничного трактора



Рис. 2. Поковка детали «вал торсионный» в действующем производстве

Дело в том, что в соответствии с правилом высадки за один рабочий ход ГКМ может быть произведена высадка на любой диаметр, если длина высаживаемой части прутка не превышает $l_{\rm B} \le 2, 5-3d$. На допускаемое отношение $\phi_{\rm A} = (l_{\rm B}:d)$ влияет состояние торца прутка. Длина части заготовки, необходимая для формооб-

разования фланцевой части поковки, составляет \emptyset 60×400,42 мм; при этом отношение $\phi = 400, 42: 60 = 6, 67$, что значительно больше нормативного отношения $\phi_{d} = 2,5-3$ для одно-переходного набора.

Поэтому в действующем производстве поковка штампуется с тремя наборными переходами, что приводит к повышенной трудоемкости и низкой производительности штамповки.

Кроме того, деталь имеет стержень диаметром Ø35,5 мм с утолщением на конце длиной 89 мм и диметром 42 мм. Таким образом, на длине стержня около 180 мм напуск на сторону составляет 12,25 мм, что приводит к значительным потерям металла (около 3 кг на одну поковку).

Предложена новая малоотходная технология изготовления штампованной поковки «вал торсионный», которая предполагает применение исходной заготовки диаметром Ø75 мм, что позволяет уменьшить число наборных переходов до двух и, следовательно, снизить трудоемкость и увеличить производительность штамповки.

Заготовку предполагается предварительно профилировать на стане ACK100 с окончательным оформлением стержневой части поковки с ковочным припуском на сторону 2,1 мм.

Затем полуфабрикат, имеющий температуру не менее 1100 °C, скоростным транспортером передается к ГКМ и штампуется за три перехода со среднечасовой производительностью 120 шт./ч.

На рис. 3 показан чертеж штампованной поковки «вал торсионный», изготовленной по новой технологии, а на рис. 4 – технологическая схема штамповки.



Рис. 3. Чертеж поковки «вал торсионный», изготовленной по предлагаемой ресурсосберегающей технологии

Наиболее эффективна предлагаемая малоотходная технология при создании комплексноавтоматизированной линии, включающей:

– ГКМ с номинальным усилием $P_{\text{ном}} = 31,5$ МН (5 единиц), оснащенные средствами механизации перемещения заготовки по ручьям штампа;

 автоматический стан поперечно-клиновой прокатки ACK100, обеспечивающий предварительное профилирование заготовки под последующую высадку с производительностью 600 штук/ч; стан оснащен автоматизированным бункером-загрузчиком заготовок и имеет встроенный автоматический индукционный нагреватель методического действия; скоростные транспортеры, оснащенные теплоизолирующими экранами для передачи профилированных заготовок от стана ПКП к ГКМ.

Один стан ПКП типа ACK100 обеспечивает работу пяти ГКМ с номинальным усилием $P_{\text{ном}} = 31,5$ МН.

В таблице показана сравнительная характеристика металлоемкости штампованных поковок «вал торсионный» по действующей и предлагаемой технологии. Как следует из таблицы, предлагаемая технология позволяет: уменьшить массу поковки на 3,03 кг, заготовки – на 3,14 кг, норму расхода металла – на 3,14 кг; увеличить коэффициенты использования металла $K_{\rm HM}$ и весовой точности $K_{\rm BT}$ на 24 %.



Рис. 4. Технологическая схема изготовления штампованной поковки «вал торсионный» по предлагаемой технологии:

а – нагрев заготовки: КИН стана ACK100, температура нагрева 1180 ± 25 °С; *б* – профилирование заготовки: стан поперечно-клиновой прокатки ACK100; *в*, *г* – первый и второй наборные переходы: ГКМ, $P_{\text{ном}} = 31,5$ МН; ∂ – окончательный переход – формовка: ГКМ, $P_{\text{ном}} = 31,5$ МН

Название	Марка стали	Масса на 1 деталь, кг					v
и номер детали	и Ø проката, мм	Деталь	Поковка	Заготовка	Норма расхода	л _{им}	
Действующая технология							
Вал торсионный, 162.22.110-2	40XH,∅ 60	5,48	14,95	15,31	15,7	0,35	0,37
		Новая техн	нология				
162.22.110-2	40XH,Ø 75	5,48	11,92	12,11	12,76	0,43	0,46
Результат: (-) экономия			- 3,03	- 3,2	- 3,14		

Сравнительная характеристика металлоемкости штампованных поковок «вал торсионный» по действующей и новой технологии

УДК 66.045.124:620.16

В. Н. Мухин,* И. А. Тришкина,* Ю. П. Трыков,** Е. А. Иваненко,** А. С. Грицкевич** ИССЛЕДОВАНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ И ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛЗУЧЕСТИ МЕТАЛЛА ТРУБ ПЕЧНЫХ ЗМЕЕВИКОВ УСТАНОВОК ТЕРМИЧЕСКОГО КРЕКИНГА

ОАО «ВНИКТИнефтехимоборудование»* Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: info@vniktinho.ru

Исследовано влияние перегревов на длительную прочность и характеристики ползучести металла труб с пониженной твердостью, отличающихся химическим составом и микроструктурой, после длительной эксплуатации.

Ключевые слова: нефтепереработка, трубы из стали 15Х5М, микроструктура, твердость, длительная прочность, кривая ползучести.

Influence of overheats on long-term strings and the characteristic of creep of metal of pipes with the lowered hardness, differing a chemical compound and a microstructure, after long operation was investigated.

Keywords: oil processing, 15Cr5Mo steel pipes, microstructure, hardness, long-term strings, creep curve.

При мониторинге состояния печных змеевиков установок термического крекинга приходится сталкиваться со снижением твердости труб из стали 15Х5М до 120 НВ и ниже, что ставит под сомнение возможность их дальнейшей эксплуатации. В ранее опубликованных работах [1, 2] было показано, что в процессе эксплуатации снижение твердости металла, которое обусловлено режимом тепловой нагрузки, не обеспечивающим термодинамическую стабильность его исходного состояния, может свидетельствовать о деградации структуры и механических свойств. Отмечалось также, что процессы коагуляции, локального разупрочнения и охрупчивания ускоряет пониженное содержание углерода и хрома в стали; ускоренному снижению твердости и предела текучести способствует формирование неравновесной структуры при изготовлении труб.

В настоящей работе исследовался металл двух контрольных вырезок «А» и «Б» из труб печных змеевиков установки термического крекинга, имевших после длительной эксплуатации низкие значения твердости. Металл труб отличался сроками эксплуатации, химическим составом (табл. 1) и микроструктурой (рис. 1).

Таблица 1

	Массовая доля элементов, %								
Состояние металла	С	Si	Mn	Cr	Мо	S	Р		
Металл «А» после 139 тыс. ч эксплуатации	0,08	0,23	0,28	4,52	0,53	0,019	0,013		
Металл «Б» после 78 тыс. ч эксплуатации	0,12	0,43	0,36	4,71	0,49	0,006	0,021		
ГОСТ 20072–74, сталь 15Х5М	≤0,15	≤0,50	≤0,50	4,50-6,00	0,45-0,65	≤0,025	≤0,030		

Химический состав исследованного металла

В металле «А» с низким (в пределах марочного состава) содержанием С и Сг наблюдались микронесплошности (рис. 1, a, δ) на границах раздела ферритной матрицы с неравномерно распределенными карбидами, укрупнившимися до 4,5 мкм, и сульфидными частицами, а металл «Б» (рис. 1, s, c) имел, в основном, удлиненную форму зерен феррита при незначительном количестве равноосных зерен, что свидетельствовало о неполноте превращений при

рекристаллизции. Такая структура соответствовала пониженным (по сравнению с требованиями ГОСТ 550-75) значениям предела текучести: металла «А» – на 23 %, «Б» – на 22 % и минимальному уровню длительной прочности, определяемому действующим нормативным документом РД РТМ 26-02-67-84 «Методика расчета на прочность элементов печей, работающих под давлением» (рис. 3).



Рис. 1. Микроструктура металла после эксплуатации: «А» (*a*, *б*, ×2000) с микронесплошностями по межфазным границам и «Б» (*a*, *c*, ×500), *в* – форма зерен феррита, *г* – распределение карбидной фазы

Целью работы являлось исследование структуры и характеристик жаропрочности металла «А» и «Б» с низкой твердостью, а также характера их изменений под влиянием возможных нерегламентных превышений температур, моделируемых проведением термической обработки в электропечи СНОЛ 1,6.2,5.1/11 по режимам: 1) отжиг при 880 °С в течение 4 ч, охлаждение со скоростью 20 °С/ч; 2) изотермиическая экспозиция при 700 °С в течение 500 ч, охлаждение с печью. После термической обработки проводились испытания: на растяжение (ГОСТ 1497–84, ГОСТ 9651–84), на ударный изгиб (ГОСТ 9454-78), на длительную прочность (ГОСТ 10145–81) при 540 °С с регистрацией кривых ползучести, измерялась твердость НВ (ГОСТ 9012–59), исследовалась микроструктура, фазовый химический состав и осуществлялся фазовый рентгеноструктурный анализ металла.

Результаты исследований показали, что после проведенных термообработок по режимам № 1 и № 2 металла «А» и «Б» пределы текучести не понизились [2], твердость почти не изменилась (табл. 2), пределы прочности и ударная вязкость удовлетворяли требованиям ГОСТ 550–75.Основными типами карбидов являлись стабильные карбиды $Me_{23}C_6$ и Me_7C_3 .

Термообработка по режиму № 1 не устранила наблюдавшихся различий в микроструктуре металла «А» и «Б». Содержание хрома и молибдена в карбидном осадке исследованных труб осталось практически на том же уровне, что после эксплуатации. Почти не изменились пределы длительной прочности (рис. 2), пределы ползучести, соответствующие окончанию II, равномерной стадии ползучести о_{II} (рис. 2), средние значения относительного удлинения после разрушения, деформации, соответствующей переходу к III, ускоренной, стадии ползучести (рис. 4), а также относительного времени окончания различных стадий ползучести (табл. 2).



Рис. 2. Прогнозируемые на 50 тыс. ч пределы длительной прочности при 540 °С (сплошные линии) и пределы ползучести σ_{II} (пунктирные линии) металла «А» и «Б» в состояниях:

I, 4 – после эксплуатации; 2, 5 – после дополнительной термообработки по режиму № *I*; 3, 6 – после дополнительной термообработки по режиму № 2

Структурные изменения в результате термического воздействия по режиму № 2 состояли в более равномерном распределении карбидной фазы в феррите металла «А» при отсутствии коагуляции (рис. 3) и сохранении микроповреждений. Доля перехода Cr в карбиды увеличилась на 7 %, а Мо – на 5 %. Предел длительной прочности при этом понизился на 9 % (рис. 2, 3), предел ползучести σ_{II} – на 16 % (рис. 2), среднее значение относительного удлинения металла после разрушения возросло на 18 %, а деформации, соответствующей окончанию II стадии ползучести, - на 6 % (рис. 4). Увеличилась относительная продолжительность достижения 1 и 2 % деформации ползучести (табл. 2).



Рис. 3. Сравнение экспериментальных и нормативных значений пределов длительной прочности при 540 °C: *I* – «А» после эксплуатации; *2* – «А» после дополнительной термообработки по режиму № 2; *3* – «Б» после эксплуатации; *4* – «Б» после дополнительной термообработки по режиму № 2; *5* – по РД РТМ 26-02-67-84 [3]

Зерна феррита в металле «Б» после термообработки по режиму № 1 не являлись равноосными, как и в состоянии после эксплуатации, а карбиды распределились неравномерно, при этом размер выделившихся карбидов (до 0,5 мкм) оказался меньше, чем в металле после эксплуатации (до 0,75 мкм). Карбидный состав изменился лишь в пределах погрешности эксперимента. В результате не наблюдалось изменения предела длительной прочности и предела ползучести о_п (рис. 2), значительного сокращения или увеличения относительной продолжительности стадий ползучести (табл. 2). Среднее значение относительного удлинения после разрушения уменьшилось на 22 %, а деформации, соответствующей окончанию II стадии ползучести, – на 3 % (рис. 4).

После термообработки по режиму № 2 удлиненная форма зерен феррита и характер распределения карбидов метала «Б» не изменились, но максимальный размер карбидных частиц возрос до 3,5 мкм вместо 0,75 мкм в состоянии после эксплуатации (рис. 3). При этом содержание Сг в карбидах возросло на 6 %, а Мо – на 4 %. Предел длительной прочности на срок 50 тыс. ч эксплуатации уменьшился на 12 % (рис. 2, 3), предел ползучести, соответствующий окончанию II стадии ползучести, – на 14 % (рис. 2). Относительное удлинение после разрушения понизилось на 16 %, а деформация на момент перехода к III стадии ползучести – на 4 % (рис. 4). Соотношение стадий ползучести почти не изменилось (табл. 2).



Рис. 4. Деформация металла на различных стадиях ползучести:

I – окончание I стадии ползучести, II – окончание II стадии ползучести, III – после разрушения; сплошные линии – металл «А», пунктирные линии - металл «Б»; 1, 4 – после эксплуатации; 2, 5 – после дополнительной термообработки по режиму № 1, 3, 6 – после дополнительной термообработки по режиму № 2

Таблица 2

Маркировка металла труб	Состояние металла	твердость НВ	Относительное время		
			достижения деформации		окончания II
			1 % τ 1%/ τ_{κ}	2 % t $_{2\%}$ t $_{\kappa}$	стадии т $_{II}$ / τ_{κ}
«A»	после эксплуатации	116	0,02	0,06	0,70
	термообработка по режиму № 1	112	0,01	0,04	0,60
	термообработка по режиму № 2	112	0,07	0,10	0,70
«Б»	после эксплуатации	121	0,03	0,13	0,60
	термообработка по режиму № 1	121	0,03	0,08	0,60
	термообработка по режиму № 2	127	0,05	0,12	0,50
Трубы печных змеевиков из стали 15Х5М после					
эксплуатации [4]		131–187	0,01–0,16	0,05–0,32	0,50–0,79

Твердость и продолжительность стадий ползучести металла труб из стали 15Х5М

Приведенные в табл. 2 значения относительной продолжительности стадий ползучести, характерные для стали 15Х5М [4], традициионная форма исследованных кривых ползучести с сохранившимися II и III стадиями, достижение величины деформации 1 и 2 % на временном отрезке, не выходящем за пределы II стадии ползучести, высокие значения ресурса пластичности, определяемого относительным удлинением на момент окончания II стадии ползучести, свидетельствовали о сохранении хорошей деформационной способности в условиях длительного высокотемпературного нагружения металла «А» и «Б» с пониженной твердостью как после эксплуатации, так и после термических обработок по режимам № 1 и № 2. Это означает, что металл «А» и «В» в рассмотренных состояниях не исчерпал свой физический ресурс.

В то же время остаточный ресурс, рассчитанный с учетом конструкционной прочности и скорости коррозии по фактическим значениям пределов длительной прочности, был ограничен и составил для металла «А»: после эксплуатации – 3 года (30 тыс. ч), с учетом перегрева по режиму № 2 – 2,6 лет (менее 30 тыс. ч); для металла «Б»: после эксплуатации – 5 лет (50 тыс. ч), с учетом перегрева по режиму № 2-3 года (30 тыс. ч).

Выводы

1. При моделировании перегревов получены структурно-механические состояния стали 15Х5М с пониженной твердостью, соответствующие значениям длительной прочности ниже минимального уровня по НТД [3]. Физический ресурс металла в таких состояниях не исчерпан, а остаточный ресурс работоспособности ограничен конструкционной прочностью труб печных змеевиков и скоростью коррозии.

2. После окончания проектного срока эксплуатации необходимо или осуществить замену на новые труб печного змеевика из стали 15Х5М с твердостью 120 НВ и менее или оценить возможность и реальные сроки их дальнейшей эксплуатации по результатам исследования металла контрольных вырезок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мухин, В. Н. Структурно-механические состояния металла труб печных змеевиков с пониженной твердостью / В. Н. Мухин, И. А. Тришкина, И. Б. Степанищев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(78) / ВолгГТУ. - Волгоград, 2011. - (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 5). - С. 130-134.

2. Мухин, В. Н. Влияние нерегламентных термических воздействий на физико-механические свойства металла нефтеперерабатывающего оборудования / В. Н. Мухин, И. А. Тришкина // Химическая техника : межотраслевой журнал для главных специалистов предприятий. - № 7. -2012. - C. 26-30.

3. РТМ 26-02-67-84. Методика расчета на прочность элементов печей, работающих под давлением. - М. : ВНИИнефтемаш, 1983. – 17 с.

4. Мухин, В. Н. Разработка критериев оценки жаропрочности стали 15Х5М на основе анализа кривых ползучести / В. Н. Мухин, Л. Е. Ватник, И. А. Тришкина, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 3). - С. 62-66.

УДК 621.778.011:669-408.3

В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВОЛОЧЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ УГЛЕРОЛИСТАЯ СТАЛЬ + 12Х18Н10Т С РАЗЛИЧНЫМИ УГЛАМИ РАБОЧЕГО КОНУСА ВОЛОКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

С помощью пакета конечноэлементных программ SIMULIA/ABAQUS исследовано влияние угла рабочего конуса волоки на напряженно-деформированное состояние деформационной зоны биметаллической проволоки с оболочкой из стали 12Х18Н10Т и сердечником из углеродистых сталей. Показано, что для обеспечения стабильности волочения полуугол конусности волоки не должен превышать значений α =7° для биметаллической проволоки с сердечником из стали 10 и α =9° – с сердечником из стали 80.

Ключевые слова: биметаллическая проволока, сердечник, оболочка, волочение, угол конусности волоки, моделирование.

The influence of the working cone angle of a die on a mode of deformation of a deformation zone bimetallic wire was researched with finite element modeling techniques. Bimetallic wire had a shell of steel 12Cr18Ni10Ti and core of carbon steel. Simulation was shown that for the stability of the half-angle of taper drawing dies, must not exceed the values $\alpha = 7^{\circ}$ for bimetallic wire with a core of steel 10 and $\alpha = 9^{\circ}$ – with a core of steel 80. *Keywords*: composite wire, core, shell, drawing, cone angle of a die, simulation.

Биметаллическая проволока с сердечником из углеродистой стали и оболочкой из нержавеющей стали 12X18H10T может применяться для изготовления различных изделий, обладающих высокими служебными свойствами. Различие механических свойств сердечника и оболочки приводит при волочении биметаллической проволоки к изменению распределения напряжений по поперечным сечениям и длине деформационной зоны, что необходимо учитывать при выборе режима деформации и геомет-рии волоки.

Применение волок с оптимальной величиной угла рабочего конуса позволяет повысить стабильность процесса волочения и снизить работу пластического формоизменения заготовки [1], что приводит, при прочих равных условиях, к уменьшению величины потребляемой при волочении электроэнергии [2].

