# ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

# **ИЗВЕСТИЯ** волгоградского государствени технического университета

ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО **УНИВЕРСИТЕТА** 

Серия

# ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Выпуск 3

 $N_{2} 11(59)$ 

Межвузовский сборник научных статей Издается с января 2004 г.

2009



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" д-р хим. наук проф., член-корр. РАН *И. А. Новаков*

Редакционная коллегия серии:

засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук. проф. *Ю. П. Трыков* (ответственный редактор) засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. *В. И. Лысак*,

д-р техн. наук, проф.  $B.\ \Pi.\ Багмутов$ , д-р техн. наук, проф.  $H.\ A.\ Зюбан$ , д-р техн. наук, проф.  $M.\ M.\ Mamnun$ ,

канд. техн. наук, доц. В. Н. Арисова (ответственный секретарь)

Печатается по решению редакционно-издательского совета Волгоградского государственного технического университета

**Известия** Волгоградского государственного технического университета : межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – 160 с. – (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 3).

ISSN 1990-5297

В сборнике содержатся статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств; анализ влияния различных факторов на механические свойства.

Ил. 139. Табл. 46. Библиогр.: 279 назв.

Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Киселёв О. С., Кондратьев А. Ю., Метелкин В. В. Структура и свойства слоистых титано-алюминиевых композитов,
упрочненных частицами интерметаллидов
Трыков Ю. П., Шморгун В. Г., Богданов А. И., Слаутин О. В., Арисова В. Н., Зинченко А. Н. Закономерности формирования структурно-механической неоднородности при сварке взрывом алюминия с никелем
Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Слаутин О. В., Богданов А. И., Битюцких А. Е.
Влияние термического и силового воздействия на кинетику роста
диффузионной прослойки в никель-алюминиевом композите
Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Самарский Д. С., Богданов А. И.
Расчетная оценка прочности слоистых интерметаллидных композитов (СИК) системы «магний – алюминий»
Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Донцов Д. Ю., Слаутин О. В.  Формирование структуры в многослойных соединениях титана со сталями с различным содержанием углерода после высокотемпературных нагревов 2
Трыков Ю. П., Трудов А. Ф., Водопьянов В. И., Войнов М. О.
Влияние деформации на свойства свариваемых взрывом
сталеалюминиевых композиций
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Проничев Д. В., Петров А. Э.
Исследование теплопроводности биметаллических соединений
из однородных и разнородных сталей
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Проничев Д. В., Арисова В. Н., Киселев О. С., Кондратьев А. Ю., Панков С. В.
Свойства интерметаллидных прослоек в слоистых титано-алюминиевых композитах
Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Седов Э. В, Петрухина В. Г.
Теплофизические свойства аропласта и его композиций
с фторопластом-4 после взрывного прессования
Адаменко Н. А., Казуров А. В., Проничев Д. В., Лямин А. И.
Теплопроводность наполненных меднофторопластовых композитов 4
Рогозин В. Д., Писарев С. П., Арисова В. Н., Круглов М. С.
Ударное прессование порошковых смесей $W_2B_5+Ni$
Локтюшин В. А., Гуревич Л. М.
Получение нанотолщинных металлических покрытий на сверхтвердых материалах методом термодиффузионной металлизации
Трыков Ю. П., Сергиенко А. С., Гуревич Л. М., Булаева С. А., Даненко В. Ф.
Изменение микромеханических свойств биметаллической проволоки при деформировании
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Булаева С. А., Сергиенко А. С.
Кинетика протекания диффузионных процессов в сталеалюминиевой
проволоке
Мухин В. Н., Ватник Л. Е., Тришкина И. А., Трыков Ю. П., Гуревич Л. М.
Разработка критериев оценки жаропрочности стали 15Х5М
на основе анализа кривых ползучести
Сученинов П. А., Адаменко Н. А., Сергеев Д. В.
Разработка и исследование композиционных материалов для уплотнений воздушных поршневых компрессоров
Кязымов Ф. А., Попов П. В., Орешкин В. Д. Влияние силы тока на структуру наплавочного материала $W_2B_5$ – FeV – FeCr
Петровская Т. С.
Комплексная обработка поверхности титана
<u>Ильинский В. А.</u> , Габельченко Н. И., Костылева Л. В., Карпова Е. Ю., Житникова Н. П. Исследование особенностей формирования дендритных структур сталей
том до жите обоснителен формирования долдринизм отруктур отшенти
Ильинский В. А., Костылева Л. В., Карпова Е. Ю., Габельченко Н. И. Особенности строения перлитных зерен в литых низкоуглеродистых сталях 7
Гулевский В. А., Мухин Ю. А., Загребин А. Н. Матричный сплав для пропитки углеграфитового каркаса
Матлин М. М., Мозгунова А. И., Лебский С. Л., Фролова А. И.  Метол определения степения деформирования при применении различных
Метод определения степени деформирования при применении различных

<i>Матлин М. М., Барабанов Г. П., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.</i>	
Анализ влияния различных факторов на фактическую площадь контакта деталей соединений с натягом	88
Барон А. А., Слюсарева О. Ф.	
Прогнозирование циклической трещиностойкости сталей	91
Барон А. А., Осипенко А. П., Гевлич Д. С.	
Исследование напряжений перед фронтом трещины нормального отрыва	
в условиях плоской деформации	94
Осипенко А. П., Барон А. А.	
Исследование напряженного состояния в пластической зоне под отпечатком	
сферического индентора	99
Багмутов В. П.	
О некоторых особенностях структурного биомеханического подхода	101
в задачах стоматологии.	101
Багмутов В. П., Водопьянов В. И., Кондратьев О. В, Горунов А. И. Закономерности сопротивления пластическим деформациям	
при растяжении цилиндрических образцов с кольцевым надрезом	105
Багмутов В. П., Тышкевич В. Н.	100
Обзор методов и программ расчета трубопроводных систем	109
Багмутов В. П., Тышкевич В. Н., Светличная В. Б.	
Общая схема рационального проектирования трубопроводов	
из армированных пластиков	112
Багмутов В. П., Богданов Е. П., Шкода И. А.	
Оценка опасности разрушения в гладких и надрезанных образцах	
с использованием статистических критериев прочности	116
Савкин А. Н.	
О критериях поврежденности конструкционных материалов	
при циклическом нагружении	119
Кукса Л. В., Евдокимов Е. Е.	
Исследование концентрации напряжений в элементах конструкций	
при различных видах напряженного состояния на основе построения	123
физико-механических моделей структурно-неоднородных материалов	123
Кукса Л. В., Арзамаскова Л. М. Сравнительные исследования масштабного эффекта физико-механических	
свойств однофазных и двухфазных поликристаллических материалов	127
Гурьянов Д. А., Тескер Е. И., Замотаев Б. Н., Рубежанская И. В.	
Улучшение механических характеристик стали 30ХНМС методом	
комбинированной высокотемпературной термомеханической обработки	133
Гурьянов Д. А., Тескер Е. И., Замотаев Б. Н., Рубежанская И. В.	
Исследование влияния деформационных параметров прокатки	
при повторной ВТМО на механические свойства стали	134
Бондарева О. П., Гоник И. Л.	
Влияние микролегирования на структуру и свойства экономнолегированной	
феррито-аустенитной стали 02X22H5	137
Максимук В. С., Гурулёв Д. Н.	
Новая ресурсосберегающая технология изготовления крупных	1.40
штампованных поковок типа пустотелых ступиц с фланцем	140
Егоров Н. И.	
Основные физические предпосылки для анализа перераспределения водорода при сварке	144
Егоров Н. И.	177
Исследование параметров процесса перехода остаточного водорода	
в диффузионный на стадии нагрева термического цикла сварки	148
Зюбан Н. А., Шевцова О. А., Руцкий Д. В.	
Анализ влияния серы на свойства изделий и принципы регулирования	
процессом формирования сульфидных включений в промышленных сталях	151
Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Титов К. Е., Чубуков М. Ю.	
Исследование влияния особенностей процесса кристаллизации	
крупного слитка спокойной стали 38ХНЗМФА на прочностные	
и пластические характеристики	154

**Л. М. Гуревич** – канд. техн. наук, **Ю. П. Трыков** – д-р техн. наук, **В. Н. Арисова** – канд. техн. наук, **О. С. Киселёв** – аспирант, **А. Ю. Кондратьев** – студент, **В. В. Метелкин** – аспирант

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ\*

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Изучен фазовый состав образующихся зерен интерметаллидов в процессе взаимодействия расплава алюминия с титаном на различных стадиях формирования структуры СИК. Показана возможность использования аддитивной методики прогнозирования эффективного коэффициента теплопроводности многослойного композита с дисперсными интерметаллидными слоями.

*Ключевые слова:* титан, алюминий, интерметаллид, диффузия, теплопроводность, микротвердость, слоистый композит.

The phase structure of formed grains of intermetallics in the course of interaction melt of aluminium with the titan at various stages of formation of structure LIC is studied. Possibility of use of an additive technique of forecasting coefficient of thermal conductivity of a multilayered composite with disperse intermetallic layers is shown.

Keywords: titanium, aluminium, intermetallic, diffusion, thermal conductivity, microhardness, layered composite.

Проведенные ранее исследования [1, 2] показали возможность значительной интенсификации технологического процесса создания слоистых интерметаллидных титано-алюминиевых композитов в результате взаимодействия титана с расплавом алюминия, однако взаимосвязь структуры и свойств получаемых СИК с температурно-временными параметрами взаимодействия практически не изучена.

Целью настоящей работы являлось исследование фазового состава слоистых титано-алюминиевых интерметаллидных композиционных материалов и разработка методик прогнозирования теплопроводности в зависимости от структурно-конструкционных характеристик.

# Материалы и методы исследования

Процессы формирования структуры интерметаллидного композита при температурах 675–750 °С исследовали на сваренных взрывом

на оптимальных режимах и горячекатанных образцах трехслойного материала ВТ1-0+АД1+ +ВТ1-0 с толщинами слоев титана 2 мм и алюминия от 0,9 до 4 мм. Металлографические исследования выполняли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus» ВХ-61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12 с увеличениями  $\times 50 - \times 1000$ . Параметры структуры исследуемых КМ измеряли при обработке цифровых изображений на ПЭВМ «Pentium IV», используя пакет программ «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System Gmbh. Однородность структуры интерметаллидной прослойки определяли на атомносиловом микроскопе Solver Pro. Испытание на микротвердость по методу невосстановленного отпечатка (ГОСТ 9450-76) вдавливанием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием проводили на приборе ПМТ-3М под нагрузками 0,1-0,5 Н. Фазовый состав образующихся диффузионных слоев на разных удалениях от границы ВТ1-0 -АД1 определяли послойной рентгеновской съемкой на дифрактометре ДРОН-3М в харак-

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (08-08-00056) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

теристическом излучении  $K_{\alpha}$ Си. Идентификацию фаз проводили по базам данных PDF-2 ICDD (The International Centre for Diffraction Data) программой «Crystal impact match!». Значения эквивалентного коэффициента теплопроводности  $\lambda_{\text{СКМ}}$  композита исследовали на компьютеризированном приборе «КИТ-02Ц» КБ «Теплофон», предназначенном для измерения теплопроводности композиционных образцов в диапазоне от 1 до 400 Вт/м×К с погрешностью не более 3 %. Измерения теплопроводности композита после сварки взрывом и диффузионных отжигов проводили при многократной переустановке образца с расчетом средних значений.

# Результаты и их обсуждение

В настоящее время общепризнано [3], что взаимодействие жидкого металла с твердым состоит из нескольких последовательных стадий, основные из которых – адсорбция и взаимодействие (гетеродиффузия, химические реакции). В образовании прочных связей основное место занимают процессы слабой хемосорбции, при которых электронная оболочка адсорбированного атома расплавленного металла проникает в электронную оболочку твердого металла. Время хемосорбции (время задержки диффузионных процессов) можно определить по уравнению

$$\tau = \tau_0 e^{q + E_a / RT}, \qquad (1)$$

где q — теплота хемосорбции;  $E_{\rm a}$  — энергия активации хемосорбции. Сделанный в работе [4] расчет по уравнению (1) длительности периода задержки диффузии при взаимодействии Ti +  ${\rm A1}_{\rm ж}$  показал, что при 700 °C  ${\rm \tau} \le 10^{-3}{\rm c}$ , и, следовательно, может не учитываться при определении необходимой длительности процесса получения слоев, упрочненных интерметаллидами.

После стадии хемосорбции становится возможным дальнейшее взаимодействие между атомами контактирующих металлов. При контактировании титана и алюминия, обладающих малой взаимной растворимостью, будут образовываться интерметаллидные соединения диффузионным путем и в результате химической реакции. Период задержки диффузионных процессов совпадает с периодом задержки образования интерметаллидного соединения только в случае

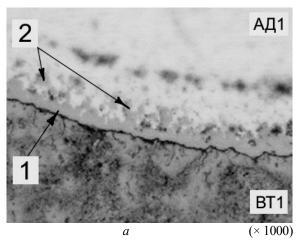
$$q + E_a \ge E_{ap},\tag{2}$$

где  $E_{ap}$  — энергия активации химической реакции образования интерметаллидов. Для наибо-

лее вероятной реакции образования алюминидов титана  $Ti + 3AI = TiAI_3$  это неравенство не выполняется ( $q + E_a = 123$  кДж/моль,  $E_{ap} = 242$  кДж/моль [4]) и период задержки образования интерметаллидов при 700 °C составляет около 2 мин. Проводимые в [4] расчеты периода задержки образования интерметаллидов не учитывали наличие на границе раздела титанарасплав алюминия окисных пленок, тормозящих процессы хемосорбции и гетеродиффузии.

В работе [1, 2] было показано, что формирование структуры и фазового состава композита ВТ1-0 - АД1 с толщиной исходного слоя алюминия 0,4-0,9 мм происходит после появления первых фрагментов интерметаллидов в три основные стадии развития взаимодействия титана с жидким алюминием, условно названные как «начальная», «роста» и «насыщения». Стадийность процессов диффузионного взаимодействия титана с расплавом алюминия можно объяснить наличием на границе соединения оксидных слоев с разрывами, образующимися в процессе прокатки из-за разной пластичности окисла и металла и последующей термической обработки за счет различия коэффициентов линейного расширения окислов и металла. Аналогичная стадийность наблюдается и при температуре взаимодействия 750 °C и толщине АД1 2-4 мм.

В «начальной стадии» взаимодействие между титаном и расплавом алюминия происходило малоактивно с переносом атомов через оксидную пленку, и после десятиминутного нагрева выявлялась только интерметаллидная прослойка в титане средней толщиной  $\delta \approx 2$  мкм и локальным увеличением до 10-12 мм на участках с разрывом слоя. Увеличение времени нагрева до 30 мин приводило к росту δ до 8 мкм по практически линейному закону (рис. 1) и появлению отдельных скоплений интерметаллидных частиц, распространившихся в закристаллизовавшийся алюминиевый слой на глубину до 20-50 мкм в зоне микродефектов оксидных пленок. Близость зависимости к линейной можно объяснить связью утолщения слоя интерметаллида с протеканием двух процессов: реакций на границе «интерметаллид – чистый металл» и диффузионного транспорта атомов к соответствующим границам [5]. Если рост слоя интерметаллида определяется кинетикой граничных реакций, тормозящихся наличием оксидных пленок, то эффективный коэффициент диффузии зависит от толщины слоя и определяет линейный,



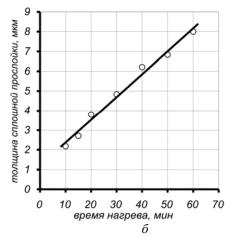


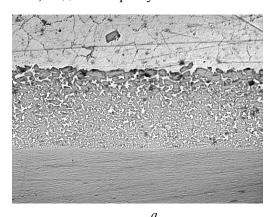
Рис. 1. Структура (a) и кинетика роста сплошной интерметаллидной прослойки на границе «титан—алюминий» ( $\delta$ ) в «начальной стадии» формирования СИК при 700 °C:

I – сплошная интерметаллидная прослойка у границы с BT1-0; 2 – отдельные частицы интерметаллидов в алюминии

а не параболический закон утолщения слоя интерметаллидов. Линейный рост толщины прослойки интерметаллидов наблюдался и в интерметалидных слоистых композитах, синтезируемых жидкофазным спеканием сжатого пакета алюминиевых и титановых фольг на воздухе [6].

По границам зерен закристаллизовавшегося алюминиевого расплава расположены мелкие равноосные и вытянутые интерметаллидные частицы размерами 0,5-3 и 4-20 мкм, соответственно (объемное содержание 7-9 %). Увеличение объема зоны твердых растворов и интерметаллидов в титане, расположенных между пленкой оксида и чистым металлом, приводило к разрыву и дроблению окисной пленки на границе «алюминий-титан», увеличению скорости диффузии и повышению концентрации титана в расплаве алюминия. Поэтому на «стадии роста», первыми признаками которого являются локальные участки проникновения интерметаллидной прослойки в титан глубиной 10-25 мкм, в десятки раз увеличивалась скорость роста толщины диффузионного слоя по сравнению с «начальной стадией» из-за интенсификации реакции образования сплошной прослойки интерметаллидов на границе с титаном, разрушения ее и выделения отдельных округлых частиц в расплав. Разрушению сплошной интерметаллидной прослойки способствует разность в объемах исходного титана и образующейся интерметаллидной прослойки, а также капиллярное давление жидкой фазы, краевой угол смачивания которой меньше 90° [7].

После 2 ч отжига при 750 °C локальные участки повышенной концентрации интерметаллидов в расплаве, распространившиеся на глубину до 50–70 мкм, образовали общий диффузионный слой, заполненный дисперсными интерметаллидными частицами при их среднем объемном содержании вблизи с титаном  $V_{of}$  = 85 %. За диффузионным слоем располагался слой твердого раствора на основе алюминия с избыточными выделениями интерметаллида по границам зерен.



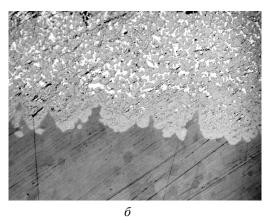


Рис. 2. Диффузионный слой на границе композита BT1-0+AД1 (толщина АД1 – 4 мм) после отжига при 750 °C в течение: a-14 ч,  $\delta-18$  ч (внизу BT1-0)

Развитие диффузионного взаимодействия титана с жидким алюминием на «стадии роста» приводило к увеличению толщины слоя (рис. 3), содержащего дисперсные интерметаллидные частицы с неизменным средним объемным содержанием (около 85–90 %). Значительная толщина слоя расплава не позволила даже после 18 ч перейти к «стадии насыщения», начинающейся после заполнения всего объема расплава алюминия интерметаллидными частицами и заключающейся в увеличении объемного содержания дисперсной фазы в интерметаллидном слое.

Разница в объемах расплава и закристаллизовавшегося металла приводила к появлению кристаллизационных дефектов (усадочных пор неправильной формы), для борьбы с которыми и увеличения доли интерметаллидов образец сжимали статическим давлением при температуре 660–670°С до достижения заданной толщины [8].

Для выявления зависимости фазового состава интерметаллидных зерен от температурно-временных параметров отжига проводили рентгеноструктурный анализ образовавшегося в композите BT1-0-AД1 при температурах 675-750 °C интерметаллидного слоя на расстоянии 200 мкм от границы раздела «титан – алюминий». Варьирование температуры и времени отжига позволило изучить структуру, формирующуюся как на стадии роста, так и на стадии насыщения. После отжига при 675 °C в течение 6 ч («стадия роста») металлографически выявлялись зерна интерметаллида (82 % об.) с прослойками твердого раствора на основе алюминия, а на дифрактограмме обнаружены рефлексы только интерметаллида TiAl<sub>3</sub> и Al(Ti) (рис. 3, а). Переход к стадии насыщения при отжиге в течение 4 ч при 700 °C привел к исчезновению рефлексов твердого раствора титана в алюминии; но новых интерметаллидных фаз, кроме  $TiAl_3$ , не образовывалось (рис. 3,  $\delta$ ). Увеличение длительности термической обработки при 700 °C не изменяло фазовый состав слоя, упрочненного частицами интерметаллида. При повышении температуры отжига до 750 °C, уже на «стадии роста» (после 2 ч), появились, кроме дифракционных максимумов TiAl<sub>3</sub> и Al(Ti), очень слабые рефлексы еще одного интерметаллида – TiAl (рис. 3,  $\delta$ ), которые не исчезали при увеличении продолжительности термообработки до 4 ч. Проведенный ранее послойный рентгеноструктурный анализ интерметаллидной прослойки на границе «титан — алюминий», образовавшейся в процессе реактивной диффузии, достоверно идентифицировал наличие четырех интерметаллидных фаз —  $Ti_3Al$ , TiAl,  $TiAl_2$ ,  $TiAl_3$ . Различия в фазовом составе интерметаллидов, образовавшихся на границах раздела « $Ti-Al_{TB}$ » и « $Ti-Al_{**}$ » можно объяснить тем, что во втором случае интерметаллид должен находиться в термодинамическом равновесии с окружающим его расплавом алюминия при температурах 675-750 °C, а, в соответствии с диаграммой состояния сплавов системы «титан — алюминий» [9], это возможно

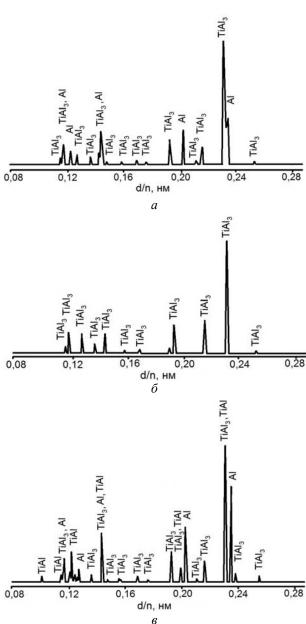


Рис. 3. Дифрактограммы слоя, упрочненного частицами интерметаллида, на расстоянии 200 мкм от границы раздела «титан — алюминий»:  $a-675~^{\circ}\mathrm{C}$  6 ч;  $\delta-700~^{\circ}\mathrm{C}$  4 ч;  $\epsilon-750~^{\circ}\mathrm{C}$  2 ч

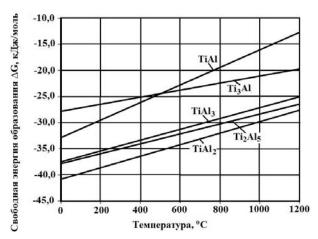


Рис. 4. Изменение свободной энергии при образовании интерметаллидов при различных температурах

только для  $TiAl_3$ . Проведенные Кэттнером расчеты изменения свободной энергии Гиббса  $\Delta G$  при образовании различных алюминидов из алюминия и титана [10] показали, что во всем температурном диапазоне наименьшей энергией из стабильных интерметаллидов обладает  $TiAl_3$  (рис. 4). Несколько ниже G у метастабильных фаз  $TiAl_2$  и  $Ti_2Al_5$ , но они могут формироваться только через несколько промежуточных реакций трансформации TiAl, что термодинамически мало вероятно.

Как показали исследования на атомно-силовом микроскопе Solver Pro образца после полирования алмазной пастой, в сплошной интерметаллидной прослойке, примыкающей к титану, фазовый состав неоднороден, что подтверждается наличием большого количества микровыступов повышенной твердости, выступающих над средним уровнем на 60–80 нм (рис. 5).

Для слоистого композита, представляющего собой плоскую многослойную стенку из плотно

прилегающих слоев толщиной  $\delta_1$ ,  $\delta_2$ , ...  $\delta_n$  с коэффициентами теплопроводности  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$ ,...  $\lambda_m$  и не содержащего на границах соединения непроваров или участков оплавов, эквивалентный коэффициент теплопроводности композита  $\lambda_{\text{СКМ}}$  [11] зависит только от термического сопротивления слоев  $\delta_i/\lambda_i$  и равен

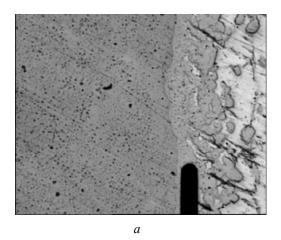
$$\lambda_{\text{CKM}} = \frac{\delta_1 + \delta_2 + \dots + \delta_n}{\frac{\delta_1}{\lambda_1} + \frac{\delta_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{\delta_n}{\lambda_n}}.$$
 (3)

Измерение коэффициента теплопроводности образцов трехслойного композита проводилось до и после термической обработки. Теплопроводность после сварки взрывом находилась на уровне 33,3 Вт/м×К, что хорошо согласуется с расчетным значением, полученным по правилу аддитивности (3).

Увеличение толщин диффузионных прослоек при отжиге 750 °C в течение 2–18 ч приводило к заметному снижению теплопроводности слоистого интерметаллидного композита; например, после выдержки в течение 18 ч - до 20,87 Вт/м×К, т. е. на 37,3 % (данные предъявлены в таблице).

Полученный интерметаллидный композит представляет собой сложную систему, состоящую, как минимум из слоев трех типов:

- титан BT1 с теоретической теплопроводностью около 19 Bт/м×К;
- закристаллизовавшийся алюминиевый слой, представляющий собой зерна твердого раствора на основе алюминия с выделившимися по их границам фрагментами интерметаллида;
- прилегающие к слою титана зоны смеси дисперсных зерен интерметаллида и тонких прослоек твердого раствора на основе алюминия.



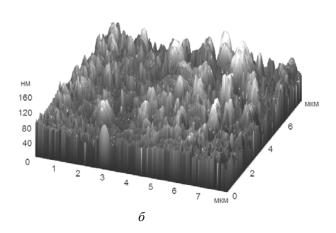


Рис. 5. Выступающие участки повышенной твердости в ин-терметаллидной прослойке, примыкающей к титану: a – положение сканирующего кантилевера,  $\delta$  – нанопрофиль поверхности в 3D-изображении

10

		Толщина сло	я, мм			Теплопроводности	, B <sub>T</sub> / <sub>M</sub> ×K					
Время,		Алюминие-	Дисперсные		Диспе			СКМ				
Ч	BT1-0	вый слой	интерметаллидные прослойки	ВТТ-0 вый слой	BTILO I	RTI-0 I i bru	1	ВТТ-0 вый слой интерме	интерметаллидные прослойки	экспери- ментальные	расчет- ные	ошибка, %
2	4,64	1,3	0,062	19	127,2	16,9	22,9	23,3	-1,7			
5	4,6	1,21	0,2	19	135,2	19,0	22,7	23,0	-1,4			
8	4,56	1,04	0,37	19	122,1	29,2	22,4	22,9	2,2			
14	4,5	0,504	0,96	19	143,4	19,7	21,3	20,6	3,2			
18	4,4	0,235	1,16	19	109,9	24,6	20,9	20,6	1,5			

Сравнение экспериментальных и расчетных значений теплопроводности 3-слойного интерметаллидного композита титан – алюминий – титан

Сложное строение интерметаллидного композита потребовало разработки методики прогнозирования, учитывающей как толщины всех конструктивных элементов, так и их структуры. Для прогнозирования теплопроводности двух последних многофазных слоев, зависящей от объемного содержания интерметаллидов и насыщенности твердого раствора, была использована известная модель

$$\lambda^{1/3} = \sum_{i=1}^{n} m_i \lambda_i^{1/3}, \tag{4}$$

где  $m_i$  — объемная концентрация i-го компонента;  $\lambda_i$  — теплопроводность ( $Bt/m\times K$ ) i-го компонента системы [11], т. е. твердого раствора на основе алюминия и интерметаллидов. По литературным данным [12], средний коэффициент теплопроводности твердого раствора на основе алюминия составляет около 180  $Bt/m\times K$ , а диапазон коэффициента теплопроводности интерметаллидов при 20 °C — от 11  $Bt/m\times K$  для TiAl [13] до 25,1  $Bt/m\times K$  для TiAl и 33,5  $Bt/m\times K$  для TiAl [14]. Полученные нами экспериментально средние значения теплопроводности интерметаллидной прослойки, образовавшейся при твердофазной реактивной диффузии (12—15 Bt/m\*K), хорошо согласовывались с [13].

Значения теплопроводности закристаллизовавшегося алюминиевого слоя  $\lambda_{Al}$  и смеси зерен интерметаллида и тонких прослоек твердого раствора на основе алюминия расчитывались по экспериментально определенным с использованием микроскопа Olympus BX-61 и программы AnalySis объемным содержаниям интерметаллидов и Al(Ti) в этих участках (см. таблицу). Затем, используя рассчитанные значений коэффициентов теплопроводности многофазных слоев, определяли коэффициент теплопроводности СИК по формуле (3). Анализ данных таблицы показывает, что величина расхождения экспериментально определенных зна-

чений эффективных коэффициентов теплопроводности интерметаллидного композита и расчитанных по предложенной методике, включающей определение коэффициентов теплопроводности диффузионных многофазных слоев по известной модели для дисперсных сред, колеблется в пределах 1,4–3,2 %, что не превышает погрешности измерения с использованием "КИТ-02Ц" КБ «Теплофон».

#### Выводы

- 1. Методами рентгеноструктурного анализа изучен фазовый состав образующихся зерен интерметаллидов в процессе взаимодействия расплава алюминия с титаном на различных стадиях формирования структуры СИК.
- 2. Показана возможность использования аддитивной методики прогнозирования эффективного коэффициента теплопроводности многослойного композита с дисперсными интерметаллидными слоями, включающей определение коэффициентов теплопроводности диффузионных многофазных слоев по известной модели для многокомпонентных гетерогенных систем.

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Гуревич, Л. М.* Структурообразование в титаноалюминиевых композитах в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров, Д. Н. Гурулев, В. А. Локтюшин // Журнал функциональных материалов. — 2008. — Т. 2, № 4. — С. 153—157.
- 2. *Трыков, Ю. П.* Диффузия в слоистом титаноалюминиевом композите ВТ1-АД1 при повышенных температурах / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, А. Н. Жоров, Д. Н. Гурулев, В. Н. Арисова // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 3(29) / ВолгГТУ. — Волгоград, 2007. — С. 5–8.
- 3. *Шоршоров, М. Х.* О природе физико-химических явлений в сварных и паяных соединениях/ М. Х. Шоршоров, Ю. Л. Красулин // Сварочное производство. 1967. № 12. С. 1—4.
- 4. Рохлин, Э. А. Анализ температурно-временных условий взаимодействия расплавленного металла с твердым

при сварке-пайке разнородных металлов / Э. А. Рохлин //—Сварка. — Л.: Судостроение. Ленингр. отд. — Вып. 11. — 1968. — С. 99-107.

- 5. *Гегузин, Е. Я.* Диффузионная зона / Е. Я.. Гегузин. М.: Наука, 1979. 344 с.
- 6. David, J. Harach. Microstructure Evolution in Metal-Intermetallic Laminate (MIL) Composites Synthesized by Reactive Foil Sintering in Air / J. H. David, S. V. Kenneth //Metallurgical and Materials Transactions, 32A (2001). P. 1493–1505.
- 7.  $Haй\partial uv$ , IO. I
- 8. Пат. № 2255849 (РФ). Способ получения композиционного материала алюминий-титан / Ю. П. Трыков, С. П. Писарев, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, А. Н. Жоров, С. А. Абраменко, С. В. Крашенинников. Опубл. 10.07.05, БИ № 19.

- 9. Диаграммы состояния двойных металлических систем В 3 т. Т. 1 / под ред. Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.
- 10. *Kattner, U. R.* Thermodynamic Assessment and Calculation of the Ti-Al System / U. R. Kattner, J. -C. Lin and Y. A. Chang // Metallurgical and Materials Transactions A Volume 23, Number 8 / Aβργcτ 1992 г. |P. 2081–2090.
- 11. *Дульнев*, Г. Р. Теплопроводность смесей и композиционных материалов / Г. Р. Дульнев, Ю. П. Заричняк. Л.: Энергия, 1974. С. 263.
- 12. Mондольфо,  $\Pi$ .  $\Phi$ . Структура и свойства алюминиевых сплавов: пер. с англ. /  $\Pi$ .  $\Phi$ . Мондольфо. M. Металлургия. 1979. 640 с.
- 13. Yamaguchi, M, Inui H. Ti Al compounds for structural applications/ M. Yamaguchi, H. Inui In: Structural intermetallics. Warrendale, PA: TMS; 1993. P. 127–142.
- 14. *Синельникова*, В. С. Алюминиды / В. С. Синельникова, В. А. Подергин, В. П. Речкин. Киев : Наук. думка, 1965. 242 с.

УДК 621.791:621.771

**Ю. П. Трыков** – д-р техн. наук, **В. Г. Шморгун** – д-р техн. наук, **А. И. Богданов** – аспирант, **О. В. Слаутин** – канд. техн. наук, **В. Н. Арисова** – канд. техн. наук, **А. Н. Зинченко** – студент

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ АЛЮМИНИЯ С НИКЕЛЕМ\*

### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Показано, что определяющим фактором процесса оплавления на межслойной границе полученного сваркой взрывом соединения алюминий-никель является доля кинетической энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию поверхностных слоев металлов. Установлено, что ее увеличение приводит к росту площади и относительной протяженности оплавленного металла, представляющего собой неравновесную смесь интерметаллидов NiAl<sub>3</sub> и Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>.

*Ключевые слова:* соединение алюминий-никель, сварка взрывом, оплавленный металл, интерметаллиды, микромеханические свойства, рентгеноструктурный анализ.

It is shown that the determinative factor of the burn-off process on interlayer boundary of aluminium-nickel joint, received by explosion welding is a share of the kinetic energy spent for plastic deformation of surface layers of metals. It is established that its increase leads to growth of the area and relative extent of the melted metal, representing a nonequilibrium mixture of intermetallics NiAl<sub>3</sub> and Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>.

*Keywords:* aluminium-nickel joint, explosion welding, melted metal, micromechanical properties, X-ray structure analysis.