Цель работы – исследование методом моделирования влияния величины угла конусности волоки на распределение продольных и радиальных напряжений в очаге деформации при

волочении биметаллической проволоки углеродистая сталь+сталь 12X18H10T.

Моделирование процесса волочения с использованием пакета конечноэлементных программ SIMULIA/ABAQUS (модуль Abaqus Explicit) осуществляли для биметаллической проволоки с оболочкой из стали 12X18H10T и сердечником из углеродистой стали трех видов: 1 – высокоуглеродистая сталь (сталь 80); 2 – среднеуглеродистая сталь (сталь 45); 3 – низкоуглеродистая сталь (сталь 10). Моделировали маршруты волочения (диаметр, мм):

1. 6,0 – 5.2 – 4,5 – 3,9 – 3,4 (сердечник из сталей 45 или 80);

2. 4,5 – 4,1 – 3,7 – 3,35 – 3,2 (сердечник из стали 10).

Вытяжки по переходам составляли в среднем $\mu = 1, 2-1, 33$.

При моделировании методом конечных элементов (размер ячейки конечноэлементной сетки 0,1 мм) использовали следующие условия: полуугол рабочего конуса абсолютно жест-кой волоки $\alpha = 3$, 8 и 12°; коэффициент трения f = 0,05; противонатяжение и заострение отсутствуют; длина калибрующей зоны $l_K = 0,5d$, где d – диаметр волоки. Скорость перемещения начального деформированного торца проволоки принимали $V_{вол} = 1,0-1,8$ м/с. Разогрев проволоки вследствие выделения теплоты при деформировании не учитывали. Схема волочения приведена на рис. 1.

плакирования принимали равной 25 %. Прочность соединения слоев соответствовала прочности наименее прочного из элементов моделируемой биметаллической проволоки. Для сокращения машинного времени, затрачиваемого на моделирование, использовали осесимметричную схему (режим Axisymmetric), учитывающую деформации радиального сечения проволоки при отсутствии смещения оси в поперечном направлении.

При анализе результатов моделирования напряженного состояния деформационной зоны биметалла привлекали условие пластичности при волочении, выражаемое в виде $\sigma_l + \sigma_r = S_T$, показывающее, что каждое в отдельности продольное σ_l , радиальное σ_r (и равное ему окружное σ_{θ}) напряжения не могут превышать величины сопротивления деформации S_T . При волочении монометаллической проволоки в деформационной зоне зафиксирован в общем случае рост продольных и уменьшение радиальных напряжений в направлении от периферии к оси и по длине от входа к выходу [1].

Значения сопротивления деформации углеродистых сталей и стали 12Х18Н10Т при различных степенях деформации определяли из данных, приведенных в работах [3–5]. На рис. 2 приведены кривые зависимости сопротивления деформации компонентов исследованных биметаллов от величины вытяжки.



1 – рабочий конус; 2 – калибрующая зона; 3 – оболочка из нержавеющей стали 12Х18Н10Т; 4 – сердечник из углеродистой стали

Для описания реологии материалов слоев при холодном волочении использовали упругопластическую модель с изменением сопротивления деформации $S_{\rm T}$ в зависимости от степени деформации. Последовательное прохождение проволоки через волоки позволяло учитывать деформацию и упрочнение на предшествующих стадиях волочения. Объемное содержание оболочки оценивали относительной величиной – долей плакирования $F_{\rm o}$ /($F_{\rm o}$ + $F_{\rm c}$), где $F_{\rm o}$ и $F_{\rm c}$ – площади поперечного сечения оболочки из стали 12Х18Н10Т и сердечника из углеродистой стали, соответственно. Долю



Рис. 2. Зависимость сопротивления деформации S_T от величины вытяжки µ при волочении сталей: *I* – сталь 80; *2* – сталь 45; *3* – сталь 10; *4* – 12X18H10T

Изменение материала сердечника (рис. 2) приводит к изменению соотношения пределов текучести компонентов в биметаллической проволоке, что отражается на характере распределения напряжений в очаге деформации при волочении биметаллической проволоки. Показано [6], что при волочении биметалла сталь 80+12X18H10T оболочка стремится получить
большую вытяжку, по сравнению с сердечником, поэтому в сердечнике появляются дополнительные напряжения растяжения. При волочении биметалла сталь 10+12X18H10T большую вытяжку стремится получить более мягкий сердечник, чему препятствует оболочка, в результате в сердечнике за счет появления дополнительных напряжений сжатия в осевом направлении происходит снижение продольных напряжений. Варьирование угла конусности рабочего канала волоки приводило к изменению напряженного состояния очага деформации образцов биметаллической проволоки.

На рис. 3 показана зависимость напряженного состояния биметаллических образцов от угла рабочего конуса волоки при моделировании одного из переходов маршрутов волочения биметаллической проволоки к моменту накопления общей деформации $\mu_{\Sigma} = 1,79$ ($q_{\Sigma} = 44$ %). Анализ напряженного состояния проводили для средней части очага деформации при установившемся процессе волочения. Из рис. 3 следует, что с ростом значения α в сердечнике исследованных биметаллических образцов возникает напряженное состояние, превышающее предельное (условие $\sigma_l / S_T = 1$). Для оболочки из стали 12X18H10T предельное напряженное состояние при принятых значениях α не достигается. Критическая величина α_{max} для сердечника биметаллической проволоки сталь 80+12X18H10T и сталь 10+12X18H10T составляет 9° и 7°, соответственно. При превышении указанных значений α_{max} процесс волочения биметаллической проволоки идет нестабильно. Полученные значения согласуются с рекомендуемыми для волочения монометаллической проволоки ($\alpha = 6-8,5^{\circ}$) [7].



Рис. 3. Зависимость характера напряженного состояния на периферии (сплошные линии) и на оси (прерывистые линии) от величины полуугла конусности волоки α для биметаллических образцов с сердечником:

1 – сталь 80; *2* – сталь 45; *3* – сталь 10

На рис. 4 показано распределение продольных напряжений σ_1 и искажение координатной сетки в пределах рабочей и калибрующей зон волоки и деформированного начального участка биметаллической проволоки сталь 80+12Х18Н10Т при моделировании второго перехода (первый маршрут волочения). Как видно из рис. 4, а, искривление поперечных линий координатной сетки усиливается к выходу из волоки. При этом участки координатной сетки, примыкающие к профилю волоки, значительно отстают от осевых участков. Продольные растягивающие напряжения достигают максимальной величины в центральной осевой части очага деформации и на периферии проволоки, контактирующей с калибрующей зоной волоки.



Рис. 4. Напряженно-деформированное состояние металла в пределах рабочей и калибрующей зон волоки (*a*) и в деформированном начальном участке (*б*) биметаллической проволоки сталь 80+12X18H10T (вытяжка $\mu_{\Sigma} = 1,79, \alpha = 12^{\circ}$)



Рис. 5. Изменение продольных напряжений σ_l на периферии (кривая *l*) и оси (кривая *2*) по длине очага деформации биметаллической проволоки сталь 80+12X18H10T (вытяжка $\mu_{\Sigma} = 1,79, \alpha = 12^{\circ}$)

Значение σ_l на оси проволоки превышает 1500 МПа (рис. 5, кривая 2). В деформированном начальном участке проволоки в сердечнике возникают неравномерно распределенные зоны концентрации напряжений, ответственные за нарушение целостности металла, что подтверждается экстремальным искажением линий координатной сетки (рис. 4, δ). Увеличение угла конусности волоки при волочении биметаллической проволоки сталь 10+12X18H10T также приводит к нестабильности процесса волочения, выражающейся в сильном искажении линий координатной сетки и вытянутой конусообразной форме протянутого начального участка проволоки после второго перехода маршрута волочения (μ_{Σ} = 1,48) (рис. 6, *a*).



Рис. 6. Эквивалентные напряжения и координатная сетка биметаллических образцов сталь 10+12X18H10T (*a*) и сталь 45+12X18H10T (*б*) при α=12°

Однако при последующих переходах положение линий координатной сетки практически не изменялось, что позволило для указанного биметалла смоделировать весь принятый марш-рут волочения. Для биметалла сталь 45+12X18H10T смоделировать процесс волочения с углом $\alpha = 12^{\circ}$ не удалось: уже на втором переходе ($\mu_{\Sigma} = 1,79$) после выхода образца из рабочей конусной зоны происходит экстремальное искажение координатной сетки, превышающее допустимые программой значения (рис. 6, δ).

Выводы

1. Показано, что увеличение угла конусности волоки приводит при волочении к превышению предельного напряженного состояния сердечника биметаллических образцов, выражающемуся в нарушении условия $\sigma_l/S_T = 1$ и возникновению зон концентрации напряжений. Наиболее существенно это проявляется для биметаллической проволоки сталь 10+12X18H10T, имеющей менее прочный по сравнению с оболочкой сердечник.

2. Неравномерность напряжений, возникающая на выходе из рабочей зоны и в деформированном начальном участке проволоки, приводит к нарушению стабильности деформированного состояния, выражающемуся в резком искажении и разрушении ячеек координатной сетки, а также утонению протянутого конца проволоки.

 Для обеспечения стабильности волочения биметалла углеродистая сталь+12Х18Н10Т полуугол конусности волоки не должен превышать 7° для биметаллической проволоки с сердечником из стали 10 и 9° – с сердечником из стали 80.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Перлин, И. Л.* Теория волочения / И. Л. Перлин, М. З. Ерманок. – М. : Металлургия, 1971. – 448 с.

2. Гурьянов, Г. Н. Резервы экономии электроэнергии при холодном волочении стальной проволоки / Г. Н. Гурьянов // Сталь. – 2009. – № 12. – С. 53–54.

3. *Трыков, Ю. П.* Прогнозирование прочностных характеристик биметаллической коррозионностойкой проволоки / Ю. П. Трыков, В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, А. С. Сергиенко // Прокатное производство. – 2009. – № 9. – С. 29–33.

4. Даненко, В. Ф. Влияние волочения на свойства биметаллической проволоки углеродистая сталь + 12X18H10T / В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, С. А. Булаева // Сталь. – 2011. – № 5. – С. 53–57.

5. Целиков, А. И. Основы теории прокатки / А. И. Целиков. – М. : Металлургия, 1965. – 248 с.

 Даненко, В. Ф. Моделирование процесса волочения биметаллической проволоки углеродистая сталь+12X18H10T / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков [и др.] // Черные металлы. – 2013. – № 10. – С. 43–47.

7. *Гурьянов, Г. Н.* Определение оптимальных углов рабочего конуса волоки при волочении проволоки / Г. Н. Гурьянов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – № 9. – Т. 74. – С. 61–63.

Часть IV =

ВОПРОСЫ СВАРКИ И ЛИТЬЯ

УДК 621.791

П. П. Красиков, О. А. Полесский, А. В. Савинов, И. Е. Лапин, В. И. Лысак ОСОБЕННОСТИ ГОРЕНИЯ ДУГИ ПРИ СВАРКЕ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ С ПРОРЕЗЬЮ НА РАБОЧЕМ УЧАСТКЕ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

Показано влияние скорости сварки, силы тока и длины дуги на форму сварного шва при использовании электрода новой конструкции. Установлено, что различная ориентация прорези относительно направления сварки существенным образом влияет на форму и размеры шва.

Ключевые слова: сварка неплавящимся электродом, сварной шов, геометрия электрода.

It is shown the influence of speed welding, current and arc length on shape of the weld when using a new shape of electrode. Found that the different orientation of the slot relative to the direction of welding essentially influences on the shape and size of the joint.

Keywords: non-consumable electrode welding, weld, shape of the non-consumable electrode.

В балансе сил, действующих на сварочную ванну, силовое (газодинамическое) воздействие дугового разряда играет важную роль, следовательно, его изучение и понимание способов его регулирования, представляют значительный интерес [1]. Для расчета (выбора) режима сварки, а также оценки эффективности воздействия дуги на металл необходимо знать влияние его параметров на глубину и форму проплавления. Основными параметрами режима при сварке неплавящимся электродом, оказывающими определяющее влияние на проплавление основного металла, являются сила тока, напряжение (длина дуги) и скорость сварки.

Наиболее значимыми параметрами сварных соединений являются глубина $H_{\rm np}$, ширина B и коэффициент формы проплавления $\psi = B/H_{\rm np}$ [2, 3]. Известно, что параметры проплавления (прежде всего глубина $H_{\rm np}$) в основном определяются величиной тока дуги и скоростью ее перемещения (скоростью сварки).

Изучению зависимости проплавляющей способности дуги от параметров заточки рабочего участка неплавящегося электрода посвящен ряд работ [4–6]. Мнения различных исследователей в оценке этого влияния значительно расходятся. Так, по одним данным [7], при сварке в аргоне с ростом угла заточки неплавящегося катода глубина проплавления увеличивается при токах дуги свыше 150 A, в то время как по другим [4,8] – эта зависимость имеет обратный характер при $\alpha > 34^{\circ}$.

Величина притупления заточенного на конус электрода также влияет на глубину проплавления. По данным различных авторов [4, 7], увеличение притупления приводит к заметному уменьшению H_{np} , а максимальная глубина наблюдается при заточке катода на «иглу» в широком диапазоне токов.

Таким образом, размер и форма швов во многом определяются изменением формы столба дуги, а следовательно, изменением количества тепла, поступающего в металл, зависящего в свою очередь, от конструкции неплавящегося электрода. Этим продиктовано стремление к его постоянному совершенствованию и созданию новых электродных материалов. Цилиндрическая форма рабочего участка полностью решает проблему, связанную с влиянием угла заточки и величины притупления на глубину и форму проплавления.

В отличие от использования сварочных дуг с известными конструкциями неплавящихся электродов, являющимися круговыми источниками тепла, существенно повлиять на форму проплавления при сварке может электрод новой разработанной конструкции [патент РФ 88308]. Так, например, используя один и тот же электрод, изменяя лишь его положение в цанге сварочной горелки, можно получить различную форму проплавления (рис. 1). При ориентации прорези вдоль направления сварки сварочная ванна относительно узкая и удлиненная (рис. 1, *a*), форма шва (рис. 2, *a*) схожа с полу-



а

чаемой при использовании стандартного электрода. Совершенно иная картина наблюдается при положении прорези поперек направления сварки: на одинаковых режимах, ширина шва увеличилась на 40...45 % (рис. 2, б), а глубина проплавления уменьшилась ~ в 3 раза.



Рис. 1. Форма сварочной ванны при различном положении прорези относительно направления сварки: a – прорезь вдоль; δ – прорезь поперек; электрод ЭВЛ-20, \emptyset = 4 мм, ширина прорези (S) = 1 мм, I_n = 500A, I_n = 3 мм, V_{cn} = 20 м/ч

Безусловно, этот эффект наиболее выражен при сварке металла толщиной, близкой к полному проплавлению. При глубине проплавления ≤ 1/3 толщины основного металла, а также скорости ≥ 30 м/ч разница в размерах шва, полученных от различно ориентированных прорезей, уменьшается.





б

Рис. 2. Форма проплавления при различном положении прорези относительно направления сварки: *a* – прорезь вдоль; δ – прорезь поперек; электрод ЭВЛ-20, \emptyset = 4 мм, ширина прорези (*S*) = 1 мм, I_a = 500 A, I_a = 3 мм, V_{cs} = 20 м/ч

Причиной возникновения данного эффекта является различное распределение давления дуги и удельного теплового потока в перпендикулярных диаметральных плоскостях (рис. 3). В результате того, что распределение давления при расположении прорези поперек направления сварки (рис. 3, кривая *1*) является более пологим и действует на большую площадь основного металла, ширина сварочной ванны увеличивается.

Форма проплавления при использовании электрода с прорезью на рабочем участке, ориентированной как вдоль, так и поперек направления сварки, практически не изменяется во всем диапазоне токов.



Рис. 3. Распределение давления на поверхность сварочной ванны при различном положении прорези относительно направления сварки:

I – прорезь поперек; 2 – прорезь вдоль; электрод ЭВЛ-20, \emptyset = 4 мм, ширина прорези (*S*) = 1 мм, $I_{\rm A}$ = 500 A, $I_{\rm A}$ = 3 мм

Как видно из рис. 4, с ростом силы тока, глубина проплавления увеличивается практически линейно, ширина шва также возрастает, однако при больших значениях силы тока остается практически неизменной. Это объясняется увеличением силового воздействия дуги и заглубления ее в основной металл.



Рис. 4. Влияние силы тока дуги и скорости сварки на ширину (*e*) и глубину (*h*) проплавления: электрод с прорезью вдоль, ЭВЛ-20, $\emptyset = 4$ мм, ширина прорези (*S*) = 1 мм, $l_{\rm q} = 4$ мм: $l, 2 - e; 3, 4 - h; l, 3 - V_{\rm cs} = 15$ м/ч; $2, 4 - V_{\rm cs} = 25$ м/ч

Длина дуги (напряжение) на высоких значениях силы тока практически не влияет на глубину проплавления. Этот факт хорошо известен [2, 3], однако некоторое повышение всетаки наблюдается при увеличении длины дуги с 2 до 4 мм, (рис. 5, кривые 3, 4) что, по-видимому, связано с ростом общей мощности дуги и увеличением силового воздействия.

Скорость сварки оказывает существенное влияние на глубину проплавления (рис. 4, кривые 2, 4). С ростом скорости сварки глубина проплавления быстро уменьшается, что обусловлено снижением величины погонной энергии, вводимой в металл.

Влияние ширины прорези на размеры шва показано на рис. 6. Максимальная глубина про-



Рис. 5. Влияние длины дуги и скорости сварки на ширину (е) и глубину (h) проплавления: электрод с прорезью вдоль, ЭВЛ-20, Ø = 4 мм, ширина прорези (S) = 1 мм, I_д = 600 A: 1, 2 - e; 3, 4 - h; 1, 3 - V_{св} = 15 м/ч, 2, 4 - V_{св} = 25 м/ч

плавления при расположении прорези по направлению сварки достигается при ширине прорези 1 ... 1,2 мм (рис. 6, кривая 3). Меньшее значение S, по-видимому, не обеспечивает требуемой плотности тока на рабочем участке и достаточной стабилизации дуги в прорези, в результате катодное пятно блуждает по торцевым поверхностям. При значении S > 1,2 мм силовое воздействие дугового разряда на металл сварочной ванны уменьшается, что приводит к снижению глубины проплавления и увеличению ширины шва.

Увеличение значения S при сварке с расположением прорези поперек направления сварки приводит к повышению ширины шва (рис. 6, кривая I) и уменьшению глубины проплавления. Таким образом, более широкая прорезь позволяет добиться снижения и более равномерного распределения давления дуги на поверхность сварочной ванны и, как следствие, минимизации проплавления при максимальной ширине шва.

Влияние высоты прорези на технологические свойства дуги заключаются в обеспечении достаточной площади для катодных пятен. При малом значении высоты прорези и большом значении силы тока размеры катодного пятна могут превысить площадь, образованную внутренними гранями, в этом случае наблюдается хаотичное блуждание катодного пятна по всей поверхности рабочего участка электрода и нестабильное горение дуги. Увеличение высоты прорези не приводит к изменениям технологических характеристик дуги.