При изготовлении аппаратов химического, энергетического и нефтяного машиностроения возникает необходимость сварки никеля с алюминием и его сплавами. Получение качественного соединения традиционными способами (электронно-лучевая сварка, сварка плавлением и др.) весьма затруднительно ввиду значительного различия в физико-химических свойствах соединяемых металлов [1]. Одним из наиболее эффективных способов соединения никеля с алюминием является сварка взрывом. Однако при завышении параметров сварки на межслойной границе происходит оплавление контактирующих поверхностей свариваемых ме-

таллов, что может приводить к снижению прочности соединения.

Целью данной работы являлось изучение закономерностей формирования структурномеханической неоднородности на границе соединения алюминий-никель, полученного сваркой взрывом.

#### Материалы и методы исследования

Исследования проводили на биметалле алюминий АД1 + никель НП1 с толщинами слоев 5 и 2,5 мм соответственно. Сварку осуществляли по угловой схеме. Изменение технологического зазора от 0,5 до 15 мм привело к изменению скорости соударения от 354 до 810 м/с и доли кинетической энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию ( $W_2$ ) от 0,85 до 2,30 МДж/м². Образцы для исследований

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (08-08-00056) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

вырезали в направлении, совпадающем с направлением детонации. Металлографические исследования осуществляли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур цифровой камерой DP-12 при увеличениях ×200-×1000. Параметры структуры биметалла, а также относительную протяженность (K) и площадь оплавленных участков (S), приходящихся на каждые 5 мм границы соединения, измеряли при обработке цифровых изображений пакетом программ «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System Gmbh. Микротвердость (H) структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3 по методу восстановленного отпечатка вдавливанием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине 136° (ГОСТ 9450-76) под нагрузкой 0,2-1 Н. Микротвердость по сечению, перпендикулярному границе раздела композита, определяли на участках, свободных от оплавленного металла. Определение фазового состава локальных оплавленных участков после сварки осуществляли рентгеновской съемкой на дифрактометре ДРОН-3 в характеристическом излучении КаСи. Съемку проводили с торца биметалла, а также на разных удалениях от границы АД1 + НП1 путем послойного стравливания в азотной кислоте никелевого слоя с шагом 50 мкм. Идентификацию фаз осуществляли с помощью программы «Crystallographica» по базе данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

# Результаты и их обсуждение

Согласно периодической системе Менделеева, алюминий и никель (III и VIII группа химических элементов, соответственно) обладают ограниченной растворимостью и образуют при достижении определенной концентрации растворимого элемента в растворителе твердые растворы, эвтектики и интерметаллидные соединения. Анализ диаграммы состояния системы «алюминий – никель» (рис. 1) показал, что в зависимости от концентрации элементов, в ней могут образовываться следующие интерметаллиды: NiAl<sub>3</sub>, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, NiAl и Ni<sub>3</sub>Al. Эти фазы обладают значительно более высокой твердостью по сравнению с входящими в них алюминием и никелем, а также отличаются хрупкостью. В связи с этим оплавленные участки на границе соединения алюминия с никелем могут в значительной степени влиять на работоспособность сварных соединений.

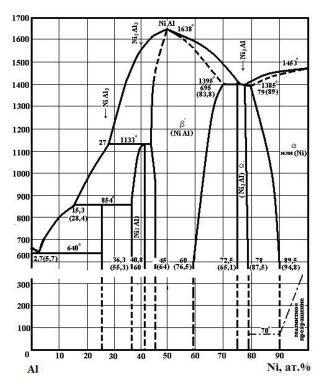


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Al-Ni [2]

Известно, что степень оплавления в свариваемых взрывом соединениях определяется уровнем пластической деформации поверхностных слоев металлов, а, следовательно, и долей кинетической энергии, затрачиваемой на его реализацию [3]. Металлографический анализ всей длины сварного соединения позволил разбить его на четыре характерных участка. На рис. 2 указаны границы этих участков, а также представлены зависимости площади оплавленного металла и его относительной протяженности на границе соединения АД1+НП1 от величины  $W_2$ .

На первом участке ( $W_2 < 1,00 \text{ МДж/м}^2$ ) граница соединения прямолинейная, оплавленный металл отсутствует (рис. 3, a).

При значениях  $W_2$  от 1,00 до 1,86 МДж/м<sup>2</sup> (II участок) граница соединения имеет слабо развитый волновой профиль. В завихрениях волн наблюдается локальное оплавление металла округлой формы преимущественно «светлого цвета», структура которого травлением не выявляется (рис. 3,  $\delta$ ). Микротвердость оплавов составляет 3,8–4,7 ГПа. Площадь оплавленного металла на этом участке составляет от 0,035 ( $W_2 = 1,00$  МДж/м<sup>2</sup>) до 0,15 мм<sup>2</sup> ( $W_2 = 1,86$  МДж/м<sup>2</sup>), его относительная протяженность – от 28 до 60 %, соответственно.

На III участке (1,86 <  $W_2$  < 2,13 МДж/м²) образуются оплавы неравновесного состава,

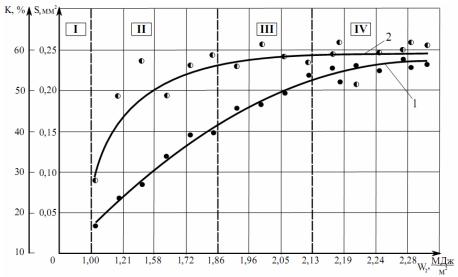


Рис. 2. Зависимость площади оплавленного металла (I) и его относительной протяженности (2) от энергии, затраченной на пластическую деформацию при сварке

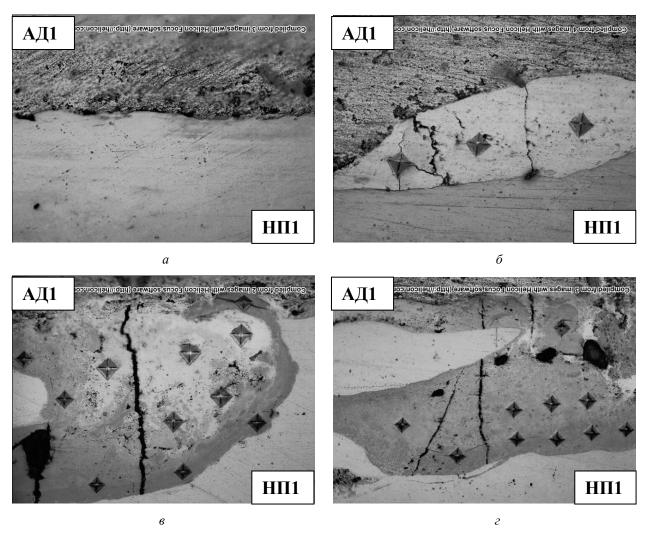


Рис. 3. Микроструктуры зоны соединения АД1-НП1, характерные для различных значений  $W_2$ :  $a-W_2 < 1,00$  МДж/м²;  $\delta-1,00 < W_2 < 1,86$  МДж/м²;  $\epsilon-1,86 < W_2 < 2,13$  МДж/м²;  $\epsilon-2,13 < W_2 < 2,30$  МДж/м² (×500)

в которых помимо «светлых» включений той же твердости, что и на участке II, содержатся включения «серого цвета» (40-50 % по площади), микротвердость которых составляет 7,1–8,4 ГПа. Оплавы имеют сложную форму, в большинстве из них, ввиду быстротечности процесса кристаллизации, имеются такие дефекты кристаллизационного характера, как поры и трещины (рис. 3, в). Граница соединения не имеет четко выраженного волнового профиля. Появление более твердых «серых» включений, структуру которых травлением выявить также не удалось, очевидно, связано с ростом доли участия никеля в процессе оплавления. Площадь оплавленного металла изменяется от  $0.16~(W_2 =$  $= 1,86 \text{ МДж/м}^2$ ) до  $0,21 \text{ мм}^2$  ( $W_2 = 2,13 \text{ МДж/м}^2$ ), а его относительная протяженность практически не меняется и находится на уровне 50-60 %.

Увеличение  $W_2$  с 2,13 до 2,30 МДж/м<sup>2</sup> (IV участок) приводит к росту объемного содержания «серых» включений в оплавленном металле твердостью 8,1–8,6 ГПа практически до 100 % (рис. 3, z), площадь которого увеличивается от 0,21 до 0,24 мм<sup>2</sup>.

Анализ литературных данных [4–6] о величине твердости алюминидов никеля показал, что «светлые» и «серые» участки, обнаруженные в оплавах на границе соединения АД1+НП1 в состоянии после сварки взрывом, близки по своей микротвердости к интерметаллидам NiAl<sub>3</sub> и Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, соответственно. Однако разброс значений микротвердости, указанных в литературе, достаточно велик и для Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> составляет, например, от 7,1 до 10,9 ГПа, а для NiAl<sub>3</sub> – от 5,6 до 7,5 ГПа.

Для уточнения полученных данных проводили рентгенофазовый анализ образца, вырезанного из концевой части заготовки, где величины *S* и *K* достигают максимальных значений, что позволило значительно увеличить чувствительность выявления фаз. На всех дифрактограммах наблюдался практически один и тот же набор характеристических линий. На рис. 4 приведены дифрактограммы, снятые с торца биметалла и в непосредственной близости от границы соединения. Их анализ показал, что полученные результаты практически идентичны. По мере приближения к границе раздела увеличивались интенсивность линий и число выявленных фаз (данные приведены в таблице).

Анализ характера распределения микротвердости по сечению биметалла показал, что ее общий уровень с увеличением доли кинетической энергии, затрачиваемой на пластическую

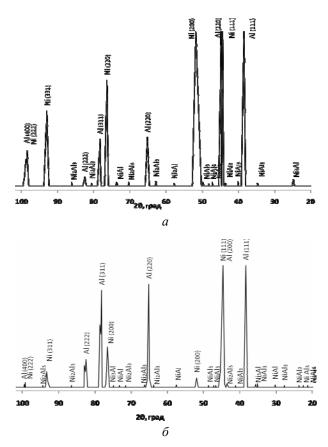


Рис. 4. Дифрактограммы, снятые с торца (a) и на расстоянии 5 мкм от границы соединения  $(\delta)$  биметалла  $AД1+H\Pi1$ 

## Фазы, выявленные на различном удалении от межслойной границы биметалла АД1+НП1, а также при съемке с торца

Расстояние	Выявленные	фазы
от границы соединения, мкм	достоверно установленные	следы
100	Al, NiAl <sub>3</sub> , Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>	Ni, NiAl, Ni <sub>3</sub> Al
50	Al, NiAl <sub>3</sub> , Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>	Ni, NiAl, Ni <sub>3</sub> Al
5	Al, Ni, NiAl <sub>3</sub> , Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>	NiAl, Ni <sub>3</sub> Al
Съемка с торца	Ni, Al, Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> , NiAl <sub>3</sub>	Ni <sub>3</sub> Al, NiAl

деформацию при сварке, повышается. При  $W_2$  = 1,21 МДж/м² микротвердость никеля в ОШЗ составила около 1,8 ГПа, а на удалении 7 мм – 1,43 ГПа (что, соответственно, на 0,7 и 0,3 ГПа больше, чем у отожженного металла). При  $W_2$  = 2,24 МДж/м² твердость составила 2,2 и 1,6 ГПа, соответственно (что на 0,9 и 0,5 ГПа больше, чем у исходного НП1). Микротвердость алюминия практически не зависела от величины  $W_2$  (что связано с низкой температурой его рекристаллизации) и на расстоянии 20 мкм от границы соединения достигала 0,5 ГПа, а на большем удалении составляла 0,35–0,4 ГПа (рис. 5).

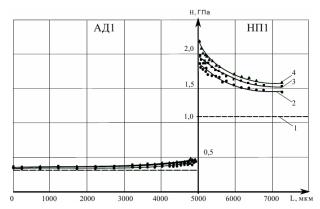


Рис. 5. Распределение микротвердости в поперечном сечении биметалла АД1+НП1:

I – исходные отожженные металлы; 2, 3, 4 – после сварки при  $W_2$  = 1,21, 1,96 и 2,24 МДж/м², соответственно

#### Выводы

1. При сварке взрывом алюминия с никелем формирование структурно-механической микронеоднородности определяется энергией, затраченной на пластическую деформацию поверхностных слоев металла. При  $W_2$ , не превышающей 1 МДж/м², граница соединения АД1 + НП1 свободна от оплавленного металла и имеет безволновой профиль. Увеличение  $W_2$  приводит к нестабильному волнообразованию, росту площади и относительной протяженности оплавленного металла переменного состава.

- 2. Включения оплавленного металла на межслойной границе состоят из интерметаллидов NiAl<sub>3</sub>, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>. С увеличением  $W_2$  содержание в оплавленном металле более твердой фазы Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> увеличивается.
- 3. Полученные данные могут быть использованы в практических целях как при назначении оптимальных режимов сварки взрывом алюминия с никелем, так и при создании слоистых интерметаллидных композитов системы Al-Ni.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Рябов, В. Р.* Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами / В. Р. Рябов–Киев: Наукова думка, 1983. 264 с.
- 2. *Самсонов, Г. В.* Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов, И. М. Винницкий. М.: Металлургия, 1976. 560 с.
- 3. *Седых, В. С.* Расчет условий оплавления и количества оплавленного металла при сварке взрывом / В. С. Седых, А. П. Соннов // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: науч. тр. ВПИ, вып. № 1. 1974. С. 25-34.
- 4. *Иванько, А. А.* Твердость: справочник / А. А. Иванько; под ред. Г. В. Самсонова; Ин-т проблем материаловедения. Киев: Наукова думка, 1968. 127 с.
- Синельникова, В. С. Алюминиды / В. С. Синельникова, В. А. Подергин, В. Н. Речкин. Киев: Наукова думка, 1965. 243 с.
- 6. *Чуларис, А. А.* Исследование переходной зоны взаимодействия никеля с алюминием в условиях пайки / А. А. Чуларис, Г. В. Чумаченко, П. И. Селезнев // Вестник ДГТУ. -2006. Т. 6. -№ 2 (29). С. 103–109.

УДК 621.791:621.771

**В. Г. Шморгун** – д-р техн. наук, **Ю. П. Трыков** – д-р техн. наук, **О. В. Слаутин** – канд. техн. наук, **А. И. Богданов** – аспирант, **А. Е. Битюцких** – студент

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО И СИЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КИНЕТИКУ РОСТА ДИФФУЗИОННОЙ ПРОСЛОЙКИ В НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ\*

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Исследовано влияние растягивающей и сжимающей нагрузки, приложенной по нормали к границе соединения биметалла никель-алюминий, на кинетику роста диффузионных прослоек. Получены уравнения, описывающие их рост в зависимости от характера прилагаемой нагрузки.

*Ключевые слова:* никель-алюминиевый композит, сварка взрывом, диффузия, растяжение, сжатие, интерметаллидные слои.

Influence of stretching and compressing load, applied in accordance with a normal line to the connection boundary of nickel-aluminium bimetal, on kinetics of growth of diffusion layers is investigated. The equations describing their growth depending on character of applied load are received.

Keywords: nickel-aluminium composite, explosion welding, diffusion, stretching, compressing, intermetallics layers.

\* Одним из эффективных способов получения качественного соединения никеля с алюминием является сварка взрывом (СВ). В ряде случаев сваренные взрывом заготовки подвер-

гаются технологическим переделам, связанным с их обработкой давлением, а изделия из этого биметалла, находящиеся под статической нагрузкой различного знака и интенсивности, — технологическим или эксплуатационным нагревам. Учитывая, что задача прогнозирования диффузионного взаимодействия между никелем и алюминием, способного за счет образо-

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (08-08-00056) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

16 ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ

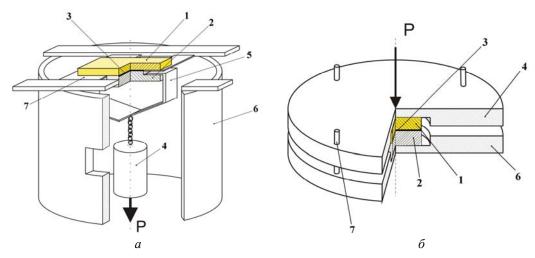


Рис. 1. Приспособление для нагрева никель-алюминиевого композита под нагрузкой (a – растяжения,  $\delta$  – сжатия): I – никелевый слой; 2 – алюминиевый слой; 3 – диффузионная прослойка; 4 – приложенная нагрузка; 5 – захват;  $\delta$  – опора; 7 – фиксатор

вания интерметаллидной фазы после высокотемпературных нагревов привести к охрупчиванию сварного соединения, весьма актуальна, целью данной работы явилось получение расчетных зависимостей, описывающих кинетику роста интерметаллидной прослойки с учетом знака прилагаемой нагрузки.