Рис. 6. Влияние ширины прорези (S) на геометрические размеры шва:

I – ширина шва «е» (прорезь поперек); 2 – ширина шва «е» (прорезь вдоль); 3 – глубина проплавления «h» (прорезь вдоль); 4 – глубина проплавления «h» (прорезь поперек); электрод ЭВЛ-20, $\emptyset = 4$ мм, $I_{a} = 450$ А, $I_{a} = 2$ мм

Выводы

1. При различной ориентации прорези относительно направления сварки глубина и ширина шва резко изменяются, это обусловливается эллиптическим распределением термосилового воздействия дуги в перпендикулярных диаметральных плоскостях, что, в свою очередь, позволяет в значительной мере расширить технологические характеристики процесса сварки.

 Различная ширина и глубина прорези приводят к изменению геометрических параметров шва вследствие изменения характера распределения термосилового воздействия дуги на сварочную ванну.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ерохин, А. А. Определение величины силового воздействия дуги на расплавляемый металл / А. А. Ерохин // Автоматическая сварка. – 1971. – № 11. – С. 62–64.

2. *Ерохин, А. А.* Основы сварки плавлением / А. А. Ерохин. – М. : Машиностроение. – 1973. – 448 с. 3. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б. Е. Патона. – М. : Машиностроение. – 1974. – 768 с.

4. Суздалев, И. В. Влияние параметров режима сварки на форму и размеры кратера сварочной ванны и толщину жидкой прослойки под дугой / И. В. Суздалев, Б. М. Березовский, В. К. Прохоров // Сварочное производство. – 1988. – № 8. – С. 35–36.

5. Key, J. F. Anode/Cathode geometry and Shielding gas interrelationships in GTAW / J. F. Key // The Welding Journal. – 1980. – № 12. – Р. 364–370.

6. Ludwig, H. C. Current density and anode spot size in the gas tungsten arc / H. C. Ludwig // The Welding Journal. $-1968. - N_{\odot} 5. - P. 234-240.$

7. Savage, W. F. The Effect of Electrode Geometry in Gas Tungsten-Arc Welding/ W. F. Savage, S. S. Strunck, Y. Ishikawa // The Welding Journal. – 1965. – № 11. – P. 489–496.

8. Ерохин, А. А. Влияние геометрии вольфрамового катода на некоторые характеристики сварочной дуги и проплавление металла / А. А. Ерохин, В. А. Букаров, Ю. С. Ищенко // Сварочное производство. – 1971. – № 12. – С. 17–19.

УДК 621.791.92:620.3

Г. Н. Соколов, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, В. Б. Литвиненко-Арьков, Ю. Н. Дубцов, С. С. Сычева МОДИФИЦИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦАМИ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ ТЕРМО- И ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВЛЕННЫХ СПЛАВОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Исследована структура композиционных никелевых микрогранул, содержащих наночастицы карбонитрида TiCN. Показано влияние тугоплавких наночастиц на структуру и свойства термо- и износостойких типов наплавленного металла на основе железа, наплавленных аргонодуговым и элекрошлаковым способами.

Ключевые слова: наночастицы, карбонитрид титана, наплавленный металл, кристаллизация, структура, модифицирование, деформация, износостойкость.

The structure of composite nickel microbeads containing nanoparticles carbonitride TiCN is investigated. The effect of refractory nanoparticles on the structure and properties of heat-and wear-resistant type of weld metal on the basis of iron, argon-arc weld and elekroshlakovym ways is shown.

Keywords: nanoparticles, titanium carbonitride, tungsten monocarbide, weld metal, crystallization, structure, modification, deformation, wear resistance.

Введение

Известно, что модифицирование наночастиц тугоплавких химических соединений (НТХС) наплавленного металла и сварных швов НТХС способствует повышению их технологических и эксплуатационных свойств. Показана эффективность модифицирования сварных швов жаропрочных [1] и углеродистых сплавов [2] при введении НТХС в сварочную ванну в процессе лазерной сварки, электронно-лучевой наплавки жаростойкими никелевыми сплавами [3], электрошлаковой наплавки износостойкими и термостойкими сплавами [4, 5]. Однако теоретические и технологические основы наноструктурирования наплавленного металла и сварных швов еще не созданы. Для этого требуется выявить функциональные взаимосвязи между формирующимися в реакционной зоне сварки высокотемпературными турбулентными течениями ионизированного газа, металлического и шлакового расплавов и контролируемым дозированием в сварочную ванну материалов, содержащих HTXC. Не менее важной научнотехнической задачей является экспериментальное подтверждение известной гипотезы о влиянии наночастиц на физико-химические процессы кристаллизации, модифицирования и упрочнения сплавов. Формирование системы таких знаний даст возможность целенаправленно управлять свойствами сварных соединений, а также интенсифицировать разработку про-

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 13-08-01282a и 12-08-33103 мол_а_вед

мышленных технологий производства наиболее востребованных сварочных материалов (покрытых электродов, порошковых, композиционных проволок и флюсов), что подтверждает актуальность настоящего исследования.

Цель работы заключается в улучшении свойств наплавленного металла на основе раскрытия влияния НТХС, введенных в сварочные материалы, на формирование его структуры.

Материалы и методы исследований

В качестве нанодисперсных компонентов, которые вводили в составы наполнителей порошковых проволок (ПП), использовали порошок карбонитрида титана TiCN (рис. 1, *a*), состоящий из частиц с размерами 80–500 нм [6, 7]. Материалом, транспортирующим HTXC, служил порошок никеля ПНЭ-1 (99,9 % Ni) с размером частиц до 60 мкм, в которые при совместной обработке в планетарной мельнице внедряли НТХС и получали композиционные никелевые гранулы (КНГ). Массовая доля наночастиц ТіСN в КНГ (рис. 1, б) составляла 30 %.

Изготавливали ПП диаметром 3 мм с оболочками из стали Св - 08КП. Содержание нанопорошка НТХС в проволоках варьировали в диапазоне 0,1–0,6 масс. %. Эти материалы обеспечивали при электрошлаковой наплавке и аргонодуговой сварке следующие типы наплавленного металла на основе железа: термически стойкий азотосодержащий – 15Х15Н4АМ3 и стойкий к абразивному изнашиванию композиционный металлокерамический – 200Х10Н4 + 25 масс % микрочастиц TiB₂.



Рис. 1. Сечение гранул никеля с внедренными в них наночастицами TiCN (*a*) и результаты анализа химического состава их поверхностного слоя (*б*); Pt – нанесенный ионным пучком слой платины

Структуру, микроморфологию и элементный состав наплавленного металла изучали методами оптической (микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT) и электронной микроскопии (растровые электронные микроскопы Versa 3D, Quanta 3D FEG). Микрорентгеноспектральный анализ металла и нанокомпонентов проводили с использованием энергодисперсионных спектрометров: кремний-дрейфового рентгеновского детектора INCA X-Max (Oxford Instruments) и кремнийлитиевого – Genesis (EDAX Trident XM 4).

Оценку сопротивления наплавленного металла деформированию производили при температурах от 20 до 1250°С склерометрическими испытаниями образцов по методике [8].

Испытания экспериментальных сплавов на стойкость к образованию трещин термической усталости выполняли по разработанной методике, заключающейся в нагреве образцов с размером 20×20×8 мм до температуры 900 °C и 1200 °C в течение 50 с и последующем их охлаждении проточной водой до температуры 50 °С. Критерием стойкости наплавленного металла к термической усталости служило количество циклов теплосмен нагрев-охлаждение до появления видимых при четырехкратном оптическом увеличении трещин на поверхности сплава. Стойкость наплавленного металла к изнашиванию закрепленным абразивом оценивали по потере массы испытуемых образцов и эталона (сталь 45 в отожженном состоянии).

Результаты и их обсуждение

Экспериментально установлено, что в аустенитно-мартенситной структуре сплава 15Х15Н4АМ3, полученного аргонодуговой наплавкой с использованием ПШ, в наполнитель которой введены наночастицы TiCN, многократно возросли количество и однородность распределения интерметаллических соединений, имеющих сферическую форму и размер в диапазоне от 0,5 до 1,5 мкм (рис. 2). Эти выделения расположены преимущественно в центральном объеме каждого зерна металла и окружены диффузионной зоной, в которой элементный состав изменяется от максимального до среднего его значения в матрице сплава. Средний размер зерна в металле уменьшился в 2,5 раза по сравнению с исходной структурой, а его высокотемпературные свойства повысились (рис. 3). Эффект улучшения его свойств можно объяснить формированием композиционной структуры, главным элементом которой следует считать сферические микровыделения. При исследовании выполненных ионным лучом их диаметральных сечений выявлены многочисленные группировки наночастиц с размерами от 5 до 50 нм, расстояние между которыми изменяется в диапазоне 20–150 нм. Учитывая размеры сфер, можно полагать, что количество наночастиц в них может составлять от нескольких сотен до нескольких тысяч. Энергодисперсионный анализ группы наночастиц показал, что в них содержится сера.



Рис. 2. Структура металла, модифицированного наночастицами TiCN (*a*), вид частицы в центре зерна (δ), ее поперечное сечение (*в*) и химический состав (масс. %) (*г*)

Эти результаты, согласующиеся с данными [9], можно объяснить действием гидродинамических течений в металлических расплавах капель и сварочной ванны, способствующих интенсивному перемешиванию и увеличению изотермической выдержки в них наночастиц TiCN. В таких условиях карбонитриды частично диссоциируют, легируя расплав продуктами распада. Сера под влиянием поверхностноадсорбционных сил в результате гетерофазного взаимодействия адсорбируется на поверхности оставшихся наночастиц, а затем с некоторым их количеством удаляется из расплава. При уменьшении интенсивности перемещения и переохлаждения металлического расплава вблизи фронта кристаллизации группировки наноразмерных формирований TiCN-S могут служить гетерогенными центрами кристаллизации. Диффузионная миграция в такие центры атомов наиболее тугоплавких химических элементов (молибдена, хрома, железа и никеля) обусловливает формирование в металле сферических выделений, вокруг которых формируются зерна.





1 – 09Х14Н4АМ3Т+0,3TiCN₁₄₁₀; 2 – базовые составы без нанопорошков; 3 –DN-S WA ltd. (03Х13Н5К2АМВФСГ); N – количество циклов до появления первой трещины

Исследованием влияния наночастиц карбонитрида TiCN на структуру и свойства наплавленного ЭШН абразивностойкого сплава системы Fe-Cr-Ni-Ti-C-B, армированного микрочастицами диборида титана, установлено, что модифицирование оказывает существенное влияние на кристаллизационные процессы в сварочной ванне. Оно обусловливает изменение морфологии, размеров и состава упрочняющих фаз, инициирует выделение большого количества мелкодисперсных (0,8...6 мкм) соединений титана (TiCN, TiC и TiN), равномерно заполняющих весь объем матрицы сплава и упрочняющих ее (рис. 4, *a*). При этом уменьшается объемная доля, размеры и микротвердость (в среднем с 22 до 17 МПа) крупных железохромистых боридов, карбидов и карбоборидов, а объем эвтектической составляющей сплава увеличивается. Трансформация микроструктуры практически не отражается на твердости сплава (она возрастает с 51 до 53 HRC), но вместе с тем двукратно (с 6 до 12,6) повышается его относительная износостойкость по сравнению с немодифицированным металлом. Это почти в 5 раз превышает соответствующий показатель одного из лучших промышленных сплавов, наплавленного стандартной проволокой АН-170М (тип металла 150X15P3T2) [4].



Рис. 4. Микроструктуры (*a*, *б*) абразивностойкого сплава системы Fe-Cr-Ni-Ti-C-B, модифицированного наночастицами TiCN в количестве 0,6 масс. % и химический состав (*в*) в областях А, Б, В

Так как температура плавления нанокристаллических частиц TiCN размером от 80 до 500 нм понижена [10], то в перегретом металлическом расплаве капель, формирующихся на торце порошковой проволоки, наночастицы TiCN частично диссоциируют, что приводит к высвобождению азота и титана. Это подтверждается появлением в эвтектической составляющей закристаллизовавшегося металла капель нитридов титана TiN с размерами 1...2 мкм. Небольшое количество нитридов TiN кубической формы с размерами 3...6 мкм содержится и в наплавленном металле. Коагуляция и коалесценция наночастиц TiCN также приводит к образованию колоний укрупненных до 1...3 мкм выделений TiCN неправильной формы. Оставшиеся в сварочной ванне наночастицы, а также кластеры карбонитрида TiCN могут служить центрами кристаллизации для карбидов, нитридов и карбонитридов титана, выделяющихся из расплава. Активное формирование и рост новой фазы на упорядоченных структурах термодинамически стабильных наночастиц TiCN объясняется изоморфностью кристаллических решеток указанных химических соединений. Вместе с тем близость химического состава и кристаллического строения соединений титана затрудняет обнаружение и идентификацию

наночастиц TiCN как центров кристаллизации. Однако методами растровой электронной микроскопии выявлено, что в сечении частиц карбида TiC находятся включения размером от 70 до 250 нм, в которых повышено содержание кальция (рис. 4, б, в). Сопоставляя термодинамические свойства соединений кальция и результаты энергодисперсионного анализа, можно предположить, что данные включения являются оксидами CaO либо CaTiO₃. Вероятно, ионы кальция и кислорода, являющиеся поверхностно-активными элементами шлаковой системы флюса АНФ-6, с использованием которого производилась ЭШН экспериментального сплава, адсорбируются на поверхности наночастиц TiCN, находящихся в металлическом расплаве. При последующем его охлаждении образуются комплексы TiCN-CaO (либо TiCN-CaTiO₃), на которых кристаллизуются карбиды ТіС. Сера в области расположения наноразмерных частиц не обнаружена, что можно объяснить активной десульфурацией металлов капель и сварочной ванны в процессе ЭШН.

Вывод

Наночастицы TiCN в железном расплаве сварочной ванны способны формироваться в кластеры, в которые могут диффундировать поверхностно активные сера, кислород, кальций и адсорбироваться на поверхности наночастиц. В процессе кристаллизации металла в такие кластеры могут мигрировать элементы с повышенной температурой плавления (молибден, хром), что влияет на гетерогенизацию расплава по химическому составу и способствует созданию концентрационного переохлаждения в образованных сферических центрах, вокруг которых формируются зерна модифицированного металла, обладающего повышенными технологическими свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Еремин, Е. Н. Применение наночастиц тугоплавких соединений для повышения качества сварных соединений из жаропрочных сплавов / Е. Н. Еремин // Омский научный вестник. – 2009. – № 3. – С. 63–67.

2. О применении нанодисперсных порошков тугоплавких соединений в процессе лазерной сварки углеродистых сталей / Е. Д. Головин. А. А. Батаев, А. Н. Черепанов, Л. К. Болотова // Российские нанотехнологии. – 2009. – Т. 2. – № 3–4. – С. 35–57.

3. Модификация структуры порошковых покрытий на никелевой и хромоникелевой основах введением наночастиц диборида титана при электронно-лучевой наплавке / И. В. Степанова, С. В. Панин. В. Г. Дураков, М. А. Корчагин // Известия высших учебных заведений. Серия «Порошковая металлургия и функциональные покрытия». – 2011. – № 1. – С. 68–74. 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. Исследование структуры и свойств наплавленного алюминида никеля Ni₃Al, легированного нанодисперсными карбидами вольфрама / И. В. Зорин, Ю. Н. Дубцов, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, А. В. Самохин, Н. В. Алексеев, Ю. В. Цветков // Перспективные материалы. – 2012. – № 2. – С. 21–27.

6. 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.

7. *Цветков, Ю. В.* Термическая плазма в нанотехнологиях / Ю. В. Цветков // Наука в России. – 2006. – № 2. – С. 4–9.

8. Соколов, Г. Н. Диагностика износостойкости наплавленного металла методом склерометрии / Г. Н. Соколов, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, В. И. Лысак, В. Б. Литвиненко-Арьков // Сварка и диагностика. – 2012. – № 2. – С. 34–39.

9. Анучкин, С. Н. Исследование взаимодействия наноразмерных частиц тугоплавких соединений с поверхностно-активным веществом в расплаве никеля. І. Гетерофазное взаимодействие / С. Н. Анучкин, В. Т. Бурцев, А. В. Самохин // Металлы. – 2010. – № 6. – С. 30–37.

10. *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.

УДК 669.716:621.785

Л. М. Гуревич^{*}, Л. В. Рагозин^{**}, А. Н. Богомолов^{**}, В. В. Плотников^{**}, А. Н. Жоров^{**}, О. С. Киселев^{*}

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРОИЗВОДСТВА ФИЛИАЛА «ВГАЗ-СУАЛ» ПРИ ГОМОГЕНИЗАЦИОННОМ ОТЖИГЕ

* Волгоградский государственный технический университет

** ОАО «СУАЛ» филиал «ВгАЗ-СУАЛ»

e-mail: mv@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования микроструктуры цилиндрических слитков деформируемых алюминиевых сплавов EN AW-6060, 6060T и 6063 производства филиала «ВгАЗ-СУАЛ» после гомогенизационного нагрева различной продолжительности.

Ключевые слова: цилиндрические слитки, непрерывная разливка, гомогенизирующий отжиг, деформируемые алюминиевые сплавы, интерметаллиды

The results of the study of the microstructure cylindrical ingot of deformable aluminum alloys EN AW-6060, 6060T and 6063 production branch "VgAZ-SUAL" after homogenization heat of varying lengths are presented.

Keywords: cylindrical ingot, continuous casting, homogenizing annealing, wrought aluminum alloy, intermetallic.

Из деформируемых алюминиевых сплавов на основе системы Al-Mg-Si (авиалей) производится более 90 % прессованных профилей благодаря хорошей коррозионной стойкости, красивому внешнему виду после цветного анодирования, высокой пластичности, возможности прессования со скоростью истечения до 50– 70 м/мин [1]. В России типичными представителями авиалей являются сплавы АДЗ1, АДЗ3, АД35 ГОСТ 4784–97, а в ЕЭС – сплавы EN AW-6060, EN AW-6063.

Суммарное содержание легирующих компонентов в авиалях меньше, чем в дуралюминии и обычно колеблется в пределах от 1 до 2 %. Как следует из диаграммы состояния Al–Mg–Si [2], магний и кремний характеризуются низкой переменной растворимостью в твердом алюминии при температурах менее 200 °C, в связи с чем сплавы при комнатной температуре имеют в равновесных условиях гетерогенную структуру с избыточными включениями Mg_2Si . Наличие в сплавах до 0,3 % мас. неизбежной примеси железа, практически не растворимой в алюминии, приводит к образованию ряда избыточных фаз различной морфологии, наиболее важными из которых являются:

грубые пластины (иглы) β-AlFeSi длиной в десятки микрометров, которым обычно приписывают химическую формулу Al₅FeSi;

более компактные включения α-AlFeSi длиной несколько микрометров с выявляемой при электронно-микроскопическом анализе формой китайского шрифта или скелетов (рис. 1) [2, 3], которым иногда приписывают стехиометрическую формулу Al₈Fe₂Si.