#### Материалы и методы исследования

Сварку взрывом алюминия АД1 и никеля НП1 с толщиной плакирующего и основного слоев 5 и 2,5 мм, соответственно, осуществляли по параллельной схеме. Расчет оптимальных параметров СВ производился на ПЭВМ по программе «Welding». Металлографические исследования осуществляли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур цифровой камерой DP-12 при увеличениях ×200-×1000. Параметры структуры биметалла измеряли при обработке цифровых изображений пакетом программ «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System Gmbh. Влияние нагрузки, приложенной при растяжении и сжатии композита по нормали к зоне соединения, на диффузионные процессы, протекающие на границе раздела слоев при нагреве, исследовали с помощью помещаемой в печь специально изготовленной оснастки (рис. 1). Термообработку осуществляли в печи SNOL 8,2/1100 при 550-630 °C в течение 1-10 ч под нагрузкой 0,01 МПа. Результаты исследования обрабатывались методами математической статистики с использованием специальных пакетов прикладных программ (DataFit фирмы «Oakdale Engineering»). Среднеквадратичное отклонение составило S = 0.05; достоверность аппроксимации  $R^2 = 0.8-0.9$ .

#### Результаты и их обсуждение

Исследования показали, что рост интерметаллидной прослойки на межслойной границе никель-алюминиевого композита начинается с образования локальных участков, которые с повышением температуры и времени нагревов увеличиваются в размерах и срастаются в одну сплошную прослойку, а температурно-временная зависимость периода до образования интерметаллидов (NiAl, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, Ni<sub>3</sub>Al) [1] следует экспоненциальному закону, характерному для взаимной концентрационной диффузии, и удовлетворительно описывается известным уравнением диффузии [2]:

$$\tau_{\rm JI} = \tau_0 \exp\left(\frac{E_{\rm 3}}{RT}\right),\tag{1}$$

где  $\tau_0$  —постоянная величина (c);  $E_3$  — энергия активации процесса образования новой фазы (Дж/моль); R — газовая постоянная (Дж/град·моль), T — абсолютная температура (K).

Установлено, что латентный период образования интерметаллидной прослойки в полученных сваркой взрывом соединениях никельалюминий практически не зависит от знака приложенной по нормали к границе соединения нагрузки

$$\tau_{\rm II} = 0,786 \cdot 10^{10} \exp\left(\frac{118060}{RT}\right),$$
(2)

интенсивность роста прослойки определяется, в основном, температурой нагрева (рис. 2–4), а зависимость ее толщины h от времени выдержки  $\tau$  подчиняется параболическому закону

$$h^2 = K \left( \tau - \tau_{\scriptscriptstyle \Pi} \right), \tag{3}$$

где  $\tau_{\pi}$  – длительность латентного (инкубационного) периода образования интерметаллидной прослойки (c); K – коэффициент, характеризующий скорость ее роста, совпадающий по размерности и пропорциональный коэффициенту диффузии (мкм²/c) [2]:

$$K = \frac{h_2^2 - h_1^2}{\tau_2 - \tau_1} = K_0 \exp\left(-\frac{E_p}{RT}\right),\tag{4}$$

где  $K_{\rm o}$  — постоянная величина (мкм/с);  $E_{\rm p}$  — энергия активации процесса роста новой фазы (Дж/моль).

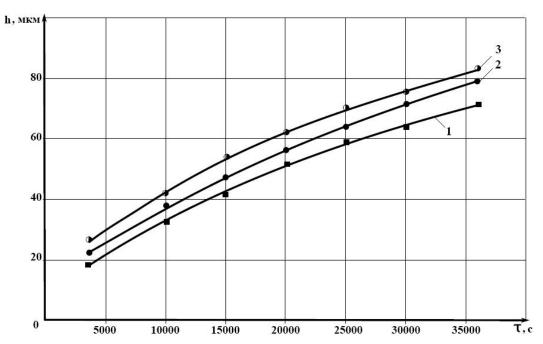


Рис. 2. Кинетика роста диффузионной прослойки в никель-алюминиевом композите при температуре 550 °C: I – без нагрузки; 2 – сжатие; 3 – растяжение

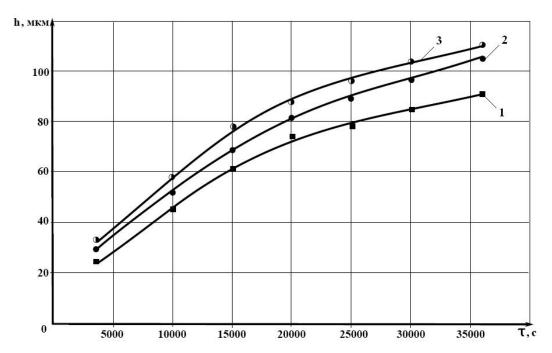


Рис. 3. Кинетика роста диффузионной прослойки в никель-алюминиевом композите при температуре 600 °C: I – без нагрузки; 2 – сжатие; 3 – растяжение

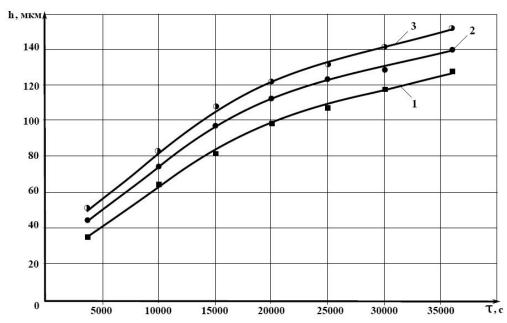


Рис. 4. Кинетика роста диффузионной прослойки в никель-алюминиевом композите при температуре 630 °C: I – без нагрузки; 2 – сжатие; 3 – растяжение

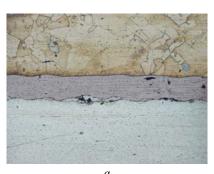
На рис. 5 приведены результаты металлографического исследования зоны соединения сваренных взрывом композиционных образцов, анализ которых позволил установить, что на межслойной границе после отжига формируются два типа сплошной интерметаллидной прослойки: узкая «светлая» со стороны алюминия и более широкая «серая» со стороны никеля. Приложение нагрузки приводит к росту толщины прослойки как первого, так и второго типа.

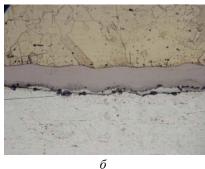
На рис. 6 для исследованной композиции приведены графики  $\lg K = f(1/RT)$ , построенные по экспериментальным данным. Линейный характер полученных зависимостей свидетельствует об удовлетворительном совпадении происходящих процессов с основным законом реактивной диффузии.

Значения энергии активации процесса роста интерметаллидов, вычисленные по опытным данным и представленная в таблице, имели наибольшую величину после сварки взрывом.

При приложении растягивающей и сжимающей нагрузки происходит понижение  $E_{\rm p}$ , а, соответственно, и увеличение скорости роста интерметаллидной прослойки.

По нашему мнению, увеличение скорости роста толщины прослойки под действием нагрузки связано с возникновением в кристаллической решетке металлов напряжений, приводящих с повышением температуры к переориентации текстуры в направлении, параллельном приложенной нагрузке, и, как результат, к росту дислокационных несовершенств, способствующих ускорению диффузионных процессов. Независимо от реализованной величины упругой или пластической деформации у границы раздела металлов, величина энергии активации, рассчитанная для инкубационного периода, превышает энергию активации, характеризующую рост интерметаллидного слоя (таблица 1), что соответствует выводам С. Д. Герцрикена и И. А. Дехтяра [3].





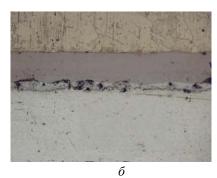


Рис. 5. Микроструктуры зоны соединения образцов никель-алюминиевого композита после отжига при температуре 630 °C в течение 10 ч без нагрузки (a), с приложением сжимающей ( $\delta$ ) и растягивающей ( $\epsilon$ ) нагрузки ( $\times$ 200)

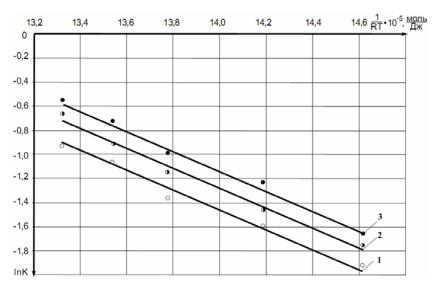


Рис. 6. Логарифмическая зависимость коэффициента скорости роста диффузионной прослойки на границе соединения никеля с алюминием от величины 1/RT: I – без нагрузки; 2 – сжатие; 3 – растяжение

# Влияние характера нагрузки, прилагаемой при отжиге к биметаллу никель НП1 + алюминий АД1, на скорость роста диффузионной прослойки

Условия отжига биметалла	Энергия активации $E_{ m p,}$ Дж / моль	Предэкспоненциальный множитель, $K_0$	Уравнение скорости роста $K$ , мкм $^2$ /с
Без нагрузки	84384		$K = 3,08 \times 10^4 \exp\left(\frac{-84384}{RT}\right)$
Сжатие	82920	3,08×10 <sup>4</sup>	$K = 3,08 \times 10^4 \exp\left(\frac{-82920}{RT}\right)$
Растяжение	81784		$K = 3.08 \times 10^4 \exp\left(\frac{-81784}{RT}\right)$

#### Выводы

- 1. Приложение по нормали к границе раздела слоев сваренного взрывом биметалла никель-алюминий сжимающей или растягивающей нагрузки интенсифицирует рост диффузионной прослойки, что обусловлено понижением энергии активации ее роста за счет структурных изменений, вызванных упругой и пластической деформацией.
- 2. Латентный период образования интерметаллидной прослойки в полученных сваркой взрывом соединениях никель-алюминий практически не зависит от знака приложенной по нормали к границе соединения нагрузки.
- 3. Полученные цифровые значения параметров диффузии могут быть использованы в практических целях, как для определения мак-

симальной длительности безопасных нагревов биметалла никель-алюминий, так и для определения рабочего ресурса работающих при повышенных температурах никель-алюминиевых деталей.

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Шморгун, В. Г. Кинетика диффузионных процессов в никель-алюминиевой композиции / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, В. В. Метелкин, А. И. Богданов // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2008. № 4. С. 24–28.
- 2. Лариков, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. М.: Машиностроение, 1975. 192 с.
- 3. Геририкен, C. Д. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе / С. Д. Геририкен, И. А. Дехтяр. М.: Физматгиз, 1960. 564 с.

УДК 621.791:621.771

**В. Г. Шморгун** – д-р техн. наук, **Ю. П. Трыков** – д-р техн. наук, **Д. С. Самарский** – инженер, **А. И. Богданов** – аспирант

# РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ СЛОИСТЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ (СИК) СИСТЕМЫ «МАГНИЙ – АЛЮМИНИЙ»\*

#### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Косвенным методом произведена оценка прочности интерметаллидной прослойки, сформированной при нагреве слоистого магниево-алюминиевого композита. Определены значения ее минимальной и критической объемной доли в составе СИК.

Ключевые слова: магний, алюминий, интерметаллид, прочность, твердость, слоистый композит.

The strength valuation of the intermetallic layer forming by the layered magnesium-aluminum composite material heating is carried out by indirect method. Values of its minimum and critical volume fraction in structure of LIC are determined.

Keywords: magnesium, aluminum, intermetallic, strength, hardness, layered composite material.

В последнее время активно разрабатываются комплексные технологии изготовления СИК, обладающих уникальным сочетанием теплофизических и жаропрочных свойств [1–2]. Создание СИК оказалось возможным в результате практической реализации накопленного Волгоградским государственным техническим университетом научного и технологического задела в области использования сварки взрывом в сочетании с различного вида термообработками и обработкой давлением для получения биметаллических и многослойных соединений и материалов из «трудносвариваемых» между собой металлов и сплавов.

При получении слоистых интерметаллидных композитов в результате нагрева на конечном этапе комплексного технологического процесса между разнородными слоями слоистого композита проходят диффузионные процессы [2]. Зона взаимодействия имеет отличные от составляющих структуру и свойства, а толщина определяется температурой и временем нагрева. Прогноз об образующихся между металлами фазах позволяют сделать равновесные диаграммы состояния. Однако судить о свойствах диффузионной зоны не всегда представляется возможным.

Известно [3], что если составляющие трехслойной композиции A+B+C достаточно пластичны, то прочность, равномерная деформация, относительное удлинение при осевом продольном нагружении могут определяться по правилу аддитивности

$$\sigma_{\kappa} = \sigma_a V_a + \sigma_{\epsilon} V_{\epsilon} + \sigma_{c} V_{c}, \tag{1}$$

где  $\sigma_a$ ,  $\sigma_b$ ,  $\sigma_c$  — соответственно пределы прочности слоев A, B и C;  $V_a$ ,  $V_b$ ,  $V_c$  — объемная доля слоев A, B и C. Уравнение позволяет оценить прочность композиции, если составляющие деформируются пластично вплоть до полного разрушения. Если одна из составляющих тройной системы хрупкая, прочность композита можно оценить по уравнению

$$\sigma_{\kappa} = \sigma_{a}^{\prime} V_{a} + \sigma_{e}^{\prime} V_{e} + \sigma_{c} V_{c}, \tag{2}$$

где  $\sigma_a'$  и  $\sigma_s'$  – напряжения в мягких составляющих при деформации разрушения реакционной зоны (предел текучести) [4]. Графически это уравнение в координатах «свойства – объемная доля» можно представить в виде поверхности из двух пересекающихся плоскостей (рис. 1) [5].

Как видно из рис. 1, имеется такое объемное содержание твердой хрупкой составляющей ( $V_{\min}$ ), которая может приводить к падению прочностных свойств композита, и критическое содержание твердой составляющей ( $V_{\text{кр}}$ ), при котором прочность композита соответствует прочности мягких слоев.

Для установления  $V_{\min}^c$  необходимо решить совместно два уравнения:

$$\begin{cases}
\sigma_{\kappa} = \sigma_{a}' V_{a} + \sigma_{e}' V_{e} + \sigma_{c}' V_{c} \\
\sigma_{\kappa} = \sigma_{a} V_{a} + \sigma_{e} V_{e}
\end{cases}$$
(3)

При  $V_c = V^c_{\min}$  получим

$$V_{\min}^{c} = \frac{\left(\sigma_{A} - \sigma_{A}^{I}\right)V_{A} + \left(\sigma_{B} - \sigma_{B}^{I}\right)V_{B}}{V_{C}}.$$
 (4)

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (08-08-00056) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

Из уравнения (4) следует, что чем выше прочность диффузионной интерметаллидной зоны, тем меньше ее минимальная объемная доля и больше эффективность упрочнения композита. Поведение таких композитов при нагружении зависит от толщины и равномерности интерметаллидных слоев, их однородности по структуре и свойствам.

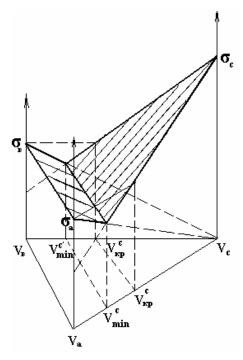


Рис. 1. Изменение прочности трехслойной композиции в зависимости от объемной доли составляющих, одна из которых хрупкая

При сравнительно малом объемном наполнении интерметаллидами наблюдается перегрузка интерметаллидных прослоек и их разрушение, а основные (металлические) слои еще не разрушаются и несут основную нагрузку. В этом случае прочность СИК (по аналогии с волокнистыми КМ [5]) можно определить из уравнения

$$\sigma_{\text{CUK}} = \sigma_{\text{MA2-l(AMr6)}} V_{\text{MA2-l(AMr6)}} = = \sigma_{\text{MA2-l(AMr6)}} - \sigma_{\text{MA2-l(AMr6)}} V_{\text{HHT}}.$$
 (5)

Его анализ показывает, что при перегрузке интерметаллидных прослоек прочность СИК становится ниже прочности основных слоев. Минимальную объемную долю интерметаллидов  $V_{\min}$ , при превышении которой не наблюдается потеря их несущей способности, можно установить, приравняв уравнения (5) и (6):

$$\sigma_{\text{CMK}} = \sigma_{\text{MA2-l(AMr6)}}^{/} (1 - V_{\text{инт}}) + \sigma_{\text{инт}} V_{\text{инт}},$$
 (6)

а вместо  $V_{\text{инт}}$  подставив  $V_{\text{min}}$   $\sigma_{\text{MA2-I}(\text{AM}\Gamma6)}(1-V_{\text{min}}) = \\ = \sigma_{\text{MA2-I}(\text{AM}\Gamma6)}^{/}(1-V_{\text{min}}) + \sigma_{\text{инт}}V_{\text{min}}, \tag{7}$ 

откуда

$$V_{\min} = \frac{\sigma_{\text{MA2-l(AM\Gamma6)}} - \sigma'_{\text{MA2-l(AM\Gamma6)}}}{\sigma_{\text{MHT}} + \sigma_{\text{MA2-l(AM\Gamma6)}} - \sigma'_{\text{MA2-l(AM\Gamma6)}}}.$$
 (8)

Значение  $V_{\min}$  можно установить и графически (рис. 3–4).

Анализ уравнения (8) и представленных на рис. 3 и 4 графиков показывает, что чем выше прочность интерметаллидной прослойки, тем меньше их перегрузка и меньше  $V_{\min}$ .

Использовать СИК имеет смысл тогда, когда его прочность выше прочности основных слоев. Объемную долю интерметаллидов, при которой прочность СИК равна прочности основных слоев, можно назвать критической.

Значение  $V_{\kappa p}$  можно определить из уравнения (6), приравняв

$$\sigma_{\text{сик}} = \sigma_{\text{MA2- 1(AMr6)}}$$
 при  $V_{\text{инт}} = V_{\text{кр}}$  
$$\sigma_{\text{MA2-l(AMr6)}} = \sigma_{\text{Си(Cr)}}^{\prime} (1 - V_{\text{кр}}) + \sigma_{\text{инт}} V_{\text{кр}}, \quad (9)$$
 откуда

$$V_{\rm kp} = \frac{\sigma_{\rm MA2-l(AM\Gamma6)} - \sigma_{\rm MA2-l(AM\Gamma6)}^{\prime}}{\sigma_{\rm uhr} - \sigma_{\rm MA2-l(AM\Gamma6)}^{\prime}}.$$
 (10)

Из этой формулы следует, что чем больше разница в прочности между интерметаллидной прослойкой и основными слоями, тем меньше  $V_{\rm kn}$  и больше эффективность использования СИК.

Использование экспериментальных данных работы [6] по температурной зависимости микротвердости структурных и фазовых составляющих в системе «магний – алюминий» (рис. 2 и таблица) позволило установить соотношение между прочностью и твердостью основных металлов в этой системе и косвенным методом оценить прочность интерметаллидной прослойки, сформированной при нагреве слоистого магниево-алюминиевого композита до 400 °C, при температурах 200 и 300 °C (рис. 3, 4).

Расчет ожидаемой прочности магниево-алюминиевых СИК, выполненный по уравнению (2), позволил установить следующее (рис. 3, 4). Использование СИК системы «АМг6—интерметаллид» нерационально, так как их прочность при объемном наполнение интерметаллидами менее 65 % (при 200 °C) и 84 % (при 300 °C) ниже прочности АМг6. Для обеспечения высоких прочностных свойств СИК системы «МА2-1 — интерметаллид» объемное наполнение интерметаллидами при 200 °C должно быть не менее 42 %, а при 300 °C — не менее 30 %.

Микротвердость	фаз	системы	«Al-	- Mg»	[4]	ı

		Микротвердость фаз, МПа						
Содержание Мg, вес. %	Микроструктура	Al	α	β	γ	эвтектика δ+γ	δ	Mg
0	Al	260	_	_	_	_	_	_
5	α	_	600	_	_	_	_	_
35	β+ α	_	1530	2460	3000	_	_	_
36	$(Al_8Mg_5)\beta$	_	_	2200	_	_	_	_
37,5	$(Al_3Mg_2)\beta$	_	_	2400	_	_	_	_
38,9	γ+β	_	_	2240	2300	_	_	_
41,3	γ+β	_	_	2300	2280	_	_	_
45	γ+β	_	_	2200	_	_	_	_
46	γ+β	_	_	2260	2260	_	_	_
47,5	(AlMg)α+ β	_	_	2450	_	_	_	_
48	γ+β (в незнач. кол.–ве)	_	_	2150	2320	_	_	_
49	γ	_	_	_	2280	_	_	_
50	γ	_	_	_	2260	_	_	_
52	γ	_	_	_	2300	_	_	_
54,5	$(Al_3Mg_4)\gamma$	_	_	_	2260	_	_	_
55	γ	_	_	_	2300	_	_	_
56	$\gamma(Al_2Mg_3)$	_	_	_	2260	_	_	_
57,5	γ	_	_	_	2260	_	_	_
58	γ+эвтектика (γ+δ)	_	_	_	2300	1090	_	_
60	γ+эвтектика (γ+δ)	_	_	_	2200	_	_	_
62,5	γ+эвтектика (γ+δ)	_	_	_	2200	_	_	_
68	эвтектика (γ+δ)	_	_	_	_	1630	_	_
95	δ + следы γ	_	_	_	_	_	510	_
100	Mg	_	_	_	_	_	_	350

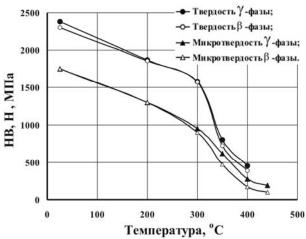


Рис. 2. Температурная зависимость твердости и микротвердости интерметаллидных фаз в системе «Al–Mg» [4]

Таким образом, при разработке комплексного технологического процесса получения

слоистых интерметаллидных композитов системы «магний – алюминий», обладающих требуемыми жаропрочными свойствами, на первом этапе необходимо расчетно-экспериментальным путем оценить прочность интерметаллидной прослойки, пределы текучести основных слоев в заданном температурном интервале, рассчитать минимальную и критическую объемную долю интерметаллидов. Далее, исходя из полученных значений  $V_{\min},\ V_{\kappa p}$  и данных по кинетике роста интерметаллидной прослойки, оценить режим диффузионного отжига для получения интерметаллидной прослойки требуемой толщины и соотношение основных и интерметаллидных слоев в составе СИК. Заключительный этап должен включать в себя разработку технологии сварки взрывом и обработки давлением, обеспечивающей заданные

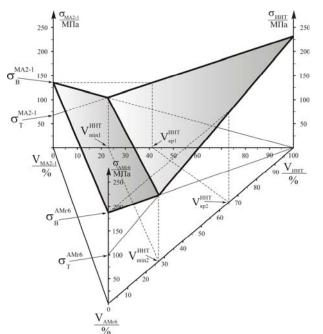


Рис. 3. Теоретическая зависимость прочности СИК состава АМг6-интерметаллид-MA2-1 от объемной доли интерметаллидной прослойки при температуре 200 °C

геометрические размеры композита с минимальным уровнем физической и химической неоднородности на межслойных границах.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Трыков, Ю. П.* Композиционные переходники / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев; ВолгГТУ. Волгоград, 2007. 329 с.
- 2.  $\overline{T}$ рыков,  $\overline{H}$ 0.  $\overline{H}$ 1. Диффузия в слоистых композитах /  $\overline{H}$ 10.  $\overline{H}$ 1. Трыков,  $\overline{H}$ 3.  $\overline{H}$ 4. Арисова;  $\overline{H}$ 5.  $\overline{H}$ 6.  $\overline{H}$ 7.  $\overline{H}$ 8.  $\overline{H}$ 9.  $\overline$
- 3. Пашков, П. О. Исследование механических свойств слоистых композиционных материалов, имеющих совме-

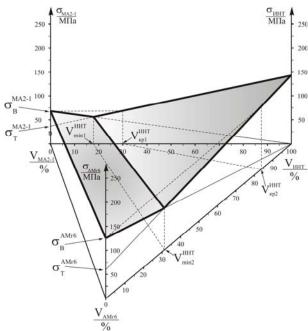


Рис. 4. Теоретическая зависимость прочности СИК состава АМг6-интерметаллид-MA2-1 от объемной доли интерметаллидной прослойки при температуре 300 °C

стную термическую обработку / П. О. Пашков, Б. Г. Пектемиров, А. П. Ярошенко // Проблемы прочности. — 1980. — N 3. — С. 62—64.

- 4. *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. на-уч. тр. / ВолгПИ. Волгоград, 1989. С. 92-97.
- 5. *Ярошенко, А. П.* Металлические композиционные материалы / А. П. Ярошенко, А. Ф. Трудов: ВолгГТУ: учеб. пособие. Волгоград, 1998. 68 с.
- 6. *Савицкий, Е. М.* Влияние температуры на механические свойства металлов и сплавов / Е. М. Савицкий. М.: АН СССР. 1957. 294 с.

УДК 621.791:621.771

В. Г. Шморгун – д-р техн. наук, Ю. П. Трыков – д-р техн. наук, Д. Ю. Донцов – инженер, О. В. Слаутин – канд. техн. наук

# ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В МНОГОСЛОЙНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ТИТАНА СО СТАЛЯМИ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ НАГРЕВОВ

#### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Исследовано формирование структуры 15-слойных соединений титана ВТ1-0 со сталями 08кп и У7 после высокотемпературных нагревов в интервале температур 750–950 °C. Установлено, что увеличение содержания углерода в стальных слоях приводит к росту необходимой для формирования структуры слоистых интерметаллидных композитов температуры и времени выдержки при отжиге.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, титано-стальной композит, термообработка, слоистый интерметаллидный композит.

Formation of structure of 15-layer joints of titanium BT1-0 with steels 08kp and U7 after high-temperature heatings in the range of temperatures 750-950°C is investigated. It is established that the increase of carbon maintenance in steel layers leads to growth of temperature and endurance time at annealing wich is necessary for formation of layered intermetallic composites.

Keywords: explosion welding, titanium-steel composite, heat treatment, layered intermetallic composite.

Технология получения нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов (СИК) – 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 [1, 2].

Известно [3], что направление и скорость протекания диффузионных процессов, а также химический и фазовый состав образующихся диффузионных прослоек определяются структурным состоянием материалов в зоне диффузионного взаимодействия, которое формируется как в процессе изготовления, так и при технологических переделах слоистых композитов.

Титан имеет весьма высокую склонность к карбидообразованию, а углерод в стали является наиболее диффузионно-подвижным элементом, поэтому понимание процессов, протекающих в околошовной зоне при нагреве соединений титан-сталь с различным содержанием углерода, необходимо как на этапе выбора конструкции СИК этой системы, так и при назначении режимов его высокотемпературной термообработки.

В известных работах [4], касающихся влияния нагревов на структуру и свойства соединений титана со сталями с различным содержанием углерода, авторы ограничились исследованиями в интервале температур 500–600 °C, что, тем не менее, позволило им сделать ряд принципиальных выводов наиболее важными из которых являются следующие:

- с увеличением в стали исходного содержания углерода прочность соединения при нагревах до 600 °С падает менее заметно, что связано с известной способностью низкоуглеродистых сталей к большему упрочнению при динамическом нагружении и, поэтому, к большему разупрочнению их ферритной составляющей при последующих нагревах;
- в процессе длительного нагрева стали с большим содержанием углерода у границы раздела металлов обезуглероживаются в большей степени.

В настоящей работе влияние содержания углерода в стальном слое на структуру и свойства слоистого титано-стального композита изучали в интервале температур 750–950 °С. Исследования проводили на 15-слойных композитах (с чередующимися слоями титана и стали)

следующего состава: BT1-0+08кп и BT1-0+У7, изготовленных по комплексной технологии, предусматривающей сварку взрывом и последующую прокатку при 700 °C.

При проведении исследований применялось современное оборудование и компьютерное программное обеспечение: рентгеновский дифрактометр ДРОН-3, микротвердомер ПМТ-3М, вакуумная печь СВШЛ 0,6-2/16, материаловедческий агрегатный микроскоп «Olympus BX61» с программным пакетом «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System GmbH.

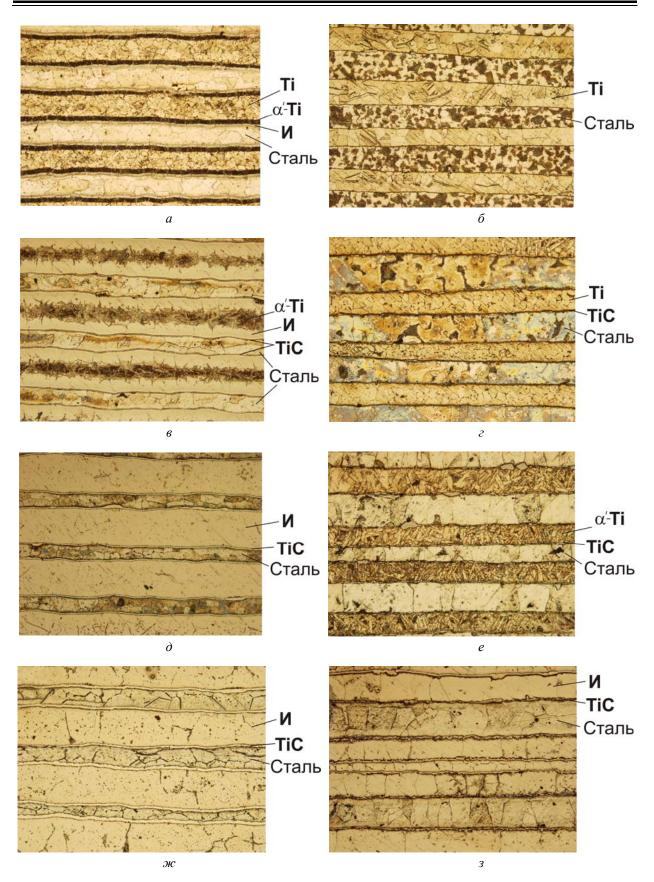
Установлено, что диффузионные процессы с образованием новых фаз в титано-стальных композитах сопровождаются уменьшением толщины как титановых, так и стальных слоев.

С увеличением времени отжига количество перлитных зерен как в стали 08кп, так и в У7 уменьшается. Обезуглероженный (ферритный) слой с ориентацией зерен перпендикулярно границе соединения в стали 08кп появляется при температуре 800 °C, а в стали У7 – при 950 °C при фиксированной длительности отжига – 1 ч (рис. 1). При этом твердость стали У7 понижается с 2,06–2,17 ГПа при 800 °C до 1,27–1,33 ГПа при 950 °C (рис. 2).

Диффузионная прослойка в титаностальном композите состава ВТ1-0+08кп твердостью 4,88–5,03 ГПа формируется поэтапно. При температурах термообработки до 800 °С она имеет игольчатую структуру с твердостью 4,15–4,27 ГПа и состоит из твердых растворов титана (по данным [151] твердость сплавов Ті-Fе с повышением в них содержания последнего изменяется следующим образом: 2 % Fe – 2 ГПа, 4 % Fe – 3,05 ГПа, 6–9 % Fe – 4,5 ГПа) и интерметаллидных соединений титана с железом.

При температурах выше 800 °C между стальным слоем и игольчатой прослойкой образуется прослойка интерметаллидного состава (Fe<sub>2</sub>Ti и FeTi) твердостью 4,15-4,27 ГПа. При 950 °C (выдержка 1 ч) структура СИК формируется окончательно и состоит из чередующихся интерметаллидных и ферритных слоев, между которыми располагается тонкая прослойка TiC твердостью до 20 ГПа.

Отжиг композита состава BT1-0+У7 в интервале температур нагрева 800–900 °С при 1-часовой выдержке не приводит к заметным структурным изменениям в титановых слоях, твердость которых остается на уровне 2,08–2,15 ГПа. На границе раздела слоев металлогра-



фически наблюдается только прослойка карбидов ТіС большей, чем в композите со сталью 08кп, толщины и твердости (до 28 ГПа). При 950 °С титановый слой имеет игольчатую структуру, которая при увеличении времени выдержки до 3 ч трансформируется в прослойку интерметаллидного состава твердостью 4,48–4,59 ГПа.

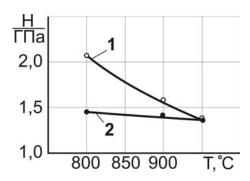


Рис. 2. Влияние температуры отжига на твердость стальных слоев в 15-слойном композите состава: I – титан BT1-0 + сталь У7; 2 – титан BT1-0 + сталь 08кп. Время отжига – 1 ч

#### Выводы

1. Увеличение содержания углерода в стальных слоях многослойного титано-стального композита приводит к росту температуры и времени выдержки при отжиге, необходимой для формирования структуры СИК в виде череду-

ющихся интерметаллидных и ферритных слоев, росту толщины и твердости прослойки TiC, снижению твердости интерметаллидных слоев.

2. Поскольку повышение прочностных свойств СИК и расширение температурного диапазона их работоспособности в основном реализуется за счет увеличения объемной доли интерметаллидов и повышения твердости интерметаллидных прослоек, использование средне- и высокоуглеродистых сталей в качестве металлической основы СИК системы Ti-Fe нецелесообразно.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Создание жаропрочного композиционного материала системы титан-железо / В. Н. Гульбин [и др.] // Вопросы атомной науки и техники / ЦНИИатоминформ. М., 1991. С. 12–14.
- 2. *Трыков, Ю. П.* Деформация слоистых композитов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич; ВолгГТУ. Волгоград, 2001. 242 с.
- 3. *Трыков, Ю. П.* Диффузия в слоистых композитах : моногр. / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова ; ВолгГТУ. Волгоград, 2006.-403 с.
- 4. *Казак, Н. Н.* Свойства соединений титан сталь при сварке взрывом / Н. Н. Казак, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сб. «Новое в сварке взрывом» / ЦИНТИхимнефтемаш. М. 1966.