Присутствие в сплаве лежащих по границам ветвей дендритов твердого раствора Al(Mg, Si) хрупких вытянутых включений β-AlFeSi резко снижает способность сплавов к экструдированию (приводит к увеличению давления прессования, ухудшению качества поверхности профиля и снижению стойкости прессующей оснастки). В связи с этим сплавы подвергают гомогенизирующему отжигу, основной задачей которого является трансформация железистых фаз – преобразование фазы β-AlFeSi в α-AlFeSi [4]. Режимы проведения гомогенизационного отжига не оптимизированы и могут сильно различаться для одного и того же сплава у разных производителей (обычно изотермическая выдержка проводится при температурах 540-580 °C в течение 4-10 ч).



Рис. 1. Морфология α-AlFeSi, выявленная при просвечивающей электронной микроскопии [3]

Целью настоящей работы является определение минимально необходимой длительности гомогенизационного отжига цилиндрических слитков деформируемых алюминиевых сплавов EN AW-6060, 6060T и 6063, выпускаемых ОАО «СУАЛ» филиал «ВгАЗ-СУАЛ». Технологический процесс производства цилиндрических слитков в условиях филиала «ВгАЗ-СУАЛ» состоит из следующих основных операций: приготовление сплава, полунепрерывная разливка, обрезка торцов слитков, гомогенизационный отжиг и охлаждение слитков по специальному режиму. В технологической цепочке производства лимитирующей производственные мощности операцией является гомогенизационный отжиг, проходящий по согласованному с потребителями режиму: нагрев до температуры 560 °С – 4 ч, выдержка при 560 °С – 4 ч. Операция нагрева слитков в печи не может быть ускорена из-за ограниченной мощности термического оборудования.

Исследование микроструктуры и свойств проводилось на цилиндрических темплетах высотой 20–40 мм, вырезанных из слитков сплавов системы Al–Mg–Si, предназначенных для дальнейшего получения строительных и декоративных профилей методом экструзии (горячего прессования). Образцы сплавов были представлены как непосредственно после непрерывной разливки, так и после отжигов длительностью от 2 до 4 ч с момента достижения 560 °C (рис. 2). Химический состав образцов исследованных сплавов приведен в табл. 1.



Рис. 2. Режим термической обработки исследованных образцов

Макроструктуру проточенной торцевой поверхности темплетов, подвергнутой травлению в 15–20 % растворе гидроокиси натрия и последующему осветлению в 30 %-ном водном растворе азотной кислоты, исследовали в соответствии с инструкцией И-12-16 «Макроконтроль слитков алюминиевых цилиндрических из (ГОСТ 19437–81), слитков цилиндрических из сплава АД31 (ГОСТ 23855–79), слитков алюминиевых плоских для проката (ГОСТ 9498–79)» ОАО «СУАЛ» филиал «ВгАЗ-СУАЛ». На макрошлифах определялась плотность и однородность структуры слитка, наличие раковин, трещин, расслоений, пористости, шлаковых, окисных и других посторонних включений в соответствии с ГОСТ 1583–93 и ГОСТ 23855–79. Механические характеристики сплавов оценивали по радиальному распределению твердости по Бринеллю по ГОСТ 9012–59 (шарик из закаленной стали ø5 мм, нагрузка 2,5 кH, для повышения точности измерений диаметр отпечатков определяли на инструментальном микроскопе ММИ-2 с ценой деления 0,005 мм).

Таблица 1

This is the coefful of the coefful o
--

Марка	Химический состав, % масс.										
сплава	Si	Si Fe		т:	Ma	Mn	Zn	Cr	A1	Прочие	
по EN AW	no EN AW SI FO	TC .	Cu	11	Ivig	IVIII	2.11	CI	AI	Каждый	Сумма
6063	0,42	0,19	0,001	0,008	0,499	0,016	0,005	0,001	ост	0,03 max	0,10
6060T	0,53	0,19	0,001	0,007	0,389	0,025	0,005	0,001	ост	0,03 max	0,10
6060	0,48	0,18	0,001	0,008	0,532	0,002	0,005	0,001	ост	0,05 max	0,15

Микроструктуру образцов, вырезанных из периферийной, средней и центральной части каждого темплета, исследовали на оптическом металлографическом микроскопе «Olympus» BX61 при увеличениях от ×100 до ×500 в нетравленом состоянии и после травления в течение 30-40 с в 0,5 %-ном водном растворе плавиковой кислоты (99,5 % H₂O, 0,5 % HF). Фотографирование микроструктуры проводили цифровой фотокамерой DP-12 с последующей обработкой электронного изображения пакетом программ AnaliSyS. При исследовании оценивали параметры дендритов; толщину поверхностного крупнокристаллитного слоя; форму, объемное содержание и размер интерметаллидных фаз; наличие, характер распределения, объемное содержание и размеры силицида магния Mg₂Si. В связи с тем, что окра-

ска интерметаллидных фаз α-AlFeSi и β-AlFeSi одинакова при травлении в различных реактивах, их идентифицировали по морфологии: выделения α-AlFeSi фазы – близкие к равноосным, выделения β-AlFeSi – иглообразные, вытянутые с отношением длина/толщина ≥ 5. На микрошлифах определялась микротвердость поверхностного крупнокристаллитного слоя и основного металла слитка по ГОСТ 9450–76.

Макроструктура всех исследованных темплетов (негомогенизированных и после отжигов различной продолжительности) плотная и однородная, раковин, трещин, расслоений, пористости, шлаковых, окисных и других посторонних включений не обнаружено (рис. 3). Распределение твердости по Бринеллю стабильное по сечению слитка (рис. 4).



Рис. 3. Макроструктура темплетов слитков: *a* – EN AW-6063; *б* – EN AW-6060Т; *в* – EN AW-6060



Рис. 4. Распределение твердости по Бринеллю в радиальном направлении в алюминиевых сплавах в негомогенизированном состояннии: *a* – темплет сплава EN AW-6063; *δ* – темплет сплава EN AW-6060

После травления во всех исследованных образцах выявлена характерная структура из дендритных ячеек, декорированных выделениями интерметаллидов. Крупнозернистой ликвационной зоны на поверхности полученных полунепрерывной разливкой слитков сплавов EN AW-6060, 6060Т и 6063 не обнаружено (рис. 5), размер дендритной ячейки на поверхности соответствует дендритному параметру в центре слитка. Использование модификатора (прутковой лигатуры Al-Ti-B) обеспечило по всему сечению слитков получение 4-5-го номера размера зерна по шкале ГОСТ 21073.1-75 (средний диаметр дендритной ячейки 0,062-0,087 мм, 128-256 зерен на 1 мм² площади шлифа). Проведение гомогенизирующих отжигов продолжительностью от 2 до 4 ч не приводило к визуально обнаруживаемому изменению размера зерна сплавов (табл. 2).



Рис. 5. Отсутствие крупнозернистой ликвационной зоны на периферии слитка (сплав EN AW-6063) (×100)

Таблица 2

Сплав	Продолжительность	Доля интерметал	плидных фаз, % об.	Максимальная длина	Средний диаметр	
Chinab	отжига, ч	β-AlFeSi	α-AlFeSi	включений β-AlFeSi, мкм	дендритной ячейки, мм	
	_	90–95	5-10	90	0,062	
6063	2	≤10	≥90	15	0,062	
	4	≤10	≥90	15	0,062	
	_	90–95	5-10	70	0,062	
6060T	2	≤10	≥90	25	0,062	
	4	≤10	≥90	15	0,062	
	_	90–95	5-10	70	0,062–0,087	
6060	2	≤10	≥90	20	0,062–0,087	
	4	≤10	≥90	18	0,062–0,087	

Параметры микроструктуры исследованных сплавов после гомогенизационных отжигов

Исследование распределения микротвердости не выявило различий в значениях подповерхностных и глубинных слоев, то есть подтвердило отсутствие ликвационной зоны.

В микроструктуре негомогенизированных сплавов EN AW-6060, 6060T и 6063 по границам дендритных ветвей располагаются выделения β -AlFeSi протяженностью 60–90 мкм (рис. 6, *a*, *в*, *д*). Содержание кристаллов менее 1 % об. После гомогенизирующего отжига в течение 2 ч во всех исследованных сплавах происходила трансформация до 90 % вытянутых включений β -AlFeSi в более компактные α -AlFeSi. Длина сохранившихся участков β -AlFeSi не превышала 20 мкм (рис. 6, *б*, *г*, *е*). Единичные включения Mg₂Si присутствовали только в отдельных полях зрения.

Отжиг с увеличенной продолжительностью (до 2,5; 3 и 4 ч) не приводил в представленных образцах сплавов к дополнительным изменениям микроструктуры и морфологии избыточных фаз: содержание α-AlFeSi превышало 90 %. содержание β-AlFeSi до 10 % от общего объема интерметаллидных выделений. Максимальная длина сохранившихся включений β-AlFeSi 18 мкм. Единичные выделения Mg₂Si обнаруживались лишь в отдельных полях зрения. Таким образом, отжиг длительностью 2 ч с момента достижения заданной температуры садки (540-580 °C) приводил к трансформации микроструктуры до параметров, соответствующих требованиям потребителей и обеспечивающих необходимую способность сплавов к экструдированию.



Рис. 6. Морфология интерметаллидных выделений в литом состоянии (*a*, *b*, *d*) и после проведения гомогенизирующего отжига в течение 2 часов (*б*, *c*, *e*): *a*, *б* – сплав EN AW-6063; *e*, *c* – сплав EN AW-6060T; *d*, *e* – сплав EN AW-6060 (×500)

Выводы

1. Для исследованных цилиндрических слитков сплавов EN AW-6060, 6060Т и 6063, полученных полунепрерывной разливкой в условиях филиала «ВГАЗ-СУАЛ», проведение гомогенизационного отжига в течение 2 ч с момента достижения заданной температуры садки позволяет трансформировать до 90 % грубых пластин интерметаллидных фаз β-AlFeSi в более компактные α-AlFeSi.

2. Отжиг с увеличенной продолжительностью (до 2,5; 3 и 4 ч) не приводил в представленных образцах сплавов к дополнительным изменениям микроструктуры и морфологии избыточных фаз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колачев, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : учеб. для вузов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. – 4-е изд., перераб. и доп. – М. : МИСИС, 2005. – 428 с.

2. Металловедение алюминия и его сплавов: справ. изд. / А. И. Беляев [и др.]. – М. : Металлургия, 1983. – 280 с.

3. Electron Microscope Study in 6201 Aluminum Alloy of Al-Fe-Si Intermetallics / M. H. Mulazimoglu, A. Zaluska, J. E. Gruzleski, and F. Paray // Metallurgical and Materials Transactions A. 1996, vol. 27A. – P. 929–936.

4. Effect of casting and homogenizing treatment conditions on the formation of Al–Fe–Si intermetallic compounds in 6063 Al–Mg–Si alloys / H. Tanihata, T. Sugawara, K. Matsuda, S. Ikeno // Journal of Materials Science, 1999, vol. 34, is. 6. – P. 1205–1210.

УДК 621.746

Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, Е. А. Косова, С. С. Коновалов ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ШНУРОВ ВНЕОСЕВОЙ ЛИКВАЦИИ В СЛИТКАХ ИЗМЕНЕННОЙ КОНФИГУРАЦИИ И РАЗЛИЧНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ОТЛИВКИ*

Волгоградский государственный технический университет e-mail: rtecmat@vstu.ru, konovalov_ss1988@mail.ru

В работе приводятся результаты исследования влияния изменения геометрии поддона литейной оснастки для отливки крупного кузнечного слитка, а также применения при отливке технологии инокулирования на формирование шнуров внеосевой ликвации и их геометрические характеристики.

Ключевые слова: слиток; шнуры внеосевой ликвации; выпуклый поддон; инокулирование.

The paper gives the results of research of influence of geometry pallet casting tooling for casting the large forging ingot, and the use of technology of liquid-solid casting to form of strings off-center segregation and their geometric characteristics.

Keywords: ingot; the strings off-center segregation; convex pallet; liquid-solid casting.

Производство крупных слитков остается приоритетным направлением в современном энергетическом, атомном и химическом машиностроении, а их качество определяет уровень механических, служебных и эксплуатационных свойств получаемых из них изделий. Учитывая повышенные требования к надежности и безопасности эксплуатации современных энергетических агрегатов, получение крупногабаритных качественных заготовок представляет сложную научную и техническую задачу, обусловленную особенностями кристаллизации больших масс металла. Данный процесс характеризуется множеством одновременно протекающих физических, физико-химических, тепловых явлений, что приводит к образованию большого количества неконтролируемых внутренних дефектов металлургического характера, которые могут наследоваться будущей поковкой и готовым изделием [1, 2].

В связи с перераспределением примесей в процессе кристаллизации и одновременным протеканием усадочных явлений при затвердевании крупных слитков образуется зона внеосевой химической неоднородности в виде «шнуров» внеосевой ликвации, представляющих собой участки повышенной травимости на макроструктурах слитков, иногда сопровождающиеся пористостью (рис. 1).



Рис. 1. Шнуры внеосевой ликвации в крупных слитках

Отрицательное воздействие этого дефекта на механические свойства проявляется в резком снижении ударной вязкости вблизи ликвационных шнуров, снижении усталостной прочности металла, а также возможности выкрашивания при попадании шнура на поверхность изделия.

Отсутствие единой точки зрения на механизм образования данного дефекта осложняет поиск эффективных мер, направленных на подавление и возможное устранение этого опасного явления. Учитывая, что внеосевавя ликвация развивается в период кристаллизации металла, воздействовать на нее можно с помощью

^{*} Работа выполнена в рамках гранта РФФИ (соглашение №12-08-31328/12) и гранта МК-4034.2012.8.

теплофизических факторов, изменяя условия затвердевания слитков. Применение слитков с измененной геометрией донной части («выпуклым» поддоном) и использование инокулирования струи при вакуумной разливке металла создает реальные условия для управления интенсивностью и направлением теплоотвода в процессе кристаллизации слитков [3,4].

Целью данной работы являлось исследование особенностей расположения и распределения шнуров внеосевой ликвации, их геометрические характеристики, выявление общих закономерностей образования шнуров на основе изучения металла опытных и сравнительных слитков. Объектом исследования являлись три вакуумных слитка стали 38ХНЗМФА массой 24,2 т, один из которых отливался по штатной технологии (сравнительный слиток), второй – с вогнутой донной частью («выпуклым» поддоном), масса слитка 22,5 т, и третий с применением инокулирования струи.

Исследование проводилось по оцифрованным копиям серных отпечатков с продольных осевых плит и заключалось в определении особенностей расположения шнуров внеосевой ликвации, их диаметров и координат, по значениям которых определялись видимая длина каждого шнура и угол наклона к оси слитка. Результаты исследования приведены в таблице.

	Параметры ликвационных шнуров							
Тип слитка	Кол-во шнуров на осевом темплете, шт.	Видимая длина, мм	Угол наклона к оси слитка, град.	Диаметр, мм				
Обычной геометрии	54	$\frac{20-149}{63}^{*}$	$\frac{1-47}{9,3}$	$\frac{1-14}{5,5}$				
С вогнутой донной частью	92	$\frac{11-204}{62,9}$	$\frac{2-31}{12}$	$\frac{1-10}{3,6}$				
Инокулированный	136	<u>14–213</u> 75,6	$\frac{1-35}{9,8}$	$\frac{1-7}{3,5}$				

Геометрические параметры шнуров внеосевой ликвации в исследуемых слитках стали 38ХНЗМФА

П р и м е ч а н и е . *Над чертой: минимальное значение – максимальное значение; под чертой – среднее.

Из приведенных данных следует, что в опытных слитках количество шнуров гораздо больше, чем в слитке обычной геометрии. В слитке с вогнутой донной частью их в 1,7 раза больше, а в инокулированном – в 2,5 раза. Средняя видимая длина шнуров в обычном слитке и в слитке с вогнутой донной частью практически одинакова. Интервал длин в опытном слитке шире в 1,5 раза (самый короткий шнур в опытном слитке имеет длину около 1 см, что короче такого же в слитке сравнения почти в 2 раза, а длина самого протяженного шнура больше аналогичного в обычном слитке на 37 % и составляет почти 20,5 см). В инокулированном слитке средняя видимая длина шнуров по сравнению с остальными больше на 12,5 мм (20 %), а интервал значений длин практически совпадает с аналогичным параметром в слитке с вогнутой донной частью.

По результатам исследования угла наклона шнуров внеосевой ликвации к вертикальной оси можно сказать, что в опытных слитках шнуры располагаются более полого, причем в слитке с вогнутой донной частью это наиболее ярко выражено. Средний угол наклона шнуров к оси в слитке с измененной геометрией по сравнению с обычным больше на треть, а в инокулированном слитке увеличение аналогичного параметра невелико и составляет всего 5 %. При этом интервал значений углов наклона шнуров к оси значительно шире в слитке обычной геометрии (в опытных слитках этот параметр меньше на 26–37 %).

Кроме количества шнуров самым важным параметром является их диаметр, так как он характеризует размер дефектной зоны по сечению слитка. Анализируя полученные данные, можно сказать, что в опытных слитках по сравнению с обычным средний диаметр шнуров внеосевой ликвации меньше на 2 мм (35 %). Максимальный диаметр шнура уменьшился с 14 мм до 10 мм (на 29 %) в слитке измененной геометрии и до 7 мм (в 2 раза) в инокулированном.

Для более полного анализа полученных данных была построена гистограмма распределения диаметров шнуров внеосевой ликвации в исследуемых слитках (рис. 2). Анализируя полученную гистограмму, можно сказать, что в слитке обычной геометрии значительная часть шнуров (60 %) имеет диаметр в интервале от 3 до 7 мм. В опытных слитках шнуры имеют гораздо меньшее сечение. В слитке измененной геометрии 81 % шнуров имеют диаметр от 1 до 5 мм, а в инокулированном слитке количество таких шнуров достигает 90 %. В обычном слитке 22 % ликвационных шнуров имеют диаметр от 7 до 14 мм, в слитке с вогнутой донной частью таких крупных шнуров всего лишь 6 %, а в инокулированном их нет вообще.

Следует отметить характерную особенность для всех слитков: при движении от дна к подприбыльной части количество шнуров и их средний диаметр возрастают; при движении от поверхности к оси слитков количество шнуров увеличивается, достигает максимума на расстоянии ½–2/3 радиуса от поверхности, затем уменьшается, а средний диаметр увеличивается практически непрерывно. Также обращает на себя внимание то, что в начале процесса затвердевания средний диаметр шнуров по высоте и сечению всех слитков практически одинаков.