УДК 621.791.4.03:621.771

**Ю. П. Трыков** – д-р техн. наук, **А. Ф. Трудов** – канд. техн. наук, **В. И. Водопьянов** – канд. техн. наук, **М. О. Войнов** – студент

# ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА СВАРИВАЕМЫХ ВЗРЫВОМ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ

#### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

В работе приведены результаты исследований по влиянию деформации при растяжении на свойства сталеалюминиевого композита. Получены зависимости прочности композита с твердостью, толщиной и протяженностью оплавленного слоя. Изучено влияние контактного упрочнения алюминия на прочность соелинения.

Ключевые слова: композит, сварка взрывом, деформация, прочность, твердость, надежность.

In work the results of investigations of influence of tensile strain on properties of steel-aluminium composite are given. Dependences of durability of the composite according to hardness, thickness and extent of the fused layer are received. The effect of contact hardening of aluminium on durability of connection has been studied.

Keywords: composite, explosion welding, deformation, durability, hardness, reliability.

Композиционные материалы на основе алюминия, широко применяемые в автомобиле- и судостроении, авиационной и космической промышленности, химическом машиностроении, позволяют совершенствовать существующие ма-

шины и аппараты, повышая их надежность и эксплуатационные характеристики, и создавать принципиально новые конструкции изделий с более высокими техническими параметрами [1]. Решить сложную проблему получения вы-

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (08-08-00056) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

сококачественных изделий из СКМ можно с помощью комплексных технологий, включающих сварку взрывом, обработку давлением и термическую обработку.

В данной работе исследовали свойства, изучали деформацию и разрушение при растяжении трехслойной сталеалюминевой композиции АМг6–АД1–12X18H10T, в которой высокая жа-

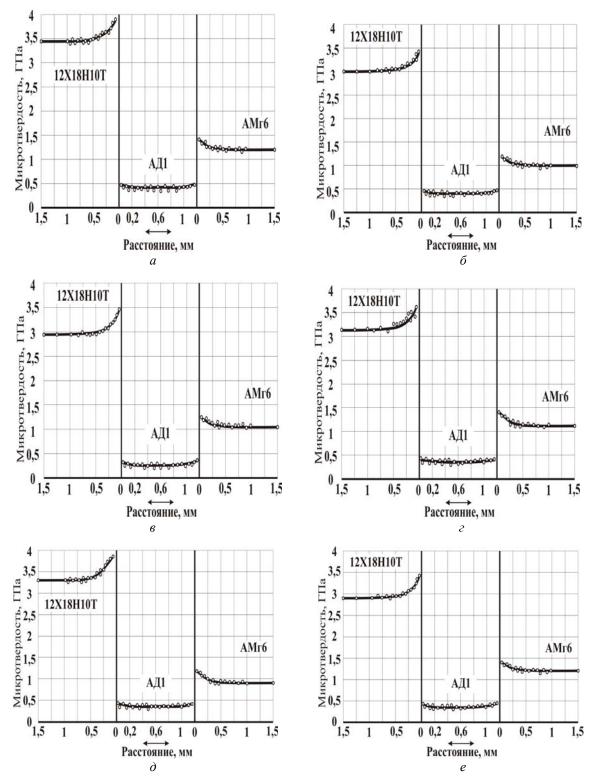


Рис. 1. Распределение микротвердости в трехслойном сталеалюминиевом композите после CB (a) и растяжения с различной степенью деформации:  $\delta - 5\%$ ;  $\epsilon - 10\%$ ;  $\epsilon - 15\%$ ;  $\delta - 20\%$ ;  $\epsilon - 25\%$ 

ропрочность, твердость и износостойкость стали сочетаются с малой плотностью и высокой теплопроводностью алюминиевого сплава.

Изучение влияния деформации на микромеханические характеристики композита проводили на ГОСТированных образцах сечением 10×10 мм с рабочей частью 100 мм. Толщины слоев в композите составляли: АМг6–4,5мм; АД1–1 мм и сталь 12Х18Н10Т–4,5 мм.

На рабочую часть образца наносились реперные линии, позволившие определить деформацию композиционного материала в разных сечениях. Образцы вырезались из заготовок, полученных сваркой взрывом на оптимальных параметрах. Зона соединения АМг6 с АД1 имела традиционный для СВ волновой характер; на границе между АД1 и сталью 12Х18Н10Т волны не наблюдались. Оплавы и интерметаллиды в зоне соединения отсутствовали.

Деформирование образцов осуществляли на механической машине УМЭ-10ТМ с записью диаграммы растяжения с последующим измерением микротвердости в сечениях образца с разной степенью деформации (рис. 1). Из графиков следует, что СВ способствует деформационному упрочнению материалов вблизи границ соединений, наиболее интенсивно выраженному в стали 12Х18Н10Т. Деформация растяжения приводит к изменению характера распределения микротвердости. Ее значения сначала растут, но при деформации 5-10 % происходит некоторое снижение твердости, что наблюдалось ранее авторами при деформации сваренных взрывом других композиций: Ст 3-12X18H10T, BT1-12X18H10T, Ст 3-сталь 45 и др. [2].

Особый интерес представляло исследование влияния оплавов на межслойной границе АД1—12Х18Н10Т на механические свойства, деформацию и разрушение сваренной взрывом трехслойной композиции АМг6—АД1—12Х18Н10Т. Варьирование параметрами сварки взрывом позволило в исследуемых образцах реализовать оплавленные слои толщиной от 0,01 до 0,2 мм, относительной протяженностью от 0 до 100 % и микротвердостью от 0,98 до 6,6 ГПа.

Испытания на растяжение образцов с делительной сеткой при 100 %-ной протяженности оплавленного слоя и толщине его менее 0,05 мм позволили установить три вида разрушения (рис. 3).

Разрушение I вида (рис. 3, *a*) характеризуется пластической деформацией материала АД1 при временном сопротивлении 98–117 МПа.

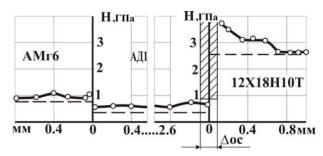


Рис. 2. Кривые распределения микротвердости по нормали к линии соединения в сваренной взрывом трехслойной композиции АМг6–АД1–12Х18Н10Т

Остальные составляющие композиции и оплавленный слой на границе АД1-12X18H10T пластических деформаций не испытывают и видимых изменений при 100-кратном увеличении в них не наблюдается. Разрушения II и III вида (рис. 3, б) характерны для композиции с прочностью соединения стали с алюминием ниже прочности алюминия АД1. Разрушение в этом случае начинается с образования трещин в оплавленном слое. Под действием возрастающей нагрузки трещина увеличивается до полного разрушения по оплавленному слою или по границе «слой – АД1» или «слой – сталь». Пластических деформаций оплавленного слоя, сплава АМг6 и стали 12X18H10T при 100-кратном увеличении и шаге делительной сетки 0,1 мм не наблюдается.

Разрушения II вида наблюдаются при прочности композиции 78–98 МПа  $< \sigma^{\kappa} < 98$ –117 МПа (в этом случае, хотя разрушение и происходит по оплавленному слою, материал АД 1 претерпевает в процессе нагружения равномерную деформацию), III вида – при прочности композиции  $\sigma_{\rm B}^{\kappa} < 78$ –98 МПа.

При этом остаточных деформаций в материале АД1 не наблюдается, вся композиция деформируется только в упругой области и разрушение имеет хрупкий характер.

Сопоставление результатов испытаний на растяжение с микротвердостью позволило условно выделить три области (рис. 4). К первой относятся соединения, имеющие вид разрушения и твердость оплавленных участков 2,35—2,45 ГПа. Сварные соединения в этой области разрушаются по АД1 при  $\sigma_{\rm B}^{\ \ \kappa} = 98$ —117МПа. Стабильное разрушение соединений в этой области по АД1 с пластической деформацией последнего обеспечивает высокую надежность таких соединении при напряжении менее 98—117МПа. К третьей области относятся соединения, имеющие ІІІ вид разрушения и твердость оплавленного слоя 3,9—4,1 ГПа.

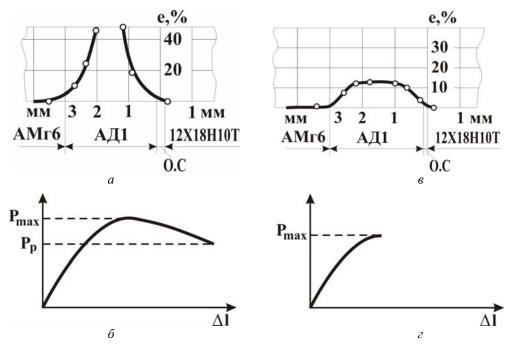


Рис. 3. Кривые распределения продольных деформаций в соединении АМг6—АД1—12X18H10T (a, s) и диаграммы растяжения  $(\delta, \epsilon)$ :  $a, \delta$  – при наличии пластической деформации в АД1;  $s, \epsilon$  – без пластической деформации АД1

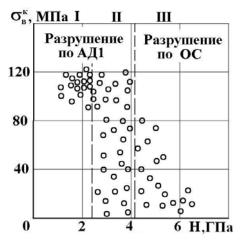


Рис. 4. График влияния микротвердости оплавленного слоя на границе АД1–12Х18Н10Т на прочность сваренного взрывом композиционного материала АМг6–АД1–12Х18Н10Т (относительная протяженность оплавленного слоя 100 %, его толщина менее 0,05 мм)

Наибольший интерес представляет вторая область, объединяющая соединения с твердостью слоя от 2,35–2,45 до 3,9–4,1 ГПа и прочностью при растяжении от 0 до 117 МПа, а для композиций характерны все три вида разрушения.

Прочность соединения АД1–12X18H10Т зависит также и от толщины оплавленного слоя: с ее увеличением диапазон значений его твердости, при котором происходит разрушение по АД1, уменьшается и при толщине свыше 0,12 мм

такой характер разрушения полностью исключается. При малых толщинах оплавленного слоя границы областей сдвигаются в сторону больших значений твердости. При оценке прочностных свойств композиций с оплавленным слоем, на границе соединения составляющих их материалов по результатам металлографического анализа необходимо учитывать не только твердость и относительную протяженность, но и толщину расплава. С ее увеличением в расплаве появляются продольные и поперечные трещины, влияющие на прочность соединений.

Испытания на растяжение проводили и после отпуска при 400 °C с выдержкой в течение 45 мин в вакууме 65×10<sup>-4</sup> Па для обеспечения возможности измерения микротвердости одних и тех же участков без повторного полирования. Отпуск полностью разупрочняет АД1 от 0,59–0,69 до 2,9–3,9 ГПа и тем самым снижает его прочность до 68–78 МПа. Снижение прочности АД1 вызывает увеличение первой области при всех значениях толщин оплавленного слоя. Поэтому диапазон значений твердости оплавленного слоя, при котором композиция стабильно разрушается по АД1 увеличивается, однако разрушающее напряжение снижается от 98–117 до 68–78 МПа.

Испытание на растяжение образцов с относительной протяженностью оплавленного слоя менее 100 % показало, что в этом случае те же выводы справедливы лишь для соединений с относительной протяженностью оплавленного слоя более 85 %.

При сварке взрывом разнородных материалов часто вводят в соединение промежуточные технологические прослойки из третьих материалов, выполняющих роль буфера пластичности для улучшения условий сварки взрывом или роль «диффузионного барьера» для расширения диапазона температурно-временных условий. В исследуемой композиции эту роль выполняет прослойка из АД1, поэтому прочность композиции в направлении по нормали к границам соединений определяется прочностными свойствами АД1 и составляет 98–117 МПа.

Повысить прочность композиции можно контактным упрочнением алюминиевой прослойки [3]. В этом случае прочность соединения [4]

$$\sigma_{AD1}^{\text{coed}} = \sigma_{\text{B}}^{AD1} K_{\kappa} K_{\text{y}} K_{\text{p}},$$

где  $\sigma^{\rm coep}_{AD1}$  — временное сопротивление АД1;  $K_{\kappa}$  — коэффициент контактного упрочнения;  $K_{\rm v}$  — коэффициент взрывного упрочнения мягкой прослойки;  $K_{\rm p}$  — коэффициент реализации контактного упрочнения.

Наличие же на границе АД1-12X18H10T оплавленного слоя может затруднить возможность такого повышении прочности композиции. Для определения этого влияния были проведены испытания образцов по выше описанной методике при относительной толщине мягкой прослойки  $\kappa = 0.8-1.0$ , твердости слоя 0.98-5,9 ГПа и его толщине 0,001-0,02 мм и относительной протяженности более 85 %. При контактном упрочнении АД1 прочность композиции растет и при к, равной 0,3 и 0,2, становится равной 137 и 157 МПа, соответственно. Однако такая прочность достигается лишь при толщине оплавленного слоя менее 0,02 мм и твердости до 2,25 ГПа при  $\kappa = 0.3$  и до 196 при  $\kappa = 0.2$ . При дальнейшем уменьшении относительной толщины АД1 прочность композиции повышается и при  $\kappa = 0.08$  должна быть равна 215 MПа [4]. Однако при напряжениях свыше 186 МПа композиция разрушается по III виду разрушения при всех значениях твердости. При увеличении толщины слоя до 0,05 мм прочность повышается только до 147-157 МПа.

Испытаниями определяли диапазон реализуемых значений к, позволяющих повысить прочность композиции за счет контактного упрочнения прослойки АД1 (рис. 5). Так, при тол-

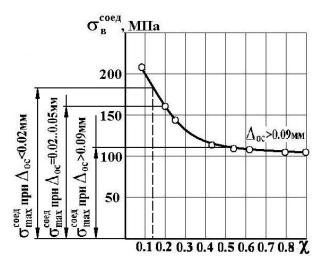


Рис. 5. Зависимость прочности композиции АМг6–АД1– 12X18H10T от относительной толщины прослойки АД1 (относительная протяженность оплавленного слоя более 85 %)

щине оплавленного слоя > 0,09 мм практически не удается повысить прочность композиции за счет контактного упрочнения АД1, так как при увеличении растягивающего напряжения про-исходит разрушение по оплавленному слою. При толщине слоя 0,02–0,05 мм прочность композиции удается повысить до 147–157 МПа, реализуя тем самым значение к до 0,2. При толщине оплавленного слоя менее 0,02 мм реализуются значения к до 0,15, прочность композиции повышается до 166–176 МПа. При дальнейшем уменьшении к прочность АД1 за счет контактного упрочнения увеличивается; прочность композиции не изменяется, так как разрушение происходит по оплавленному слою.

### Выводы

- 1. Показано, что деформация образцов из трехслойной сталеалюминиевой композиции, когда оплавы отсутствуют приводит к изменению характера распределения микротвердости. Ее значения сначала растут, но при деформации 5–10 % наблюдается некоторое снижение твердости.
- 2. Если на границе сваренных взрывом соединений присутствует оплавленный слой металла, то их свойства при растяжении определяются его твердостью, толщиной и дефектностью. При увеличении твердости и толщины слоя прочность и надежность соединений снижаются. Отпуск композиционных соединений с мягкой прослойкой может увеличить их надежность при одновременном снижении прочности.
- 3. В композиционных соединениях с мягкой прослойкой и оплавленным слоем снижается эффект контактного упрочнения мягкой прослойки из-за разрушения соединений по оплавленному слою.

4. Получены зависимости, связывающие прочность композиции АМг6–АД1–12Х18Н10Т с твердостью, толщиной и относительной протяженностью оплавленного слоя на границе АД1–12Х18Н10Т. Изучено влияние контактного упрочнения АД1 на прочность соединения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

- 2. *Трыков, Ю. П.* Влияние пластической деформации на структуру и свойства слоистых композиционных материалов / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, Д. Н. Гурулев, С.А. Волобуев // Сварочное производство. -2002. -№ 6. -C. 11-14.
- 3. *Бакши, О. А.* О напряженном состоянии мягкой прослойки в сварных соединениях при растяжении (сжатии) / О. А. Бакши // Труды ЧПИ, 1965, вып. 33.
- 4. *Сахновская*, *Е. Б.* Структурная и механическая неоднородность сваренных взрывом сталеалюминиевых соединений / Е. Б. Сахновская, В. С. Седых, Г. Т. Тарабрин, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. 1972. № 9.

УДК 621.791

**Л. М. Гуревич** – канд. техн. наук, **Ю. П. Трыков** – д-р техн. наук, **Д. В. Проничев** – канд. техн. наук, **А. Э. Петров** – аспирант

# ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ОДНОРОДНЫХ И РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Исследовано влияние различных структурных факторов, возникающих при сварке взрывом и последующей термической обработке, на теплопроводность слоистых композитов Ст 3 + Ст 3 и Ст 3 + 12X18H10T. Расчетным путем получены значения коэффициентов теплопроводности зоны максимального упрочнения и диффузионных прослоек в различных состояниях.

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

Influence of the various structural factors arising at by explosion welding and the subsequent thermal processing, on heat conductivity of layered composites of St3+St3 and St3+12H18N10T is investigated. The settlement way receives values of factors of heat conductivity of a zone of the maximum hardening and diffusion layers in various conditions.

Keywords: layered composites, intermetallide, heat conductivity, diffusion, explosion welding.