Рис. 2. Гистограмма распределения шнуров внеосевой ликвации по диаметру в исследуемых слитках

Таким образом, проведенные исследования выявили значительные возможности управления процессом формирования шнуров внеосевой ликвации за сет изменения интенсивности и направления теплоотвода при затвердевании слитков с измененной геометрией донной части («выпуклым» поддоном) и инокулированием струи. Эти возможности реализуются в изменении параметров, особенностей расположения и геометрических характеристик образующихся шнуров.

Большая часть шнуров в опытных слитках имеет меньший диаметр, меньшую длину и рас-

полагается преимущественно в нижней половине, что свидетельствует о сосредоточении большого количества ликватов в этих областях. В результате в верхних горизонтах, затвердевающих последними, количество ликватов становится меньше, и образование шнуров осложняется, что проявляется в значительно меньшем их количестве, а значит, и в более равномерном распределении ликвирующих примесей по объему опытных слитков и стабилизации механических свойств по длине и сечению готового изделия.

Применяя указанные методы управления процессом кристаллизации стали можно обеспечить формирование шнуров внеосевой ликвации на более ранних этапах кристаллизации. Изменение формы поддона способствует интенсификации кристаллизационных процессов в нижней половине слитка, что обеспечивает оптимальное расположение шнуров с более равномерным распределением ликвирующих примесей по объему слитка. Применение инокулирования позволяет ускорить кристаллизацию путем ввода дополнительных частицтеплостоков на всем протяжении процесса заполнения изложницы, то есть оказывать влияние на весь объем слитка, а не только на его нижнюю половину. Предлагаемые методы управления ликвационными процессами являются технологичными, не требующими радикального изменения технологии отливки слитков и обеспечивающими высокое качество получаемых поковок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шелухина, Ю. М. Исследование строения шнуров внеосевой ликвации в крупных слитках низколегированных конструкционных сталей / Ю. М. Шелухина, С. И. Жульев, Н. А. Зюбан // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10(48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 136–138.

2. Жульев, С. И. Производство и проблемы качества кузнечного слитка / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан. – Волгоград : РПК «Политехник», 2003. – 168 с.

3. *Ефимов, В. А.* Разливка и кристаллизация стали / В. А. Ефимов. – М. : Металлургия, 1976. – 552 с.

4. Зюбан, Н. А. Формирование внеосевой неоднородности кузнечного слитка с измененной геометрией донной части изложницы / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, С. С. Коновалов // Металлург. – 2011. – № 6. – С. 65–68. УДК 621.74.002.6:669.715

А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, П. В. Рожков

УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОРИСТЫХ ОТЛИВОК ВАКУУМНОЙ ПРОПИТКОЙ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЕГО РАБОТОСПОСОБНОСТИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Приведена конструктивно-технологическая схема разработанного устройства (вытряхного кокиля) для изготовления пористых заготовок пропиткой металлическим расплавом засыпки плакированных гранул пенополистирола. Проведенные испытания подтвердили его работоспособность. Получены образцы пористых силуминовых заготовок (отливок). Визуализация теплового воздействия расплава на гранулы пенополистирола, плакированные упрочняющими оболочками, показала что при 300–400 °C и выше оболочки (скорлупки) пустые, сохраняют сферическую форму.

Ключевые слова: устройство для пропитки, гранула пенополистирола, плакиро-вание, упрочняющая оболочка, образец пористой отливки, полые оболочки (сферы).

Given the structural and technological setup developed device (mold shake) for the manufacture of porous preforms impregnated molten metal filling clad polystyrene pellets. The tests confirmed that it is working. Samples of porous silumin pieces (castings). Visualization of heat exposure melt styrofoam pellets, clad reinforcing shells showed that the 300–400 °C and higher shells (shells) are empty retain a spherical shape.

Keywords: a device for impregnating, polystyrene bead, plating, reinforcing shell pattern porous castings, hollow shell (sphere).

Настоящая работа, являющаяся продолжением работы [1], посвящена разработке устройства для изготовления пористых отливок вакуумной пропиткой, его экспериментальному опробованию при получении опытных образцов, моделированию (визуализации) теплового воздействия расплава на гранулы пенополистирола, плакированные упрочняющей оболочкой, используемые в качестве порообразователя-наполнителя.

На рис. 1 представлена конструктивно-технологическая схема разработанного устройства для изготовления пористых отливок [2], представляющего собой специальный (вытряхной) кокиль, приспособленный для вакуумной пропитки засыпки гранул пенополистирола, плакированных упрочняющей оболочкой. Оно включает корпус 1, установленный на подставку 2. Сверху корпус 1 имеет съемную надставку 3 с литниковой воронкой. В нижней части корпуса 1 имеется вкладыш-днище 4 со штуцером 5. Для предотвращения попадания гранул в штуцер отверстие в штуцере 5 перекрыто вставкой 6 с канавками-вентами 7 (промывниками).

В полости корпуса *1* размещена засыпка *8* гранул пенополистирола, плакированных упрочняющей оболочкой *9*, выполненной в виде слоя жидкостекольного покрытия с добавкой ПАВ и дисперсного металлического порошка или порошка огнеупорного материала. В верхней части корпуса *1* выполнено отверстие *10* (газоотводной канал) для выхода газов, обра-

зующихся при термодеструкции пенополистирола. С помощью шланга 11, надетого на штуцер 5, устройство соединяется с вакуум-системой 12 (показана условно).



Рис. 1. Конструктивно-технологическая схема устройства (кокиля) для литья пористых заготовок вакуумной пропиткой: *1* – корпус; *2* – подставка; *3* – надставка с литниковой воронкой; *4* – вкладыш-днище; *5* – штуцер; *6* – вставка; *7* – канавка-вента; *8* – засыпка плакированных гранул пенополистирола; *9* – упрочняющая оболочка; *10* – отверстие; *11* – соединительный шланг; *12* – вакуум-система (изображена условно)

На рис. 2 представлен фотоснимок кокиля, изготовленного согласно конструктивно-техно-

логической схеме (рис. 1), для получения пористых отливок вакуумной пропиткой в разобранном виде. Внутренние размеры корпуса кокиля: верхний диаметр – 55 мм, нижний – 50 мм; высота переменная от 110 до 80 мм (через 10 мм), регулируемая с помощью вкладышей.



Рис. 2. Фотоснимок устройства (кокиля) для получения пористых отливок в разобранном виде: *l* – корпус; *2* – вкладыш-днище со штуцером; *3* – вставка с канавками вентами; *4* – надставка с литниковой воронкой

Перед заливкой кокиля расплавом производили его сборку, для чего выполняли следующие операции: устанавливали в предварительно окрашенный корпус *1* вкладыш-днище *4* со штуцером *5*, надевали на штуцер *5* соединительный шланг *11*, ставили корпус *1* на подставку *2*, размещали в корпусе *1* засыпку *8* плакированных гранул пенополистирола, устанавливали на корпус *1* надставку *3* с литниковой воронкой.

Затем включали вакуум-систему (э/двигатель, вакуум-насос и вакуум-ресивер с манометром). При достижении в ресивере остаточного давления 0,3–0,5 атм производили заливку кокиля силуминовым расплавом марки Ал5 (или нестандартным) при температуре 730–750 °C. Расплав под воздействием разности атмосферного давления и разряжения в корпусе (давления в вакуум-ресивере) поступает в корпусе (давления в вакуум-ресивере) поступает в корпус и заполняет зазоры (несплошности) в засыпке между гранулами пенополистирола с упрочняющей оболочкой. После затвердевания и охлаждения заготовку извлекли из кокиля и отделили литники. Кокиль перед заливкой не нагревали.

При заливке расплавом кокиля с засыпкой более крупных гранул ($d_{rp} = 4-6$ мм) пенополистирола с упрочняющей оболочкой под действием вакуума замечены прорывы (хлопки) газов в разъем между надставкой и корпусом, что свидетельствует об увеличении объема образующихся газообразных продуктов термодеструкции, в связи с чем возникает необходимость своевременного их удаления, дабы предотвратить возможность выброса металла в разъем или через литниковую воронку. Особого под-

хода требует организация системы газоотвода при получении по данной технологии пористых заготовок больших размеров с целью обеспечения безопасных условий труда.

На рис. 3. представлен фотоснимок полученных пористых пеноалю-миниевых заготовок.



Рис. 3. Фотоснимок полученных пористых заготовок из силумина:

а, в, г – вид спереди, δ – вид разреза, *г* – пористая заготовка, полученная из плакированных гранул пенополистирола $d_{\rm rp} = 4-6$ мм (остальные из гранул $d_{\rm rp} = 2-4$ мм)

При стремительном быстротечном дозированном заполнении полости формы расплавом и нагреве засыпки 8 упрочняющая оболочка 9 предохраняет гранулы пенополистирола от деформирования (расплющивания), разрушения (раздавливания) и термодеструкции возникающими динамическими и тепловыми нагрузками. Под воздействием теплового фактора происходит упрочнение (спекание) жидкостекольной оболочки.

Так как процессы, происходящие при вакуумной пропитке засыпки плакированных гранул пенополистирола в кокиле, скрыты от глаз наблюдателя, то для качественной (приближенной) оценки изменений, происходящих в оболочках и гранулах пенополистирола, прибегли к моделированию (визуализации) теплового воздействия на них залитого расплава.

Для этого приготовили гранулы двух видов, оболочки которых имели одинаковое жидкостекольное покрытие, нанесенное пульверизацией с обсыпкой разными дисперсными порошками – алюминиевым и смесью оксидов алюминия и кремния.

Тепловую обработку (нагрев до температуры 700 °C) плакированных гранул проводили в фольговых коробках в лабораторной печи ПЛ 20/12,5 (с регулируемым температурным режимом) с отбором гранул через каждые 100 °C для осмотра. Чтобы осмотреть оболочки изнутри, их локально разрушали.

На рис. 4 представлены фотоснимки плакированных гранул до прокалки и прокаленных гранул (пустых оболочек) для трех интервалов температур: 80–100 °C, 300–400 °C, 550–700 °C.



Рис. 4. Вид плакированных гранул и оболочек до и после прокалки:

а – до прокалки; б – при 80–100 °C; *в* – 300–400 °C; *г* – 550–700 °C (верхний ряд – обсыпка дисперсным порошком алюминия, нижний ряд – смесью глины и маршалита)

Как видно из рисунка, при 80–100 °С (рис. 4, δ) в оболочках сохраняется (виден) пенополистирол, а при 300–400 °С (рис. 4, ε) и 550–700 °С (рис. 4, ε) его нет, что свидетельствует о термодеструкции пенополистирола, сопровождающейся образованием летучих веществ и протеканием интенсивного газовыделения. Упрочненные прокалкой пустые оболочки (скорлупки) сохраняют, в большинстве своем, сферическую форму и тем самым способствуют формированию пористого строения заготовки при пропитке расплавом засыпки плакированных гранул пенополистирола.

Таким образом, экспериментальная проверка разработанного устройства для изготовления пористых заготовок вакуумной пропиткой подтвердила его работоспособность. Впервые получены опытные образцы пористых отливок с использованием в качестве порообразователя засыпки гранул пенополистирола с упрочняющей оболочкой. Плотность пористого силумина в заготовке 1,3–1,5 г/см³ (плотность алюминия 2,7 г/см³ $d_{\rm rp}$).

Моделирование (визуализация) показало, что при тепловом воздействии расплава на плакированные гранулы пенополистирола в результате термодеструкции полистирола они становятся полыми оболочками (скорлупками), при этом сохраняют сферическую форму.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кукса, А. В. Получение пористых литых заготовок вакуумной пропиткой с использованием в качестве порообразователя гранулированного пенополистирола / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, П. В. Рожков, А. В. Торощин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 6 (109) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 7) – С. 115–119.

2. Пат. на полезную модель №128136 РФ, В22D 25/00. Устройство для изготовления пористых отливок вакуумной пропиткой / Кукса А. В., Кидалов Н. А., Рожков П. В. ; заявитель и патентообладатель Волгоградский государственный технический университет. – № 2012158182/02 ; заявл. 28.12.2012 ; опубл. 20.05.2013, Бюл. № 14.

УДК 621.742.4

Н. А Кидалов, Н. А Осипова, Ю. Н. Семерич ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ СМЕСЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ЖИВУЧЕСТИ С ДОБАВКОЙ БИШОФИТА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе исследованы свойства формовочных песчано-глинистых смесей (ПГС), в которые с целью повышения живучести в качестве технологической добавки вводили водный раствор природного бишофита взамен воды в сравнении со свойствами ПГС с добавкой водного раствора CaCl₂(MgCl₂×6H₂O). Резуль-таты исследований показали возможность замены воды бишофитом, при этом увеличение живучести ПГС с бишофитом до 4 ч и более при стабильности физико-механических и технологических свойств.

Ключевые слова: песчано-глинистая смесь, технологические добавки, отливка, живучесть.

In the properties of molding sand-clay mixtures (CBC), which in order to improve the survivability of a processing aid in an aqueous solution of natural bishofit substituting water in comparison with the properties of ASG supplemented with an aqueous solution of $CaCl_2$ (MgCl₂×6H₂O). The results showed the possibility of replacing the water bishofit, thus increasing survivability CBC with bishofit to 4 hours or more for the stability of mechanical and technological properties.

Keywords: sand and clay mixture, processing aids, casting, vitality.

Получение высококачественных отливок невозможно без применения песчано-глинистых формовочных смесей (ПГС) со стабильными свойствами. Формовочные песчано-глинистые смеси представляют собой сложную синтетическую систему, состоящую из огнеупорного наполнителя – формовочного песка (ГОСТ 2138–93), связующего материала – огнеупорной глины ГОСТ (28177–96), воды и специальных технологических добавок (керосина, мазута, КО, глины в виде водно-глинистой суспензии и др.) [1, 2]. Одним из важных свойств ПГС является живучесть - способность смеси сохранять физико-механические и технологические свойства с момента изготовления до ее полного использования. ПГС - типичное капиллярнопористое тело. Влага испаряется вследствие тепломассообмена между смесью и окружающим воздухом. Процесс высыхания принято делить на два основных периода: I – период постоянной скорости сушки, сопровождающийся быстрым снижением общего влагосодержания. Затем с некоторой критической точки скорость испарения уменьшается, доходя до 0 при выравнивании парциальных давлений пара над смесью и в окружающем воздухе (II - второй период). Достигнутую к этому моменту влажность смеси называют равновесной. Очевидно, полной стабилизации влаги в смеси можно достичь при равенстве исходного и равновесного влагосодержания. Смесь с неизменной во времени влажностью будет иметь неограниченную живучесть. Стабилизация влажности, а следовательно, и других технологических свойств смесей, достигается вводом в их состав добавок, резко уменьшающих испарение влаги в окружающую среду, вплоть до полного подавления этого процесса [3]. Добавки должны быть недорогими, недефицитными, нетоксичными, технологичными при вводе в смесь. Наиболее полно этим требованиям отвечают гигроскопичные соли - хлориды щелочных и щелочноземельных металлов: CaCl₂, NaCl. Известно ведение в ПГС водного раствора CaCl₂ равновесной концентрации вместо воды для стабилизации свойств и повышения живучести [4]. В качестве технологической добавки взамен CaCl₂ в ПГС вводили бишофит (табл.1). Бишофит - это природный шестиводый хлорид маг-

Наименование составляющих	Кол-во состав. масс. %
Хлорил магния	21,01-52,52
Бромид магния	0,37–0,94
Хлорид кальция	0,20–0,51
Хлорид калия	0,08–0,20
Сульфат кальция	0,03–0,07
Карбонат кальция	0,02–0,05
Бикарбонат кальция	0,01–0,03
Окись бария	0,002–0,006
Вода	Остальное

Состав бишофита

Таблица 1

ния (MgCl₂H₂O·6H₂O), очень хорошо растворяется в воде, поэтому добычу его из природного месторождения ведут методом подземного растворения с последующим выкачиванием раствора на поверхность. Полученный таким образом бишофит, как правило, имеет плотность 1,32 г/см³

Исследовались свойства песчано-глинистых смесей, содержащих 8 массовых % бентонитовой глины, 5 % воды, остальное до 100 массовых % кварцевого песка марки $1K_2O_2O_2$. Взамен воды в смесь вводилось 5 % насыщенного водного раствора CaCl₂ и такого же количества бишофита взамен воды. Составы смесей представлены в табл. 2.

Таблица 2

Состав исследуемых ПГС (с бишофитом)

	Составляющие смеси, масс. %									
Шифр смеси	Песок 1К315Б	Глина бентонитовая БП1Т1	Вода	СаСl ₂ 1,315 г/см ³	Бишофит 1,32 г/см ³					
1	92	8	5	_	_					
2	92	8	_	5	_					
3	92	8	_	—	5					

Порядок приготовления смесей: в катковый смеситель загружают огнеупорный наполнитель (кварцевый песок $1K_2O_2O_2$), перемешивают 10 с, добавляют глину, время перемешивания 2 мин, после чего добавляют воду или водный раствор CaCl₂ или бишофита, время перемешивания 8 мин, после чего смесь готова для проведения исследований. Определяли следующие свойства смесей: влажность, газопроницаемость, предел прочности на изгиб, осыпаемость по стандартным методикам.

Указанные свойства определялись сразу после изготовления смеси и через 1, 2, 3 и 4 ч. Живучесть смеси оценивалась временем, в течение которого смесь сохраняет свои свойства. В табл. 3 и 4 и на рис. 1-3 приведены физикомеханические и технологические свойства исследуемых ПГС. Полученные результаты исследования показывают, что ПГС без добавок сохраняет влажность в течение 2 ч, после чего влажность падает с 4 до 3 %; газопроницаемость незначительно увеличивается 230 до 250, прочность на сжатие во влажном состоянии практически не изменяется с течением времени, текучесть снижается (с 36 до 25 %), пластические свойства, характеризуемые прочностью на изгиб, незначительно повышаются (с 0,22 до



0,27), осыпаемость возрастает (0,13 до 0,2 %). Таким образом, ПГС без добавок имеет живу-

честь практически 2 ч обладая при этом определенными свойствами.