Прочностные и пластические свойства нашедших широкое применение соединений из однородных и разнородных сталей хорошо изучены [1, 2], но точность прогнозирования поведения многих узлов и конструкций химического и энергетического оборудования из них при повышенных температурах затруднена крайней ограниченностью данных о теплофизических свойствах и методиках их расчета.

Целью данной работы было изучение влияния структурно-механической неоднородности биметаллов из однородных и разнородных сталей на теплопроводность и отработка методик измерения коэффициента их теплопроводности.

В качестве материалов для эксперимента использованы биметаллы сталь Ст 3 + сталь Ст 3 и сталь Ст 3+сталь 12X18H10T, полученные сваркой взрывом (СВ) на оптимальных режимах, обеспечивших качественное соединение (рис. 1, a, 2, a).

Эксперименты предусматривали измерение коэффициента теплопроводности  $\lambda$  биметаллов в исходном состоянии и после приводящих к

структурным изменениям различных видов термической обработки на компьютерном измерительном комплексе КИТ-02ц, позволяющем определять значение  $\lambda$  в диапазоне от 1 до 400 Вт/ (м К) с точностью 3-5 %. Характер и полнота трансформации структуры оценивались металлографическими исследованиями и измерениями микротвердости на приборе ПМТ-3. Металлографические исследования микроструктуры поперечных шлифов после сварки взрывом и термической обработки проводили на микроскопе «Olympus» BX-61 при увеличениях от ×50 до ×500 с обработкой цифровых фотографий и измерением параметров структуры на ПЭВМ с использованием программного комплекса «AnalySIS». Термическую обработку осуществляли в печи СНОЛ -1.6.2.51/11-ИЗ при типичных для сталей Ст 3 и 12X18H10T температурах (920 и 1050 °C) в течение 1 и 10 ч.

Интенсивная пластическая деформация при сварке взрывом привела в обоих материалах к формированию зоны максимального упрочне-

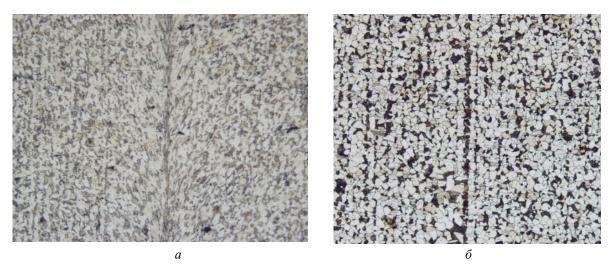


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения биметалла Ст 3 + Ст 3: a – после сварки взрывом (х200);  $\delta$  – после отжига 920 °C – 10 ч (×100)

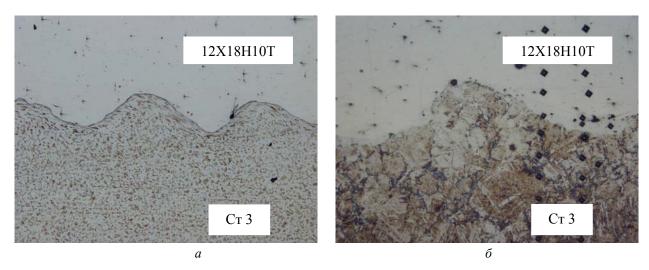


Рис. 2. Микроструктура зоны соединения биметалла Ст 3 + 12X18H10T: a – после сварки взрывом (x100);  $\delta$  – после закалки 1050–0,25ч (x500)

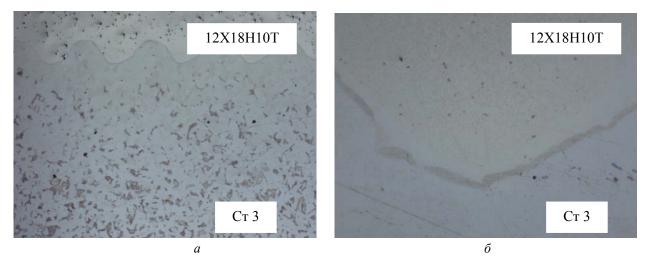


Рис. 3. Микроструктура зоны соединения биметалла Ст 3+12X18H10T: a – после отжига 1050 °C – 10 ч (×50);  $\delta$  – карбидная прослойка на границе соединения после нагрева 1050 °C – 10 ч (×500)

ния (3МУ), характеризующейся повышенной концентрацией дефектов кристаллического строения и твердостью (рис. 4, 5 поз. I), толщина которых в соединении Ст 3 + Ст 3 63 мкм, а в Ст 3 + 12Х18Н10Т – 500 мкм.

Отжиг исходных образцов привел к устранению ЗМУ в обоих биметаллах в процессе рекристаллизации (рис. 4, поз 2, 3; рис.5, поз. 2).

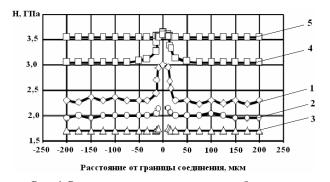
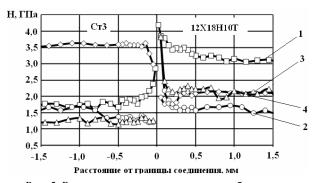


Рис. 4. Распределение микротвердости в биметалле Ст 3 + Ст 3: I – СВ; 2 – отжиг 920 °C, 1 ч; 3 – отжиг 920 °C, 10 ч; 4 – отжиг 920 °C, 1 ч + закалка 920 °C; 5 – отжиг 920 °C, 10 ч + закалка 920 °C



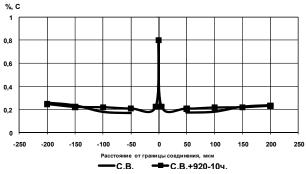


Рис. 6. Распределение углерода в соединении Ст 3 – Ст 3, определенное металлографически по площади, занимаемой перлитом

В биметалле Ст 3 + Ст 3 наблюдается перераспределение углерода в околошовной зоне с образованием тонкой прослойки перлитных зерен, оконтуренной ферритными полосами (рис. 6;

1,  $\delta$ ), общей толщиной 520 мкм. В биметалле Ст 3 + сталь 12X18H10T диффузионное взаимодействие у границы соединения привело к образованию карбидной прослойки толщиной 150 мкм (рис. 3, б) и обезуглероженной зоны в Ст 3 (рис. 3, a).

Закалка КМ Ст 3 + 12X18H10T после сварки взрывом приводила к образованию мартенситной структуры в Ст 3, а в 12X18H10T – к растворению избыточных карбидов легирующих элементов в аустените. Появление мартенсита вызвало рост микротвердости в Ст 3 до 3,2—3,5 ГПа, а рекристаллизация и растворение карбидов в 12X18H10T – к снижению до 2–2,1ГПа (рис. 5, поз. 3).

Отжиг закаленных образцов Ст 3 + 12X18H10T привел к полной фазовой перекристаллизации в Ст 3 и выделению карбидов легирующих элементов в 12X18H10T. При этом происходило снижение среднего уровня микротвердости до 1,1-1,3 ГПа в стали Ст3 и до 1,8-2 ГПа в стали 12X18H10T (рис. 5, поз. 4).

Проведенный комплекс термических обработок композитов Ст 3 + Ст 3 и Ст 3 + 12X18H10T позволил изучить влияние на теплопроводность следующих факторов:

- сформировавшихся при СВ зон максимального упрочнения с высокой степенью дефектности кристаллических решеток;
- химической неоднородности, связанной с перераспределением углерода и легирующих элементов в околошовной зоне;
  - мартенситной структуры в стали Ст 3;
- формирования пересыщенного аустенита при закалке стали 12X18H10T.

Расчетные значения по закону аддитивности [3] коэффициентов теплопроводности для композитов Ст 3 + Ст 3 и Ст 3 + 12X18H10T составили, соответственно, 35 и 21,5 Вт/(м·К). Экспериментально определено, что нарушение переноса тепла из-за высокого уровня структурной неоднородности при образовании ЗМУ приводило к снижению теплопроводности сваренных взрывом композитов на 7-10 % относительно расчетной (рис. 7, поз. 2; рис. 8, поз. 4). Отжиг композитов, устраняющий эту неоднородность, вызывал, как и следовало ожидать, рост теплопроводности на 7-20 % (рис. 7, поз. 3, 5; рис. 8, поз. 5).

Закалка КМ Ст 3 + Ст 3, сопровождающаяся образованием пересыщенного твердого раствора с высоким уровнем искажений кристаллической решетки, приводила к снижению коэффициента теплопроводности на 8 % по сравнению с отожженным состоянием (рис. 7, поз. 4, 6).

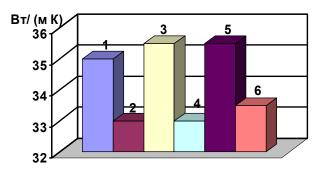


Рис. 7. Теплопроводность КМ Ст 3 + Ст 3: 1 – Ст. 3; 2 – КМ после СВ; 3 – КМ 920–1 ч; 4 – КМ 920–1 ч + закалка; 5 – КМ 920–10 ч; 6 – КМ 920 10 ч + закалка

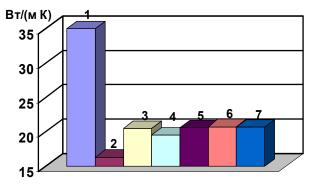


Рис. 8. Теплопроводность КМ Ст 3–12X18H10T: I- Ст 3; 2- 12X18H10T; 3- расчетное значение для КМ; 4- КМ после CB; 5- CB+1050-10 ч; 6- CB + закалка 1050–0,25 ч; 7- CB + закалка 1050–0,25 ч + 1050–10 ч

Последующий отжиг, вызвавший восстановление равновесной структуры, вернул исходное значение теплопроводности.

При закалке КМ Ст 3 + 12X18H10T одновременно протекают два структурообразующих процесса, оказывающих противоположное влияние на теплопроводность материала: образование мартенсита в стали Ст 3 и растворение карбидов в стали 12X18H10T с формированием более однородной структуры. Совместное воздействие этих факторов приводит к незначительному изменению теплопроводности после закалки (разница с исходным состоянием не превышает 5 %).

Полученные экспериментальные данные (табл. 1 и 2) позволили определить вклад в эквивалентный коэффициент теплопроводности композита структурных элементов. Коэффициент теплопроводности ЗМУ или диффузионной прослойки для изучаемых материалов может быть определен по правилу аддитивности:

$$\lambda_{3\text{MY}(\Pi\Pi)} = \frac{\delta_{3\text{MY}(\Pi\Pi)}}{\frac{\delta_{\text{CKM}}}{\lambda_{\text{CKM}}} - \frac{\delta_{\text{Cr3}}}{\lambda_{\text{Cr3}}} - \frac{\delta_{\text{Cr3}(12\text{X18H10T})}}{\lambda_{\text{Cr3}(12\text{X18H10T})}}, \quad (1)$$

где  $\delta_{\rm 3MY(ДП)}$  — толщина зоны максимального упрочнения или диффузионной прослойки;  $\delta$ скм — толщина СКМ;  $\delta_{\text{Ст}}$  3,  $\delta_{12X18H10T}$  — толщины СТ 3 и 12X18H10T без учета толщины ЗМУ или диффузионной прослойки;  $\lambda_{\text{СКМ}}$ ,  $\lambda_{\text{Ст}}$  3,  $\lambda_{12X18H10T}$  — экспериментально определенные значения коэффициентов теплопроводности СКМ, сталей СТ 3 и 12X18H10T.

Анализ расчетных данных показывает, что для КМ Ст  $3 + C\tau$  3 наибольшее снижение теплопроводности вызывают два фактора — образование ЗМУ при сварке взрывом и мартенсита. Расчетное значение коэффициента теплопроводности ЗМУ составляет 2,5 Вт/(м·К), следовательно, интенсивные пластические деформации, сосредоточенные при сварке взрывом в тонкой околошовной зоне приводят к локальному снижению  $\lambda$  более чем в 14 раз.

В биметалле Ст 3+12X18H10Т коэффициент теплопроводности ЗМУ после сварки взрывом в 2,8 раза меньше  $\lambda$  композита и находится на уровне 7 Вт/(м·К). Формирование диффузионных прослоек с большим количеством карбидов приводит к снижению теплопроводности ОШЗ до 3,4 Вт/(м·К). Растворение карбидной фазы при закалке стали 12X18H10T, напротив, вызывает значительное увеличение теплопроводности до 14 Вт/(м·К).

.  $\begin{tabular}{ll} \begin{tabular}{ll} \$ 

Материал	Состояние		Толщи	$\lambda_{\mathrm{CKM}},$	λ <sub>ошз</sub> ,			
Материал	Состоянис	КМ	Ст 3'	Ст 3"	ОШЗ	Вт / (м К)	Вт / (м К)	
Ст 3	_	-	-	-	-	35	_	
	СВ	14,68	6,92	7,760	0,063	33	2,5	
Композит Ст 3–Ст 3	Отжиг 920 °C, 1 ч	14,12	6,952	7,168	0,052	36	_	
	Отжиг 920 °C, 1 ч + закалка 920 °C	14,05	6,952	7,098	0,052	33	4,4	
	Отжиг 920 °C, 10 ч	14,74	6,943	7,797	_	36	_	
	Отжиг 920 °C, 10 ч + закалка 920 °C	14,65	6,943	7,707	I	34	-	

Таблица 2

# Параметры образцов и значения теплопроводности КМ Ст 3 + 12X18H10T

N.	G		Толи	$\lambda_{\mathrm{CKM}}$ ,	λошз,		
Материал	Состояние	КМ	Ст3	12X18H10T	ОШЗ	Вт / (м К)	Вт / (м К)
Ст 3	_	ı	10	ı	1	35*	-
12X18H10T	_	-	_	10	_	16*	-
	Расчетное значение	10,4	4,90	5,5	_	21,5	_
	СВ	10,4	4,90	5,5	0,5	19,5	7**
Композит Ст 3–12Х18Н10Т	Отжиг 1050 °C, – 10 ч	10,33	5,08	5,25	0,15	20,5	3,4***
	Закалка 1050 °C – 0,25 ч	10,39	4,84	5,55	0,4	20,7	14***
	Закалка 1050 °C, 0,25 ч + отжиг 1050 °C, 10 ч	10,89	5,27	5,62	0,2	20,7	5,3**

\* Коэффициент теплопроводности исходных материалов КМ.

Коэффициент теплопроводности зоны максимального упрочнения.

\*\*\* Коэффициент теплопроводности прослойки с высоким содержанием карбидов.

#### Выводы

- 1. В результате проведенных исследований показано влияние трансформации структурномеханической неоднородности соединений из однородных и разнородных сталей на их теплопроводность.
- 2. Вычислены коэффициенты теплопроводности в уравнении аддитивности, позволяющие повысить точность прогнозирования теплопроводности композитов (в зависимости от структурно-конструктивных факторов) и рациональ-

но назначать технологические режимы их производства.

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов: моногр. / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун // ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.
- 2. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов: моногр. / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.
- 3. *Михеев*, *М. А.* Основы теплопередачи / М. А. Михеев, И. М. Михеева. – М.: Энергия, 1977. – 344 с. 4. Теплопроводность твердых тел : справ. / под ред.
- А. С. Охотина. М.: Энергоатомиздат, 1984. 321 с.

УДК 536.2.081.1: 620.186.5:669.017.64

**Л. М. Гуревич** – канд. техн. наук, **Ю. П. Трыков** – д-р техн. наук, **Д. В. Проничев** – канд. техн. наук, **В. Н. Арисова** – канд. техн. наук, О. С. Киселев – аспирант, А. Ю. Кондратьев – студент, С. В. Панков – аспирант

# СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПРОСЛОЕК В СЛОИСТЫХ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТАХ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Показано, что скорость образования многофазной интерметаллидной прослойки в слоистом композите титан-алюминий лимитируется кинетикой граничных реакций. Средние значения коэффициента теплопроводности сплошной интерметаллидной прослойки, образовавшейся при отжиге титано-алюминиевого композита, хорошо коррелируют с литературными данными.

Ключевые слова: титан, алюминий, слоистый композит, интерметаллид, диффузия, коэффициент теплопроводности.

It is shown that speed of formation multiphase intermetallic layers in the layered composite titan-aluminium is limited of kinetics of boundary reactions. Average values of coefficient of thermal conductivity of continuous intermetallic layer, formed at annealing of a titano-aluminium composite, well correlates with the literary data.

Keywords: titanium, aluminium, layered composite, intermetallic, diffusion, coefficient of thermal conductivity.

Алюминиды титана являются основой нескольких поколений аэрокосмических сплавов

и композиционных материалов [1], однако результаты исследований их химического состава, кристаллической структуры и физикомеханических свойств достаточно противоречивы. Так, на современных диаграммах состояния бинарных сплавов системы «титан – алю-

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (08-08-00056) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

миний», кроме четырех надежно установленных фаз:  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al),  $\gamma$  (TiAl), TiAl<sub>2</sub> и TiAl<sub>3</sub> [2], иногда присутствуют Ti<sub>5</sub>Al<sub>11</sub>, Ti<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> [3], а диапазон литературных значений коэффициента теплопроводности интерметаллидов при 20 °C составляет от 7 Вт/м·К для TiAl<sub>3</sub> и 22 Вт/м·К для TiAl [4] до 25,1 Вт/м·К для TiAl и 33,5 Вт/м·К для TiAl<sub>3</sub> [5]. Верхняя граница диапазона превышает коэффициент теплопроводности титана, изменяющийся в зависимости от чистоты от 17,7 до 22,3 Вт/м К [6, 7].