Рис. 1. Физико-механические свойства формовочных смесей: a – влажность; δ – газопроницаемость; e – прочность на сжатие по сырому



Рис. 2. Технологические свойства формовочных смесей: *а* – текучесть; *б* – прочность на изгиб; *в* – осыпаемость

Таблица 3

Физико-механические свойства исследуемых ПГС

Шифр	I	Злажн	ость,	%		Газопроницаемость, см ⁴ /г·с				Прочность на сжатие во влажном состоянии · 10 ⁵ Па				ЭМ	
смеси			чер	ез, ч			через, ч					чер	ез, ч		
	сразу	1	2	3	4	сразу	1	2	3	4	сразу	1	2	3	4
1	4	4	4	3	3	230	240	245	250	250	0,65	0,65	0,66	0,67	0,70
2	3	3	3	3	3	260	250	250	250	250	0,55	0,69	0,72	0,65	0,60
3	3	3	3	3	3	230	230	230	230	230	0,54	0,55	0,60	0,65	0,65

Таблица	4
---------	---

XXX 1	Текучесть, %					Прочность на изгиб				Осыпаемость, %					
Шифр		через, ч			00001	через, ч			000001	через, ч					
0.110011	сразу	1	2	3	4	сразу	1	2	3	4	сразу	1	2	3	4
1	36	35	31	27	25	0,22	0,23	0,24	0,25	0,27	0,13	0,100	0,100	0,130	0,200
2	13	21	23	29	30	0,25	0,25	0,26	0,24	0,24	0,06	0,060	0,060	0,060	0,070
3	15	16	18	20	22	0,24	0,23	0,22	0,24	0,26	0,06	0,066	0,067	0,068	0,069

Технологические свойства исследуемых ПГС

Исследование свойств ПГС с технологической добавкой CaCl₂ указывает на увеличение живучести смеси, влажность смеси 3 % сохраняется в течение 4 ч, при этом прочность на сжатие во влажном состоянии повышается в течение 2 ч хранения с 0,55 до $0,72 \cdot 10^5$ Па, при дальнейшем хранении смеси прочность сохраняется в пределах $0,6-0,65 \cdot 10^5$ ·Па; текучесть увеличивается 13 до 30 %, а осыпаемость находится на постоянном уровне 0,06-0,069 %, что в три раза меньше по сравнению с ПГС с добавками воды. ПГС с CaCl₂ хорошо формуется, пластичная, но по сравнению с ПГСна воде более рассыпчатая.

Исследуемая ПГС с бишофитом аналогично ПГС с CaCl₂ не теряет влажность (3 %), газопроницаемость (230 ед.) в течение 4 ч, прочность также повышается с 0,54 до $0,65 \cdot 10^5$ Па, при этом имеет постоянную осыпаемость (0,06–0,068 %), текучесть повышается с 15 до 22 %.

Смесь очень хорошо формуется, пластичная, не прилипает к модельно-технологической оснастке, что обеспечивает четкий отпечаток при



Рис. 3. Отливка из чугуна (верхняя часть получена литьем в ПГС с водой, а нижняя часть – литьем в ПГС с бишофитом)

изготовлении стандартных образцов. Разработанный состав с бишофитом хранился 10 дней в естественных условиях, при этом свойства его не изменились, влажность осталась 3 %. ПГС использовали для изготовления литейной формы и последующей заливки ее серым чугуном. Часть формы изготавливалась из ПГС с водой вместо бишофита (табл. 1, шифр 1). На рис. 3 представлена отливка, верхняя часть которой залита в ПГС с водой, а нижняя – в ПГС с бишофитом. Как видно, с нижней части отливки легче отделяется пригар по сравнению с верхней.

Таким образом, разработан состав ПГС с новой технологической добавкой-бишофитом, повышающей живучесть смесей, который рекомендуется для производственных испытаний в литейном производстве. Использование природного бишофита расширяет ассортимент неорганических технологических добавок для ПГС, что выгодно отличает его от других используемых в литейном производстве добавок высокими технологическими свойствами ПГС, стоимостью и богатой природной сырьевой базой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Влияние химических добавок DOLAFLUX SP 11, DOLAPIX PC 67, DOLAPIX DH 6 на вязкость водно-глинистых суспензий / А. С. Князева, Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, Ю. Баст // Заготовительные производства в машиностроении. – 2013. – № 1. – С. 8–10.

2. Высококонцентрированные водно-глинистые суспензии / В. П. Бычков, Н. А. Осипова, Н. А. Кидалов, Н. Б. Зубкова // Литейное производство. – 2000. – № 4. – С. 20–21.

3. *Лыков. А. В.* Теория сушки / А. В. Лыков. – М. Энергия, 1968. – 465 с.

4. Песчано-глинистые смеси повышенной живучести / Х. М. Вишняков, М. Л. Мотыль, В. А. Скаженник, В. Д. Пеленко // Литейное производство. – 1980. – № 9. – С. 16–17. УДК 621.74

Н. А. Кидалов, В. А. Закутаев, Н. В. Чурюмов РАЗРАБОТКА ПРОТИВОПРИГАРНОГО ПОКРЫТИЯ ДЛЯ СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

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

В данной статье описываются разработанные составы водных противопригарных покрытий для стального литья по газифицируемым моделям на основе маршалита и цирконового концентрата. Исследованы физикомеханические и технологические свойства (динамическая вязкость, плотность покрытия, сила адгезии покрытия к поверхности пенополистирола, газопроницаемость) разработанных противопригарных покрытий.

Ключевые слова: литье по газифицируемым моделям, противопригарное покрытие, пенополистирол, пригар, поверхностные дефекты.

This article describes the developed formulations of water nonstick coatings for steel castings for gas models based on marshalite and zircon concentrate. The physic-mechanical and technological properties (dynamic viscosity, density of the coating, the strength of adhesion of the coating to the surface of polystyrene foam, gas permeability) developed nonstick coatings.

Keywords: lost foam casting, stick coating, styrofoam, burnt, surface defect.

Литье по газифицируемым моделям (ЛГМ) как новый технологический процесс появилось в середине 50-х годов XXI в., с этого времени начал свое активное развитие [1]. Его главным назначением является получение отливок практически любой конфигурации при этом с низкой себестоимостью и энергозатратами, вследствие этого данный метод в настоящее время успешно применяется при модернизации и создании новых производств в литейной промышленности России.

В основном отливки по ЛГМ процессу получают по пенополистироловым моделям, которые, в свою очередь, формуют в опоках с песком, уплотняя вибрацией либо послойным уплотнением в единичном производстве. Известна формовка в наливные и песчаные смеси со связующим [1].

Однако при заливке формы жидким металлом на поверхности отливки часто образуется слойпригара, состоящий из: песка, расплавленных силикатов и продуктов взаимодействия со смесью. В соответствии с существующими понятиями о причинах его появления различают следующие виды пригара: механический, химический, термический, комплексный [2]. Для решения данной технологической проблемы в производстве используют противопригарные покрытия на спиртовой и водной основах.

Противопригарные покрытия на спиртовой

основе для литья по газифицируемым моделям, при использовании на производстве отличаются хорошими технологическими и физикомеханическими свойствами, однако возникают вопросы, связанные с техникой безопасности на рабочих местах.

Из анализа литературных данных следует, что в настоящее время находят применение противопригарные покрытия для моделей ЛГМ следующих марок: ППУ-1,АПВД-2,Polytop FS 1, Polytop FS 3,а также быстросохнущие краски на водной основе[2].

Быстросохнущие краски имеют в своем составе этиловый спирт и смолу СФЖ-309, которые отличаются повышенной газотворностью и неприятным запахом [2].

При разработке нового состава покрытий были поставлены следующие условия: невысокая динамическая вязкость покрытия, хорошая кроющая способность, высокая адгезия к пенополистиролу, не растрескивание после высыхания, высокая газопроницаемость после прокаливания, доступность и дешевизна компонентов.

В ВолгГТУ были разработаны противопригарные покрытия на водной основе, включающие цирконовый концентрат или маршалит (пылевидный кварц), 10 % водного раствора карбоксиметилцеллюлозы, жидкого стекла и воды. Их свойства приведены в табл. 1.

Таблица 1

Противопригар- ное покрытие на водной основе	Огнеупорный наполнитель	Насыпная плот- ность огнеупор- ного наполни- теля, ү1, кг/м ³	Плотность покрытия, ү, кг/м ³	Динамическая вязкость, мПа·с при 25 °С	Сила адгезии по- крытия к поверх- ности пенополи- стирола, <i>А</i> , мДЖ/м ²	Огнеупорность наполнителя, °С
1	Цирконовый концентрат	2240	1740	1665	129,64	1750–1800
2	Маршалит	970	1580	1606	114,77	1720

Свойства исследуемых покрытий и их компонентов

Реологические свойства противопригарного покрытия исследовали с применением ротационной вискозиметрии. Для определения динамической вязкости в работе использовали вискозиметр BrookfieldDV-II + Pro- программируемый цифровой вискозиметр с отображением текущего значения вязкости (сП или мПа·с, крутящего момента (%), скорости (об/мин), а также типа измерительной системы, плюс отображение температуры, скорости сдвига и усилия сдвига.

Поверхностные натяжения противопригарных поркытий замеряли по методу П. А. Ребриндера с использованием принципа наибольшего давления пузырьков [3]. Расчет поверхностных натяжений растворов с различными концентрациями проводят по формуле:

$$\sigma = \sigma_0 \cdot \frac{h}{h_0}, \qquad (1)$$

где σ_0 – поверхностное натяжение дистиллированной водыпри температуре 23 °С и нормальном атмосферном давлении, равном 768 мм. рт. столба, $\sigma_{BORM} = \sigma_0 = 72,28$ мДж/м²; h_0 – максимальная высота столба жидкости в манометрической трубке при работе с водой, мм; h – максимальная высота столба жидкости в манометрической трубке, мм, при работе с исследуемыми растворами.

Для расчета величины адгезии противопригарных покрытий к поверхности пенополистироловой модели были измерены краевые углы смачивания. Для этого использовался специальный проекционный прибор (в виде модифицированного биологического микроскопа МБС-9), с помощью которого капли антипригарного покрытия, нанесенные на поверхность пенополистирола, фотографировались при 70-кратном увеличении цифровым фотоаппаратом Canon PowerShotA620. Для получения тождественных результатов необходимо наносить 3 капли жидкости примерно одинаковых размеров (2-3 мм в диаметре) обычно одинаковой массы. При исследовании смачивания измерения следует проводить сразу и через 15...30 с после нанесения жидкости на исследуемую подложку [4].

Результаты определения краевого угла смачивания противопригарных покрытий на основе маршалита и циркона приведены на рис. 1, *а*, *б*.

Величину адгезии жидкости к твердому телу рассчитывали по уравнению Дюпре-Юнга [5]:

$$A_{a\partial z} = \sigma_{21}(1 + \cos\theta), \qquad (2)$$

где A_{ada} – работа сил адгезии жидкости к твер-

дой поверхности (мДж/м²); θ – краевой угол смачивания твердого тела жидкостью; $\cos\theta$ – смачиваемость; σ_{21} – поверхностное натяжение жидкой фазы на границе с газом.



Рис. 1. Краевой угол смачивания противопригарным покрытием на основе маршалита (*a*) и цирконового концентрата (*б*) поверхности пенополистироловой модели

Песчано-жидкостекольные образцы с нанесенным на поверхность антипригарным покрытием подверглись термообработке в печи СНОЛ ПТ-200 при 200, 300, 400, 600, 700 и 800 °С. По шесть образцов для каждой температуры. На двух образцах была нанесена краска на основе маршалита, на следующих двух – на основе цирконового концентрата, а оставшиеся два – без покрытий. Эти образцы выдерживались в печи по 30 мин. После прокалки и остывания определялась газопроницаемость. У образцов прокаленных при 400 °С и более, было замечено повышение газопроницаемости на 20–40 ед., в отличие от образцов с нанесенным покрытием без прокалки.

После прокалки образцов была замерена их газопроницаемость. Определение газопроницаемости производят путем пропускания воздуха при комнатной температуре через образец, изготовленный из исследуемой смеси. Так как в процессе исследования использовали сухие образцы, то для определения газопроницаемости использовали специальную гильзу с резиновой манжетой, которая позволяет закрепить исследуемый образец.

Для определения газопроницаемости покрытия использовали формулу

$$K_{\rm m} = K_2 - K_1, \tag{3}$$

где K_1 – газопроницаемость сухого стандартного цилиндрического образца из песчано-жидкостекольной смеси (песок – 92 %, жидкое стекло – 6 %, глина бентонитовая – 2 %), ед.; K_2 – газопроницаемость сухого стандартного цилиндрического образца из песчано-жидкостекольной смеси с нанесенным покрытием, ед. прокаленным при температуре 400 °C; *К*_п – газопроницаемость противопригарного покрытия.

Для определения газопроницаемости *K*₁, *K*₂ пользовались формулой [6]:

$$K = Vh/Fp\tau, \tag{4}$$

где V – объем воздуха, прошедшего через образец; h – высота образца; F – площадь поперечного сечения образца; p – давление; τ – время, в течение которого через образец прошло 2000 см³ воздуха.

Газопроницаемость смеси определяют на приборе модели 042М [6]. Данные определения газопроницаемости представлены в табл. 2.

Таблица 2 крытий

Газопроницаемость	покі)Ы	гиі

Противопригарное покрытие на водной основе	Огнеупорный наполнитель	Толщина покрытия, мм	Газопрони- цаемость, К ед.
1	Цирконовый концентрат	0,55	7,1
2	Маршалит	0,5	7,5

После ряда испытаний были сделаны образцы из пенополистирола, прямоугольной фор-



мы размером 45×35×35 мм. На два образца методом окунания наносилось противопригарное покрытие, огнеупорный наполнитель которого цирконовый концентрат. На другие два образца противопригарное покрытие не наносилось. Один из образцов с противопригарным покрытием формовался в песчано-глинистую смесь (ПГС), другой – в песок. Аналогично формовались образцы без нанесенного противопригарного покрытия.

Сталь 25Л ГОСТ 977-88 плавилась при температуре 1570 °С с помощью индукционной печи LHM-15. Заливка производилась из поворотной печи непосредственно в подготовленную форму. После охлаждения и выбивки отливок визуально оценивалась их поверхность. Отливки, полученные без нанесенного покрытия, обладали слоем трудно удаляемого пригара (рис. 2-4). Для оценки силы сцепления пригарного слоя с поверхностью материала отливки, полученных по пенополистироловым моделям при формовке в песок и песчано-глинистую смесь, использовали методику оценки, разработанную в ВолгГТУ. Данная методика позволяет количественно оценить удельную работу по отделению пригарного слоя от поверхности экспериментальной отливки [7].



Рис. 2. Образец, полученный с использованием формовки в ПГС без противопригарного покрытия до (*a*) и после (*б*) очистки стальной дробью





Рис. З.Образец, полученный с использованием песчаной формы без противопригарного покрытия до (*a*) и после (б) очистки стальной дробью

Определив площади в программе и зная массу дроби и параметры установки, были рассчитаны величины удельных работ по отделению пригара по следующей формуле:

$$A = \frac{mgh}{s} \tag{5}$$

Отливка 1: А_{ПГС} = 32694 Дж/м²;отливка 2: А_{песок} = 14635 Дж/м².

Полученные образцы с противопригарным покрытием представлены на рис. 4.



Рис. 4. Результаты заливки образцов с нанесенным противопригарным покрытием на основе цирконового концентрата: *l* – образец с нанесенным противопригарным покрытием, заформованный в песок; *2* – образец с нанесенным противопригарным покрытием заформованный в ПГС

Удаление пригара у этих отливок не вызвало практически никаких усилий (рис. 5).



Рис. 5. Результат заливки образца с нанесенным противопригарным покрытием на основе цирконового концентрата (*a*) и маршалита (*б*)

Проведенные исследования противопригарных покрытий на водной основе с использованием изучаемых огнеупорных покрытий показали: противопригарное покрытие на основе цирконового концентрата обладает следующими свойствами: краевой угол смачивания – 42°, динамическая вязкость – 1665 мПа·с, сила адгезии покрытия к поверхности пенополистирола – 129,64 мДж/м², противопригарное покрытие на основе маршалита обладает следующими свойствами: краевой угол смачивания – 50°, динамическая вязкость – 1606 мПа·с, сила адгезии покрытия к поверхности пенополистирола – 114,77 мДж/м². Данные свидетельствуют о хорошей кроющей способности и сцеплении слоя покрытия с поверхностью модели. Исследуемые покрытия после нанесения на поверхность модели не растрескиваются и формируют однородную тонкую пленку. При использовании покрытия на основе маршалита и цирконового концентрата происходит удаление пригара путем отслоения пригарной корки от отливки при выбивке из формы без применения дополнительных усилий. Разработанные водные покрытия на основе цирконового концентрата и маршалита по своим свойствам могут быть рекомендованы для получения стальных отливок при литье по газифицируемым моделям.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Производство отливок по газифицируемым моделям / под ред. В. С. Шуляка. – М. : МГИУ, 2001. – 330 с.

2. Давыдов, Н. И. Литейные противопригарные покрытия : справочник / Н. И. Давыдов. – М. : Машиностроение, 2009. – 240 с.

3. *Малышева, Ж. Н.* Теоретическое и практическое руководство по дисциплине «Поверхностные явления и дисперсные системы»: учеб. пособие / Ж. Н. Малышева, И. А. Новаков / ВолГТУ. – Волгоград, 2007. – 344 с.

4. 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.

5. *Зимон, А. Д.* Коллоидная химия / А. Д. Зимон. – М. : АГАР, 2003. – 320 с.

6. *Трухов, А. П.* Технология литейного производства: Литье в песчанные формы : учеб. для студ. высш. учеб. заведений / А. П. Трухов [и др.]; под ред. А. П. Трухова. – М. : Издательский центр «Академия», 2005. – 528 с.

7. Установка для исследования пригара на Fe-C сплавах / А. А. Рулев, Н. Б. Зубкова, Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова // Литейное производство. – 2000. – № 4. – С. 29–30. УДК 669.15

Н. А. Кидалов Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Е. А. Гусакова, Ю. С. Бурлакова

РАЗРАБОТКА РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:mitlp@vstu

Приведены результаты разработки ресурсо- и энергосберегающей технологии выплавки высомарганцевой стали в дуговых печах ДС-5М с водоохлаждаемым сводом. Исследованы и рекомендованы к внедрению низкоплавкие и высокоактивные шлакообразующие смеси. В качестве основы шлакообразующих смесей выбраны шлаки электротермического производства алюминия. Применение шлакообразующих смесей способствует эффективной термоизоляции зеркала металла от охлаждающего воздействия свода, приводит к повышению механических свойств стали 110Г13Л в результате уменьшения размеров и количества неметаллических включений.

Ключевые слова: шлакообразующая смесь, диффузионное раскисление, неметаллические включения.

There are the results of elaboration saving of resources and energy melting high manganese steel in arc stove DC-5M with water-cooled vault. Low-melting and high-activity slag-forming mixtures were prospected and recommended. As basis slag-forming mixtures were chosen slag of electro thermal production of aluminum. Application of slag-forming mixtures assists effective thermo-insulation of mirror of metal from cooling influence of vault, results in the increase of mechanical properties 110G13L became as a result of reduction of sizes and amount of nonmetallic.

Keywords: slag-forming mixture, diffusive desoxydating, nonmetallic.

Применение водоохлаждаемых сводов дуговых печей ДС-5М позволило резко сократить материальные и трудовые затраты в расчете на 1 т выплавленной стали. Единственный недостаток работы таких электропечей – снижение жидкоподвижности шлаков, особенно при выплавке основным процессом стали 110ГЗЛ. В условиях литейного цеха возникли трудности с наведением высокоосновных шлаков и проведением процесса диффузионного раскисления жидкого металла. Потери марганца со шлаками увеличились на 30...40 %. Металлографические исследования выявили повышенное количество неметаллических включений (HMB) в металле отливок.

Работы по термоизоляции свода различными составами не дали положительных результатов. Низкая стойкость слоя футеровки на своде, трудоемкость футеровочных работ значительно снижали выгоды от использования водоохлаждаемых сводов. Более перспективным направлением повышения качества сталеплавильных шлаков следует считать использование низкоплавких шлакообразующих смесей (ШОС) из недорогих и недефицитных материалов [1,2]. Применяемые ШОС для выплавки высокомарганцовистой стали в электропечи с водоохлаждаемым сводом, кроме того, должны обладать хорошими теплоизолирующими свойствами.

Было разработано и испытано в производственных условиях восемь составов ШОС (табл. 1).

Таблица 1

Номер ШОС	Составляющие смеси, %						Температура	
	Al	Na ₃ AlF ₆	Al_2O_3	С	NaCO ₃ + Na ₂ O	SiC	плавления ШОС, °С	
1	3040	4050	1030	-	-	_	1260 1300	
2	2736	3645	927	10	-	-	12801320	
3	2432	3240	824	20	-	-	12801320	
4	_ " _	3040	-	10	10	-	12401280	
5	2128	2835	721	-	20	Ι	12401280	
6	2432	3240	824	-	—	10	13201350	
7	2128	2835	721	-	—	20	13201340	
8	_	_	_	_	10	10	13201380	

Шлакообразующие смеси

В качестве основы ШОС были выбраны шлаки электротермического производства Al, содержащие в больших количествах корольки Al высокой чистоты и криолит. Вспомогательными компонентами ШОС, повышающими химическую активность шлака и его способность к разжижению, служили дешевые полупродукты и отходы химических производств. Разработанные ШОС имели приблизительно одинаковую стоимость, температуру плавления и способность к разжижению сталеплавильных шлаков. Поэтому главным критерием качества ШОС в работе служила глубина диффузионного раскисления металла, выраженная в снижении потерь Mn и Fe. Критерием качества стали, выплавленной с использованием различных ШОС, выбрали ударную вязкость металла как показатель, наиболее чувствительный к форме и количеству НМВ.

Экспериментальные ШОС присаживали в печь с начала восстановительного периода – 10...12 кг на 1 т жидкого металла, что способствовало формированию жидкоподвижного и химически активного шлака. Совместно с ШОС в печь присаживали известняк и молотый кокс для получения белого или карбидного шлака.

В процессе присадки ШОС выделялись газообразные продукты реакций и вспенивался шлак. Толщина шлакового покрова увеличивалась в 2,0–2,5 раза (см. рисунок), что способствовало защите зеркала металла от окислительной атмосферы печи, снижало теплопередачу от металла в атмосферу.



Электропечной шлак от плавки стали 110Г13Л: *а* – исходный; *б* – после отработки ШОС

а

Шлаковая ванна хорошо перемешивалась, что ускоряло процессы диффузионного раскисления на поверхности раздела «металл-шлак». Шлак, сформированный с использованием ШОС, также хорошо защищает металл в ковше от охлаждения и вторичного окисления. Результаты химического анализа шлаков и испытаний ударной вязкости металла плавок, проведенных с использованием ШОС, сравнивали между собой и с результатами исследований и испытаний шлаков и металла, полученных без использования ШОС: в электропечи с металлическим сводом и из огнеупорного кирпича (табл. 2).

Таблица 2

Результаты химического анализа шлаков и испытаний ударной вязкости металла

Номер	Кол-во исследо-	Химсоста	KCU.		
ШОС	ванных плавок, шт.	MnO	FeO+Fe ₂ O ₃	Дж/см ² *	
1	9	15,6	4,4	146	
2	7	15,8	4,8	152	
3	9	14,7	3,2	182	
4	17	10,8	3,3	176	
5	13	12,9	3,9	150	
6	9	17,1	4,9	142	
7	7	18,7	6,2	138	
8	5	15,4	4,8	154	
9	13	24,6	8,3	118	
10	11	16,5	5,1	156	

П р и м е ч а н и е . Плавки без ШОС в печи с водоохлаждаемым сводом – 9, со сводом из огнеупорного кирпича – 10. * Приведены средние значения.

Применение всех исследованных ШОС значительно повышает эффективность процесса диффузионного раскисления металла в электропечах с водоохлаждаемым сводом, и она несколько выше эффективности раскисления по обычной технологии в печи со сводом из огнеупорного кирпича. Среднее снижение содержания закиси марганца в шлаке, наведенном с использованием ШОС, по сравнению со шлаком, полученным без ШОС, составило 10...12 %.

Металлографические исследования экспериментальных плавок показали, что диффузионное раскисление шлаком, сформированным с использованием ШОС, способствует очищению металла от НМВ. Размер оксидных Fe-Mnвключений при обработке ШОС снижается с 200...250 до 50...100 мкм. Снижается и общее количество НМВ, их форма приближается к глобулярной. Улучшение структуры металла по НМВ объясняет увеличение на 25...30 % ударной вязкости обработанной ШОС стали. При проведении плавок с использованием ШОС отмечено также снижение концентрации Р в металле экспериментальных плавок на 0,01...0,02 %, что требует дальнейшей детальной проверки.

Таким образом, показана технологическая эффективность использования ШОС при выплавке высокомарганцевой стали в электропечи с водоохлаждаемым сводом. Рекомендованная к применению ШОС-4 хорошо изолирует зеркало металла от охлаждающего воздействия свода, способствует повышению механических свойств готовой стали в результате уменьшения размеров и количества НМВ. Применение ШОС-4 обеспечивает экономию ферромарганца в количестве 4...6 кг на 1т жидкой стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Прохоренко, К. К. Шлаковый режим при выплавке стали / К. К. Прохоренко. – М. : Металлургиздат, 1962. – 242 с.

2. Власов, В. И. Литая высокомарганцовистая сталь / В. И. Власов, Е. Ф. Комолова. – М. : Машгиз, 1963. – 196 с.

D. H. DJIACOB, E. Ψ . KOMOJOBA. – IVI. . IVIAIIII H3, 1905. – 190 C.

УДК 621.746

Н. А. Кидалов, Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, И. А. Илларионова, М. С. Буссов ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА ДЕТАЛЕЙ «ЛЕМЕХ ПЛУГА» И «ЛАПА КУЛЬТИВАТОРА» ПУТЕМ НАПЛАВКИ В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail:mitlp@vstu)

Предложена высокопроизводительная и экономичная технология повышения износостойкости отливок методом поверхностного легирования в литейной форме за счет физического тепла заливаемого металла. Исследованы различные металлические порошки в качестве основы для формирования износостойкого слоя на отливках. Отработаны технологические параметры наплавки для получения износостойкого слоя требуемой толщины и твердости. Испытания показали высокую износостойкость наплавленного лемеха плуга в эксплуатации.

Ключевые слова: поверхностное легирование отливок, износостойкость, высоколегированные металлические порошки.

A high-performance and cost-effective technology was proposed to improve the wear resistance of castings by surface doping in the mold by physical heat cast metal. Various metal powders were Investigated as the basis for the formation of wear resistant layer on castings. Deposition process parameters were worked for the desired wear layer thickness and hardness. Tests showed high wear resistance weld ploughshare plow operation.

Keywords: surface alloying of castings, wear resistance, high-alloy metal powders.

Повышение сроков службы почвообрабатывавоющего инструмента позволяет увеличить производительность сельхозмашин и снизить стоимость полевых работ. При производстве такого инструмента литьем наиболее рациональный метод повышения износостойкости рабочей части инструмента – наплавка износостойкого слоя высоколегированными порошками (ВЛП) непосредственно в форме, когда расплавление и спекание слоя происходит за счет физической теплоты металла [1,2].

Наплавка такого слоя в форме или, как ее называют, поверхностное легирование отливок, значительно экономичней и производительней широко применяемых дугового и индукционного методов наплавки. В качестве наплавочных материалов исследовали порошки высоколегированных сплавов, выпускаемые по ГОСТ 21448. Химический и гранулометрический составы порошков отработаны для процессов индукционной, лазерной, дуговой наплавки, газопламенного напыления и позволяют получать высокие характеристики наплавленного слоя (HC) определенной толщины h, мм (табл. 1). Все порошки имеют низкую температуру плавления, и требовалось только исследовать технологические параметры процесса наплавки износостойкого слоя в форме и выбрать оптимальный вариант.

Таблииа 1

Порошок	Параметры				
порошок	<i>h</i> , мм	HRC ед.			
ПГС -27	1,1/3,2/2,8/1,8	4850/5456/ 5256/5054			
ПГ-С1	0,8/2,6/2,3/1,4	4845/4852/ 4552/4648			
ПГ-УС 25	-1,8/1,2/0,5	-/5054/ 5052/4852			
ПГ-ФБХ6-2	0,8/3,3/2,4/1,2	5052/5256/ 5256/5054			
ПГ-АН1	-/2,8/2,0/-	-/5456/ 5256/-			
ПГС-СРЧ	-/3,0/1,9/-	-/4244/ 4244/-			

Характеристика износостойкого слоя при наплавке порошков

В экспериментах ВЛП свободно насыпали на формообразующую поверхность нижней полуформы в места наиболее интенсивного износа, выявленные при эксплуатации детали лемеха плуга. Форму заливали сталью 45Л при 1560 ... 1580 °С, что приводило к расплавлению ВЛП и привариванию его к отливке. В первоначальных экспериментах, для определения критической толщины НС на отливке, толщину слоя ВЛП практически не ограничивали. Экспериментами и расчетами установлено, что для получения НС в 1,0 мм необходимо иметь в форме слой насыпанного ВЛП в 2,2-2,4 мм. Наибольшую толщину НС обеспечивали порошки сплавов на Fe-Crоснове (ПГ-ФБХ6-2) и Ni- Cr-основе (ПГС-27). Наплавленные этими порошками слои обладали также наивысшей твердостью.

Оптимальные размеры частиц, при которых достигаются наибольшие толщина HC и твердость, – 0,8...0,4 мм, класс гранулометрического состава – средний (С). Хорошие результаты получают при использовании мелкого (М) порошка с зерном 0,4...0,16 мм. Крупные (К) и очень мелкие (ОМ) порошки образуют на отливке слой меньшей толщины и твердости.

С поверхности слоя, наплавленного крупным порошком, идет выкрашивание отдельных, слабо приварившихся к отливке, зерен. Использование мелкого порошка может привести к образованию газовых раковин в HC-.

В качестве основного наплавочного материала выбрали порошок ПГС-27, так как он в 2,8 раза дешевле порошка ПГ-ФБХ6-2. Класс гранулометрического состава – средний или мелкий. Сплавление порошка ПГС- 27 с металлом отливки происходит практически без образования литейных дефектов (рис. 1). В зоне сплавления наблюдаются только отдельные газовые раковины меньше Ø 0,5 мм, не влияющие на эксплуатационные характеристики HC.

Исследование микроструктуры НС и зоны сплавления показывает, что основным процессом формирования износостойкого слоя является расплавление и спекание ВЛП за счет физической теплоты металла отливки. Поэтому процесс формирования износостойкого слоя на тонкостенных стальных отливках с использованием порошков на Fe-Cr- и Ni-Cr-основах следует называть процессом наплавки, а не поверхностного легирования.

Вблизи основного металла отливки слой ВЛП плотный и имеет максимальную твердость, его микроструктура соответствует исходной структуре порошка высокохромистого



Рис. 1. Вид отливки «лемех плуга» с наплавлением в литейной форме с износостойким слоем: *a* – общий вид рабочей части; *б* – наплавленная часть лемеха в разрезе

чугуна – первичные карбиды Сг, Мо, V, равномерно распределенные в остаточном аустените. Поверхностный слой наплавленного металла имеет микроструктуру, близкую структуре сплавов, получаемых порошковой металлургией. При больших увеличениях в структуре поверхностного слоя наблюдаются равномерно распределенные микропоры. Твердость на поверхности HC на 5...6 ед. HRC ниже максимальной твердости наплавки. Максимальная толщина зоны сплавления, выявленная металлографическими исследованиями, меньше 0,2 мм (рис. 2). Диффузионного проникновения легирующих элементов из порошка в основной металл отливки практически не наблюдается, что можно объяснить кратковременностью процесса наплавки.



Рис. 2. Микроструктура в зоне сплавления износостойкого слоя с металлом отливки, ×200:

Так как почвообрабатывающий инструмент испытывает при эксплуатации не только абразивное изнашивание, но и ударные нагрузки, лемех плуга для повышения механических свойств подвергают обязательной термообработке. Нормализация при 920...960 °C не приводит к снижению твердости HC. В ходе механических испытаний на предельную разрушающую нагрузку у нормализованных деталей лемеха не отмечено ни одного случая отслаивания HC от основного металла.

Для повышения эффективности процесса наплавки мелких и тонкостенных отливок, типа лап культиватора, разработан флюсующее-легирующий порошок (ПФЛ), основу которого составили отходы шлифования сталей Р6М5 и Р18. После восстановительного отжига и классификации отходы шлифования тщательно смешивали с флюсующими компонентами, измельченными до ультрадисперсного состояния. Оптимальное содержание ПФЛ в наплавочной композиции, определенное экспериментально, 15....20 % (табл. 2). При этом достигаются максимальная толщина НС и его твердость. Толщина НС на лемехе увеличилась в 1,5 раза при одновременном повышении твердости на 1...2 ед. HRC. Наплавочная композиция ПГС-27+ПФЛ обеспечивает получение на тонкостенной отливке лапы культиватора малой износостойкостью в 1,2 ...1,5 мм.

Материал	Глубина слоя, <i>h</i> , мм	Твердость HRC, ед.
100 % ПГС-27	3,2	54–56
97 % ПГС -27, 3 % буры (Na ₂ B ₄ O ₇)	3,3	48-50
95 % ПГС 27/ 5 %ПФЛ	3,8	54–56
90 % ПГС-27, 10 %ПФЛ	4,4	55–57
85 % ПГС -27, 15 %ПФЛ	4,5	55–57
80 % ПГС-27, 20 %ПФЛ	4,7	58–56
75 % ПГС -27. 25 %ПФЛ	4,6	50-54

Содержание в наплавочной композиции

Введение ПФЛ в наплавочную смесь позволяет шире использовать крупные и очень мелкие порошки, порошки, распыленные водяной струей и неправильной геометрической формы, что способствует снижению стоимости наплавки без падения ее эксплуатационных характеристик. Общее снижение стоимости процесса наплавки при использовании ПФЛ достигает 20...25 %.

Эксплуатационные испытания, проведенные ОПКТБ Нижне-Волжского НИИСХ, показали полное соответствие лемеха плуга с НС требованиям ОСТ 23.2.100–86 «Ресурс лемехов плуга и лущильщиков». В ходе испытаний отмечен ярко выраженный эффект самозатачивания лезвия лемеха. Наработка лемеха с наплавкой до предельного износа составила 110... 120 га при предельных требованиях стандарта не менее 60 га. Лемех без НС в этих же условиях нарабатывал до максимального износа меньше 10 га. Лемех с индукционной наплавкой порошком ПГС- 27 нарабатывал 34 ...36 га.

Вывод

Применение процесса наплавки почвообрабатывающего инструмента непосредственно в литейной форме позволяет снизить себестоимость продукции и значительно увеличить ресурс деталей за счет формирования бездефектных поверхностных слоев, обладающих высокими физико-механическими и триботехническими свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тескер, Е. И. Поверхностное легирование деталей порошковыми материалами в литейной форме / Е. И. Тескер, В. А. Гурьев, Ю. В. Гребнев, Е. И. Афонина, С. Е. Тескер // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 4. – С. 48–51.

2. Гребнев, Ю. В. Повышение износостойкости высоконагруженных деталей тракторов поверхностным легированием в литейной форме / Ю. В. Гребнев, В. А. Гурьев, И. Е. Афонина // Современные проблемы металлургического производства. – 2002. – С. 403–406.

УДК 621.762.(047.31)

В. А. Гулевский^{*}, С. Э. Власов^{*}, А. Г. Колмаков^{**}, В. И. Антипов^{**}, Л. В. Виноградов^{**} ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА МАТРИЧНОГО СПЛАВА ^{*}Волгоградский государственный технический университет ^{**}Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН

Таблица 2

В статье описывается алгоритм математической модели, позволяющий выбрать по рекомендации легирующие элементы для разрабатываемых, пропитывающих, матричных сплавов, а также представлен пример программы с оптимизацией химического состава сплава.

Ключевые слова: давление, температура, время, пропитка, смачивание, графит; медь, алгоритм математической модели, композиционные материалы.

The article describes the algorithm of mathematical model which allows you to choose on the recommendation of the alloying elements for development, impregnating, matrix, alloys, as well as shows an example of a program with optimization of chemical composition of the alloy.

Keywords: pressure, temperature, time, impregnation, wetting, graphite, copper, algorithm of mathematical model, composite materials.

Введение

Существует достаточно много способов получения композиционных материалов. Одним из них является пропитка твердых пористых каркасов, тугоплавких материалов металлическими сплавами. При этом некоторые свойства матричных сплавов и получаемых композиционных материалов можно заранее прогнозировать с высокой степенью точности. В настоящее время проводятся разнообразные исследования взаимодействия металлических расплавов с твердыми каркасами [1-4]. Результаты подобных работ показывают, что в большинстве случаев существует оптимальный состав жидкой фазы. Но зачастую трудность заключается в большом количестве вариантов сплавов, которые необходимо экспериментально проверить.

Для осуществления процесса пропитки необходимо, чтобы матричный сплав отвечал определенным требованиям и обладал хорошими литейными свойствами, а краевой угол смачивания был меньше 90°. Существует два пути снижения краевого угла смачивания: нанесение разделительного покрытия на взаимодействующие поверхности и легирование. Чтобы сплав подходил по данным требованиям, необходимо добавлять легирующие элементы к основе сплава, причем необходимо заранее знать концентрацию легирующего элемента. Было замечено, что теоретический выбор поверхностно-активных легирующих элементов позволяет создать пропитывающие сплавы без нанесения барьерных покрытий на внутренние поверхности пор углеграфитового каркаса. При этом сплавы обладают более высокой проникающей способностью, обеспечивающей удовлетворительную степень пропитки при невысоком давлении. Для снижения краевого угла смачивания в сплав, который не смачивает армирующий каркас, необходимо ввести легирующий элемент, который будет поверхностно-активным по отношению к растворителю, чтобы снизить поверхностное натяжение и получить лучшие межфазные свойства.

Чтобы понять, что выбранный элемент является поверхностно-активным, необходимо определить активность, коэффициент активности и другие термодинамические величины по закону Рауля [5].

Целью работы является создание алгоритма математической модели матричного сплава для пропитки углеграфитового каркаса с минимальным краевым углом смачивания.

На основе теоретического метода определения активности растворителя из диаграмм состояния нами было написано программное обеспечение, с помощью которого можно определить поверхностно-активный легирующий элемент для растворителя, активность и концентрации веществ в бинарном сплаве [5].

Шаги программы выглядят следующим образом:

1. По бинарной диаграмме состояния определить область концентрации и дополнительно выделить интервал варьирования концентраций веществ с определением температур ликвидуса, солидуса, а также температуры точки расчета активности и точки плавления чистого растворителя.

2. Осуществить ввод всех справочных термодинамических параметров для расчета активности, коэффициента активности и программа выдаст значение в виде точки на графике.

3. Повторить соответствующие операции с 1-й по 3-ю нужное количество раз.



Рис. 1. Зависимость активности от концентрации Си-Р

С учетом новых существующих представлений о поведении расплавов разработана компьютерная программа, позволяющая по зависимости активности (ось А) от концентрации Cu-P (ось N) (рис. 1) выбирать необходимую концентрацию, при которой легирующий элемент будет поверхностно-активным по отношению к растворителю. Синяя кривая показывает идеальный раствор, который описывает закон Рауля, а красная кривая, полученная расчетным путем, представляет коэффициент активности, который количественно характеризует (при одинаковой концентрации) отличие реального раствора от совершенного, что позволяет получать достоверные данные по активности элементов. Программа является наиболее эффективной экспресс-оценкой взаимодействия между элементами и согласуется с результатами экспериментов. Программа в значительной степени уменьшает трудоемкость и время проведения экспериментов благодаря меньшему количеству возможных вариантов составов сплавов, которые необходимо подвергнуть экспериментальной проверке.

Результаты экспериментов, представленные на рис. 2, показывают, что при увеличении содержания фосфора краевой угол смачивания снижается.



Рис. 2. Краевой угол смачивания Си-Р

n			$\mathbf{O} = \mathbf{D}(\mathbf{x})$	C D Z	\mathbf{E}		TO N #
влияние химического	состава матричны	х сплавов типа	Cu-r(a) и	i Cu-P-Zn-	-ге (<i>о</i>) н	а своиства 1	KN

№ сплава и плавка	Результаты исследований							
		КМ						
	Поверхностное натяжение, Н/м	Жидкотекучесть (глубина затекания), мм	Твердость, НВ	Удельная электрическая проводимость, МСм/м	Плотность, %	Прочность на сжатие, МПа		
1(a)	1,63	_	102	9,4	45,3	220		
2(б)	1,64	0	105	9,3	44,3	222		
3(a)	1,59	0,1	112	9,0	49,7	225		
4(б)	1,60	0,1	114	9,5	49,2	227		
5(a)	1,19	8,5	181	7,8	64,1	235		
6(б)	1,21	7,5	135	12,0	58,5	236		
7(a)	0,86	9,7	237	5,7	57,9	260		
8(б)	1,10	12	199	11,5	66,0	246		

№ сплава и плавка	Результаты исследований							
		КМ						
	Поверхностное натяжение, Н/м	Жидкотекучесть (глубина затекания), мм	Твердость, НВ	Удельная электрическая проводимость, МСм/м	Плотность, %	Прочность на сжатие, МПа		
9(a)	0,83	9,5	245	5,5	58,5	265		
10(б)	1,61	0,1	108	10,0	49,7	224		
11(a)	1,07	13	200	7,3	67,7	249		
12(б)	1,06	13	205	11,0	67,5	255		
13(a)	0,95	11,3	220	6,4	65,0	251		
14(б)	1,13	7	141	11,1	54,1	241		
15(a)	0,89	10,6	232	5,9	61,0	255		
16(б)	1,16	7,4	130	11,3	57,9	234		
17(б)	1,20	7,2	137	11,8	55,7	249		

Окончание таблицы

Доказательством поверхностной активности компонента является снижение краевого угла смачивания сплава.

Сплав 7 в таблице – с содержанием в шихте фосфора 11 %, безкислородистой меди 4,5 %, остальное медь – интересен небольшим поверхностным натяжением при сохранении остальных характеристик на достаточном уровне для проведения дальнейших экспериментов.

Сплав 12 в таблице – с содержанием в шихте фосфора 8,5 %, цинка 13 %, железа 2 %, остальное медь – по комплексу исследованных свойств выбран для проведения дальнейших исследований.

ное медь – по комплексу исследованных в аств выбран для проведения дальнейших педований. тр д зэ



Рис. 3. Микроструктура сплава Cu-P-Zn-Fe

Введение в состав матричного сплава меди цинка (1,5–13,0 %) и железа (0,5–4,0 %) в указанном диапазоне концентраций приводит к повышению прочностных свойств и электрической проводимости за счет выделения включений меди (96-98%) в микроструктуре сплава (рис. 3).

В связи с тем, что температура плавления железа (1539 °C) значительно выше температуры плавления медно-фосфористой основы сплава (714–800 °C), частицы железа являются дополнительными центрами кристаллизации. При этом цинк (419 °C) успевает раствориться за время пропитки и, являясь поверхностноактивным веществом, способствует выделению включений меди в расплаве матричного сплава.

Вывод

Компьютерная программа разработана с учетом существующих представлений о поведении расплавов, что позволяет получать достоверные данные и уменьшить количество проводимых экспериментов. В результате исследования матричных сплавов Cu-P-Cu(00) и Cu-P-Zn-Fe получены патенты РФ № 2430983 и № 2466204.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Processing and microstructure of metal matrix composites prepared pressureiess Ti-activated infiltration using Febase and Ni-base alloys / Lemster K., Graule T., Kuebler J. // Mater. Sci. AndEng. A. $-2005. -393. - N_{\rm P} 1-2. - P. 229-238.$

2. Preparation of C4 ceramic/metal composites by reactive metal penetration of commercial ceramics / Paves Matteo, Fine Paolo, Valle Marrimiliano, Badini Claudio // Compos. Sci. andTechnicl. – 2006. – 66. – № 2. – P. 350–356.

3. 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.

4. Власов, С. Э. Программное обеспечение по оптимизации времени выбора легирующих компонентов сплавов для процессов пропитки / С. Э. Власов, В. А. Гулевский // Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент : матер. III междунар. науч.-инновац. молодежной конф. (31 окт. – 2 нояб. 2011 г.) / Тамбовский гос. техн. ун-т, НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии» [и др.]. – Тамбов, 2011. – С. 379–380.

5. Власов, С. Э. Выбор легирующих элементов для оптимального химического состава сплава меди для процесса пропитки / С. Э. Власов, В. А. Гулевский // Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент : матер. IV междунар. науч.инновац. молодеж. конф., 24–26 окт. 2012 г / ТГТУ [и др.]. – Тамбов, 2012. – С. 250–251. 6. Власов, С.Э. Оптимизация химического состава

6. Власов, С.Э. Оптимизация химического состава сплава для процесса пропитки / С. Э. Власов, В. А. Гулевский // Современные тенденции развития химии и технологии полимерных материалов : тез. докл. междунар. науч. конф. / СПб. гос. ун-т технологии и дизайна. – СПб., 2012. – С. 29–31.

7. Пат. 2430983 РФ, МПК С 22 С 9/00, С 22 С 1/04. Композиционный материал, содержащий углеграфитовый каркас, пропиталлый матричным сплавом на основе меди / Гулевский В. А., Кидалов Н. А., Мухин Ю. А., Загребин А. Н. ; ВолгГТУ. – 2011.

8. Пат. 2466204 РФ, МПК С 22 С 49/02, В 22 F 3/26, С 22 С 1/10. Композиционный материал для электротехнических изделий / Гулевский В. А., Мухин Ю. А., Антипов В. И., Колмаков А. Г., Виноградов Л. В., Кидалов Н. А.; ВолгГТУ. – 2012.

УДК 621.791.14

Е. С. Бубенок

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НАХЛЕСТОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ*

Донской государственный технический университет

(e-mail:Bubenok_es@mail.ru)

Целью данной работы является анализ существующих способов получения соединений меди и алюминия. В работе исследованы возможности применения сварки трением с пермешиванием (СТП) для получения соединений меди и алюминия. Описан процесс получения нахлесточных соединений меди и алюминия. Приведены режимы сварки. Проведены исследования микроструктуры нахлесточных соединений меди и алюминия. проведен анализ факторов, влияющих на прочность нахлесточных соединений меди с алюминием, выполненных СТП. Изучено влияние остающегося отверстия на прочность нахлесточного соединения меди и алюминия, выполненного СТП. Приведены эпюры распределения напряжений в нахлесточных соединениях меди и алюминия. Представлены результаты испытаний на прочность различных нахлесточных соединений. Проанализирована структура среза шва, оценены технологичность шва и активное сопротивление соединения, а также приведен способ повышения прочности соединения.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, сварка разнородных металлов, медь, алюминий, электрические шины.

The aim of this paper is to analyze the existing methods of preparing the compounds of copper and aluminum. The object of study of this work was to study the possibility of using FSW for the preparation of joints of copper and aluminum. The process of getting the lap of copper and aluminum is described. Welding parameters are given. The investigation of the microstructure overlap joints of copper and aluminum was carried. The factors affecting the strength of lap joints of copper and aluminum, made by FSW, were analyzed. The conclusions the remaining holes on the strength of lap joints of copper and aluminum, made by FSW, was studied. Diagrams of the distribution of stresses in the lap joints of copper and aluminum are shown. The results of tests on the strength of various lap joints are presented. The structure of slice of the weld was analyzed, processability and resistance were rated and method of increasing the strength is given.

Key words: Friction stir welding, welding of dissimilar metals, copper, aluminum, electrical bus.

В современном электромонтажном производстве часто требуется соединение разнородных металлов. Примером может служить соединение токоведущих шин (материал – медь) и отводов (материал – алюминий) [1, 2].

От таких соединений, в основном, требуется обеспечение высокой прочности и электропроводности. Сварка их в жидкой фазе крайне затруднена. В результате в промышленности часто используют нахлесточные соединения меди с алюминием с помощью болтов [1]. Пример такого соединения приведен на рис. 1, *д*. Однако данное соединение имеет свои недостатки:

- электрохимическое взаимодействие;

 уменьшается сечение детали, что приводит к снижению прочности и электропроводности;

 места контакта постепенно окисляются, увеличивается переходное сопротивление. В результате появляется необходимость регулярного обслуживания данного соединения (зачистка контактирующих поверхностей от окислов, подтяжка болтов).

Работа посвящена решению проблем – увеличению прочности и электропроводности разнородных соединений (Cu + Al) токоведущих шин.

^{*} Работа выполнена в рамках договора № 92 от 03.05.2011 г.


Рис. 1. Примеры соединений медной и алюминиевой шин сваркой плавлением: *а*, *б* – встык; *в*, *г* – внахлест; *д* – с помощью болта

С целью получения качественных неразъемных соединений меди с алюминием было предложено использовать хорошо зарекомендовавшую себя технологию сварки трением с перемешиванием [4]. Использование данного способа сварки, который протекает в твердой фазе [5], должен исключить проблемы, присущие традиционным способам сварки плавлением [3,6,7]. Инструмент для СТП и схема сварки нахлесточного соединения показаны на рис. 2.



Рис. 2. Сварка трением с перемешиванием: а – конструкция инструмента; б – схема сварки нахлесточного соединения

Качество соединений, выполняемых СТП, во многом зависит от конструкции инструмента [8,9] и параметров режима сварки [4]. В данной работе использовали довольно простой инструмент, который состоит из цилиндра с плоским заплечиком (рис. 2, a), в центре заплечика расположен конус, названый *пином*.

Параметры, характеризующие данный процесс сварки и их величины, представлены в табл. 1.

Схема процесса сварки представлена на рис. 2, б.

Преимуществами данного способа сварки перед сваркой плавлением являются:

 температура соединяемых металлов не достигает температуры плавления;

 упрощение процесса получения соединения.

Параметры процесса СТП

Таблица 1

Параметры СТП	Обозна- чение	Вели- чина
Скорость вращения инструмента, об/мин	ω	710
Глубина погружения инструмента, мм	h	0,3
Угол наклона инструмента	α	2°
Скорость сварки, м/ч	V _{cb}	24

Преимуществами перед болтовыми соединениями являются:

 – более плотное прилегание соединяемых деталей;

 отсутствие сквозных отверстий, приводящих к уменьшению сечения соединяемых деталей.

Нахлесточное соединение, полученное СТП на режимах, указанных в табл. 1, показано на рис. 3, *а*.





Рис. 3. Нахлесточное сварное соединение меди с алюминием, полученное способом СТП: a – срез соединения; δ – соединение с отверстием со стороны медной шины; s – с отверстием посередине

Металлографические исследования показали, что при СТП отдельные частицы меди размером от 5 до 400 мкм внедряются в алюминиевую матрицу (рис. 4). Внедрение происходит там, где проходит пин инструмента. Проведенные исследования показали, что прочность этого соединения составила 9–11 кгс/мм².



Рис. 4. Металлографическое исследование нахлесточного соединения алюминий-медь: *a* – увеличение x2000; *б* – увеличение x200

Однако нахлесточные соединения, выполненные СТП, имеют недостатки:

 в конце шва в верхней детали остается отверстие, повторяющее форму пина;

 из технологических соображений фланговые и лобовые швы должны находиться от краев нахлестки на расстоянии, равном диаметру заплечиков (d) инструмента (рис. 5, a).

При выполнении нахлесточных соединений полос одинаковой площади одним фланговым

швом (рис. 5, a) его прочность зависит от площади соединения, равной $l \cdot b$, от распределения касательных напряжений в зоне сопряжения и от распределения нормальных напряжений в алюминиевой и медной пластинах площадью $c \cdot s$ (при отсутствии отверстия от пина).

Известно, что распределение напряжений по длине фланговых швов крайне неравномерно, поэтому для оценки влияния расположения отверстия на прочность соединения была построена модель сварного соединения. С помощью метода конечных элементов была проведена оценка распределения напряжений по длине шва. Результат распределения напряжений в различных зонах нахлесточного соединения представлен на рис. 5.



Рис. 5. Распределение напряжений в нахлесточном соединении:

а – общий вид нахлесточного соединения и распределение напряжений по поверхности алюминиевой полосы при условии отсутствия отверстия от пина; б – распределение нормальных напряжений по длине алюминиевой пластины; в – распределение нормальных напряжений по длине медной пластины; г – распределение касательных напряжений по длине флангового шва с учетом разного модуля упругости соединяемых материалов

Таблица 2

Проведенный анализ распределения напряжений в различных зонах сварного соединения показывает целесообразность расположения отверстия в середине шва или со стороны подхода меди.

Для экспериментальной оценки несущей способности нахлесточного соединения с остающимся отверстием были изготовлены соединения с различным расположением отверстий (рис. 3, *б*, *в*). Результаты испытаний различных соединений на срез представлены в табл. 2.

Ввиду того, что напряжения при выводе отверстия в сторону алюминия (рис. 5, δ) выше, чем при расположении отверстия со стороны меди (рис. 5, ϵ) или в середине нахлестки (рис. 5, ϵ), прочность такого соединения оказалась ниже и составила 5–7 кгс/мм².

Следует подчеркнуть, что прочность соединений 2 и 3 (табл. 2) практически равняется прочности алюминиевой пластины. Разница в прочности соединений 2 и 3 оказалась незначительной. Следовательно, с технологической точки зрения, целесообразней производить сварку таким образом, чтобы отверстие оставалось со стороны подхода медной шины.

Результаты испытаний на прочность соединений, полученных СТП

№	Вид образца	Предел прочности при испытаниях на срез, кгс/мм ²
1	Нахлесточное соединение с от- верстием со стороны алюминия	5–7
2	Нахлесточное соединение с от- верстием со стороны меди	9–11
3	Нахлесточное соединение с от- верстием в середине соединения	9–11

Для оценки электропроводности были подготовлены образцы нахлесточных соединений меди и алюминия:

 выполненные при помощи СТП на режимах указанных в табл. 1;

– болтовые соединения меди с алюминием (схема представлена на рис. 1, ∂).

Перед соединением с образцов удалялась оксидная пленка.

С помощью микроомметра MMR 620 было измерено активное сопротивление болтовых соединений меди и алюминия, а также соеди-

нений, полученных СТП. Сопротивление болтовых соединений оказалось на 45 % выше, чем сопротивление сваренных образцов.

Выводы

 Нахлесточное соединение меди с алюминием, получаемое при помощи СТП обладает рядом преимуществ как перед соединением, полученным сваркой плавлением, так и перед болтовым соединением.

2. Сварка трением с перемешиванием позволяет получить нахлесточное соединение меди с алюминием, не уступающее в прочности алюминиевой пластине.

3. В результате СТП происходит упрочнение сварочного шва за счет: а) измельчения структуры соединяемых металлов в сварном шве; б) отрыва частиц меди и их перемешивания с алюминием.

 Остающееся отверстие снижает конструктивную прочность, что можно исправить смещением отверстия в сторону медной пластины.

5. Активное сопротивление соединений, выполненных СТП, значительно ниже активного сопротивления болтовых соединений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дзецкер, Н. Н. Многоамперные контактные соединения : производственное издание / Н. Н. Дзецкер, Ю. С. Висленев. – Ленинград : Энергоатомиздат, 1987. – 128 с.

2. Инструкция по сварке цветных металлов в электромонтажном производстве: И 1.10-07 – 2007: утв. президентом ассоциации «Росэлектромонтаж» 03.07.07: ввод в действие 01.09.07 – Москва: 2007. – 143 с.

3. *Моисеенко, В. П.* Материалы и их поведение при сварке / В. П. Моисеенко. – Ростов-на-Дону : Феникс, 2009. – 300 с.

4. Friction Stir Butt Welding: U.S. Patent No.5 460 317 / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham. – 1991.

5. Котлышев, Р. Р. Сварка трением с перемешиванием : монография / Р. Р. Котлышев. – Ростов-на-Дону : Издательский центр ДГТУ, 2012. – 135 с.

6. Friction Stir Welding. – Режим доступа: http://www.twi.co.uk/technologies/welding-coating-and-material-processing/friction-stir-welding/ (дата обращения 05.08.2013).

7. *Santella, M. L.* Friction Stir Welding and Processing of Advanced Materials / M. L. Santella [et al.] // High Strength Weight Reduction Materials. FY 2004 Progress Report. – P. 11.

8. *Khaled, T.* An outsider looks at friction stir welding [Report#: ANM-112N-05-06] / Terry Khaled. – July 2005. – Lakewood, CA, USA. – P. 71.

9. *Ericsson, M.* Fatigue of FSW Overlap Joints in Aluminium Welded With Different Tool Designs / M. Ericsson, R. Sandstrom // 5th International Symposium on Friction Stir Welding. – Metz, France, 14–16 September 2004. – P. 15.

Научное издание

ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского государственного технического университета № 15 (118), 2013 г.

Серия «ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ» (Выпуск 8)

Межвузовский сборник научных статей

Редактор *Н. Н. Кваша* Компьютерная верстка *Е. В. Макаровой*

Темплан 2013 г. Поз. № 74н. Подписано в печать 29.11.2013. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 17,20. Уч.-изд. л. 17,38. Тираж 100 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.