Целью настоящей работы являлось исследование кинетики образования, структуры и теплопроводности интерметаллидной прослойки в слоистых титано-алюминиевых интерметаллидных композиционных материалах.

# Материалы и методы исследования

Процессы формирования структуры интерметаллидного композита при температурах 560-630 °С исследовали на сваренных взрывом на оптимальных режимах и горячекатанных образцах трехслойного материала ВТ1-0 + АД1 + BT1-0 с толщинами слоев титана 2 мм и алюминия от 0,9 до 4 мм. Металлографические исследования выполняли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus» ВХ-61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12 с увеличениями ×50-×1000. Параметры структуры исследуемых КМ измеряли при обработке цифровых изображений на ПЭВМ «Pentium IV», используя пакет программ «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System Gmbh. Однородность структуры интерметаллидной прослойки определяли на сканирующем зондовом микроскопе Solver Pro. Испытание на микротвердость по методу невосстановленного отпечатка (ГОСТ 9450-76) вдавливанием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием проводили на приборе ПМТ-3М под нагрузками 0,1-0,5 Н. Фазовый состав образующихся диффузионных слоев на разных удалениях от границы ВТ1-0 – АД1 определяли послойной рентгеновской

съемкой на дифрактометре ДРОН-3М в характеристическом излучении КаСи. Идентификацию фаз проводили по базам данных PDF-2 ICDD (The International Centre for Diffraction Data) программой «Crystal impact match!». Значения эквивалентного коэффициента теплопроводности  $\lambda_{\text{СКМ}}$  композита исследовали на компьютеризированном приборе «КИТ-02Ц» КБ «Теплофон», предназначенном для измерения теплопроводности композиционных образцов в диапазоне от 1 до 400 Вт/м•К с погрешностью не более 3 %. Измерения теплопроводности композита после сварки взрывом и диффузионных отжигов проводили при многократной переустановке образца с расчетом средних значений.

# Результаты и их обсуждение

Интерметаллидные прослойки получали при отжиге за счет твердофазной диффузии при температурах ниже температуры плавления алюминия и в процессе взаимодействия титана с расплавом алюминия. При твердофазной диффузии после окончания латентного периода на границе BT1-0-AД1 образовывались отдельные фрагменты интерметаллидов, быстро сливающиеся в сплошную прослойку. Прямые линии логарифмических зависимостей роста толщин интерметаллидного слоя  $lnh = f(ln\tau)$  при отжигах 560-630 °C с выдержками до 90 ч (рис. 1, табл. 1) хорошо согласуются с известной степенной зависимостью (1) [8]

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

где h — толщина прослойки, мкм;  $\tau$  и  $\tau_{\pi}$  — соответственно время отжига и латентный период образования интерметаллидов, ч; K — постоянный коэффициент для данной температуры отжига.

Как видно из табл. 1, с ростом температуры отжига величина показателя степени n в уравнении (1) приближается к 1, то есть к линейной зависимости между временем выдержки и толщиной интерметаллидного слоя. Это плохо фор-

Таблица I Зависимость толщины интерметаллидной прослойки h (мкм) от времени  $\tau$  (ч) и температуры отжига

Температура отжига, °С	Латентный период $\tau_{_{\rm II}}$ , мин	Уравнение роста толщины прослойки	Величина достоверности аппроксимации, R <sup>2</sup>
560	10	$h^{1,668} = 0,854 (\tau-0,17) $ (2)	0,9913
590	8	$h^{1,727} = 1,699 (\tau - 0,14)$ (3)	0,9892
630	6	$h^{1,043} = 0.843 (\tau - 0.10) $ (4)	0,9987

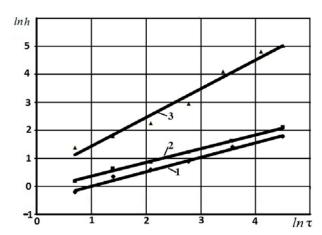


Рис. 1. Логарифмические зависимости толщины интерметаллидной прослойки h (мкм) от времени  $\tau$  (ч) и температуры отжига:

коррелирует с параболическим законом роста толщины интерметаллидной прослойки во времени (2), впервые полученным в работе  $\Gamma$ .  $\Gamma$ . Таммана в 1897  $\Gamma$ . на основе допущения постоянства концентрации диффундирующего компонента при данной температуре на обеих границах прослойки и градиента концентрации  $\partial C/\partial y$  в направлении роста

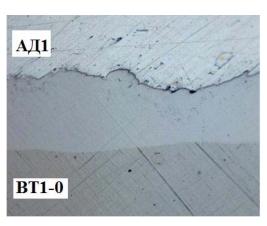
$$h^2 = \frac{2}{a}\Delta CD\tau = k\tau, \tag{2}$$

где  $\Delta C$  — разность концентраций на его границах; D — коэффициент диффузии в слое; a — некоторая постоянная величина с размерностью концентрации.

Близость зависимости к линейной можно объяснить тем, что утолщение слоя интерметаллида связано с протеканием двух процессов:

реакций на границе «интерметаллид – чистый металл» и диффузионного транспорта атомов к соответствующим границам [9]. В общем случае эти процессы описываются четырьмя кинетическими коэффициентами диффузии (коэффициенты  $D_A^{\rm M}$  и  $D_B^{\rm M}$ , связанные с подвижностью атомов в соответствующих подрешетках интерметаллида, и коэффициенты граничной кинетики  $\beta_A$  и  $\beta_B$ , характеризующие кинетику формирования интерметаллидов на границе с чистыми компонентами). Если рост слоя интерметаллида определяется кинетикой граничных реакций, то эффективный коэффициент диффузии зависит от толщины слоя и определяет линейный, а не параболический закон утолщения слоя интерметаллидов [9]. Рост температуры с 560 до 630 °C приводит к резкому росту коэффициентов  $D_A^{\rm M}$  и  $D_B^{\rm M}$  по известным экспоненциальным зависимостям, превышающему скорость увеличения коэффициентов граничной кинетики.

Отжиг при 630 °C в течение 90 ч позволил получить сплошную интерметаллидную прослойку толщиной 152 мкм, твердость которой повышалась по мере приближения к титановым слоям (рис. 2), что свидетельствует об изменении фазового состава. Для первичной идентификации фазового состава были использованы приведенные в табл. 2 значения микротвердости алюминидов титана по данным различных авторов, значительный диапазон которых может быть объяснен тем, что интерметаллиды TiAl и Ti<sub>3</sub>Al являются бертоллидами, то есть химическими соединениями переменного состава.



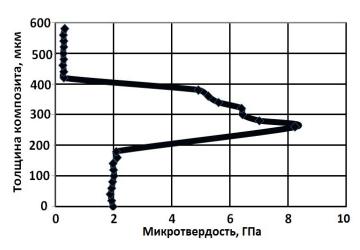


Рис. 2. Распределение микротвердости по толщине интерметаллидной прослойки (отжиг 630 °C в течение 90 ч)

# Микротвердость алюминидов титана

Алюминид титана	Диапазон содержания алюминия, мас. %	Структурный тип	Микротвердость, МПа	Источник
TiAl <sub>3</sub>	63	ОЦ тетрагональная I4/mmm	4500 3900–4200 6040 6800	[10] [11] [12] [13]
TiAl <sub>2</sub>	51–54	ОЦ тетрагональная I4 <sub>1</sub> /amd	Нет данных	
TiAl	34–56,2	Тетрагональная P4/mmm	2770 1800	[12] [13]
Ti <sub>3</sub> Al	14–26	Гексагональная P6 <sub>3</sub> /mmc	1000-2700	[14]

Сравнение экспериментальных значений микротвердости интерметаллидной прослойки и данных, приведенных в табл. 2, показывает, что в фазовом составе прослойки должен преобладать интерметаллид TiAl<sub>3</sub>, твердость которого 3900–6800 МПа.

Для уточнения изменения фазового состава интерметаллидной прослойки толщиной 130 мкм проводился послойный рентгенофазовый

анализ образцов, в которых механически удаляли слой титана, а затем уменьшали толщину интерметаллидной прослойки, растворяя ее в плавиковой кислоте. Толщину сохранившейся интерметаллидной прослойки контролировали металлографически на поперечном шлифе.

Дифрактограммы, полученные при толщинах интерметаллидной прослойки 102, 52 и 12 мкм, показаны на рис. 3. Индентификация фаз затруд-

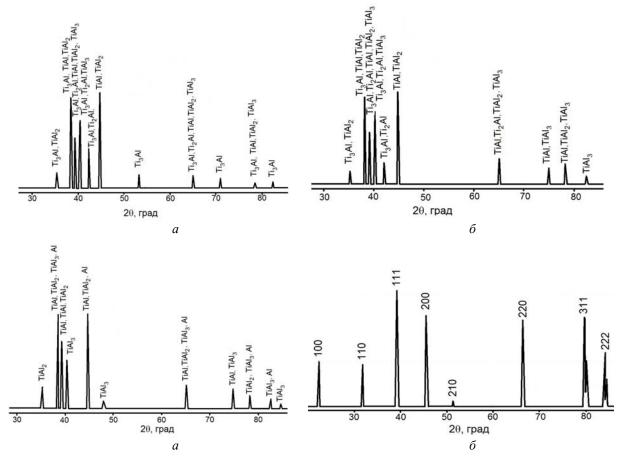


Рис. 3. Дифрактограммы, полученные при различных толщинах интерметаллидной прослойки: a-102 мкм;  $\delta-52$  мкм;  $\varepsilon-12$  мкм;  $\varepsilon-$  алюминид TiAl (карточка 49-1446 PDF-2)

нялась наличием в официальной базе PDF-2 ICDD нескольких карточек для каждого из алюминидов, имеющих отличия по интенсивности и параметрам кристаллической решетки, а также наложением сильных линий вероятных фаз (например, у Ti<sub>2</sub>Al). По мере приближения к алюминиевому слою на дифрактограммах ослабевают и исчезают сильные линии Ti<sub>3</sub>Al (201) с углом  $2\theta = 41,16^{\circ}$ , (202) с  $2\theta = 53,92^{\circ}$  и (203) с  $2\theta = 72,03^{\circ}$ . Одновременно появляются и усиливаются дифракционные рефлексы от алюминидов TiAl, TiAl<sub>2</sub> и TiAl<sub>3</sub>. Появление рефлексов, характерных для твердых растворов на основе алюминия, объясняется тем, что длина свободного пробега рентгеновского луча имеет порядок несколько десятков микрометров [15]. Изменение фазового состава по толщине интерметаллидной прослойки приведено в табл. 3.

Таблица 3 Изменение фазового состава по толщине интерметаллидной прослойки

Расстояние	Алюминиды титана				
до границы с алюминием, мкм	идентифицированные достоверно	вероятные			
102	Ti <sub>3</sub> Al, TiAl, TiAl <sub>2</sub> , TiAl <sub>3</sub>	Ti <sub>2</sub> Al			
52	Ti <sub>3</sub> Al, TiAl, TiAl <sub>2</sub> , TiAl <sub>3</sub>	Ti <sub>2</sub> Al			
12	TiAl, TiAl <sub>2</sub> , TiAl <sub>3</sub>	Al			

Значения эквивалентного коэффициента теплопроводности λ<sub>СКМ</sub> интерметаллидного композита с различной толщиной интерметаллидных прослоек, измеренные на компьютеризированном приборе «КИТ-02Ц» КБ «Теплофон», приведены в табл. 4.

Для металлического композита, представляющего собой плоскую многослойную стенку из плотно прилегающих слоев толщиной  $\delta_1$ ,  $\delta_2$ , ...  $\delta_n$  с коэффициентами теплопроводности  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2, \ldots \lambda_n$ , и не содержащего на границах соединения непроваров или участков оплавов, эквивалентный коэффициент теплопроводности композита λ<sub>СКМ</sub> [15] зависит только от термиче-

ского сопротивления слоев 
$$\frac{\delta_{i}}{\lambda_{i}}$$
 и равен 
$$\lambda_{\text{CKM}} = \frac{\delta_{1} + \delta_{2} + ... + \delta_{n}}{\frac{\delta_{1}}{\lambda_{1}} + \frac{\delta_{2}}{\lambda_{2}} + ... + \frac{\delta_{n}}{\lambda_{n}}}.$$
 (3)

Отсюда теплопроводность интерметаллидных прослоек можно рассчитать по формуле

$$\lambda_{\text{интер}} = \frac{\delta_{\text{интер}}}{\frac{\delta_{Ti} + \delta_{Al} + \delta_{\text{интер}}}{\lambda_{\text{CKM}}} - \frac{\delta_{Ti}}{\lambda_{Ti}} - \frac{\delta_{Al}}{\lambda_{Al}}}.$$
 (4)

Полученные значения теплопроводности интерметаллидной прослойки (табл. 4) хорошо согласуются с данными [4].

Таблица 4 Теплопроводность 3-слойного композита титан-алюминий-титан и его составляющих

Продолжительность	Толщины слоев, мм			Теплопроводность, Вт/м×K		
отжига, ч	BT1-0	АД1	Диффузионные прослойки	СКМ	Диффузионные прослойки	
60	1,96×2	3,96	0,122×2	34,5	15±3	
90	1,95×2	3,95	0,153×2	32,8	12±3	

### Выводы

- 1. Показано, что скорость образования в процессе реактивной диффузии многофазной интерметаллидной прослойки в слоистом композите титан-алюминий лимитируется кинетикой граничных реакций.
- 2. Медианные значения экспериментально определенного коэффициента теплопроводности сплошной интерметаллидной прослойки, образовавшейся при отжиге титано-алюминиевого композита при температуре 630 °C, составляют 12-15 Вт/м·К, что хорошо коррелирует с литературными данными.

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932-2002 / под общ. ред. Е. Н. Каблова. - М.: МИСИС, ВИАМ, 2002. – 423 с.
- 2. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. Т. 1 / под ред. Н. П. Лякишева. - М.: Машиностроение, 1996. - 992 с.
- 3. Advanced Light Alloys and Composites. Series: NATO Science Partnership Sub-Series: 3, Vol. 59. 1998, 532 p.
- 4. Leichtfried, G. Advanced Materials and Technologies: Materials. Powder Metallurgy Data. Part 2/G. Leichtfried, G. Sauthoff, G. E. Spriggs. - Springer-Verlag: Berlin Heidelberg, 2002. – 267 p.
- 5. Синельникова, В. С. Алюминиды / В. С. Синельникова, В. А. Подергин, В. П. Речкин. - Киев : Наук, думка, 1965. – 242 c.

- 6. Свойства элементов : справ. Ч. 1. Физические свойства / под ред. Г. В. Самсонова. М. : Металлургия, 1976. 600 с.
- $7.\ 3$ иновьев, В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: справ. / В. Е. Зиновьев. М.: Металлургия, 1989. 383 с.
- 8. Бокштейн, Б. С. Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. М.: Металлургия, 1978. 248 с.
- 9. *Гегузин, Е. Я.* Диффузионная зона / Е. Я. Гегузин. М.: Наука, 1979. 344 с.
- 10. *Рябов, В. Р.* Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами / В. Р. Рябов. Киев : Наукова думка, 1983. 264 с.
- 11. Handbook of Aluminum: Volume 2: Alloy Production and Materials Manufacturing by George E. Totten.
- 12. Dubois, Jean-Marie. An introduction to comlex metallic alloys and to the CMA network of excellence In: Basics of thermodynamics and phase transitions in complex intermetallics. Singapore, World Scientific Publishing, 2008. P. 1–31.
- 13. *Самсонов*, *Г. В.* Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов, И. М. Винницкий. М.: Металлургия, 1976. 560 с.
- 14. *Гринберг, Б. А.* Интерметаллиды Ni 3Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 360 с.
- 15. *Михеев, М. А.* Основы теплопередачи / М. А. Михеев, И. М. Михеева. М.: Энергия, 1977. 344 с.
- 16. *Мондольфо, Л. Ф.* Структура и свойства алюминиевых сплавов: пер. с англ. / Л. Ф. Мондольфо. М. : Металлургия, 1979. 640 с.

УДК 678-19:621.777.044.2

**Н. А. Адаменко** – д-р техн. наук, **Г. В. Агафонова** – канд. техн. наук, **Э. В. Седов** – канд. техн. наук, **В. Г. Петрухина** – студент

# ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АРОПЛАСТА И ЕГО КОМПОЗИЦИЙ С ФТОРОПЛАСТОМ-4 ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

В работе проведены сравнительные исследования влияния статического и взрывного прессования на теплофизические характеристики аропласта и его композиций с фторопластом-4 с различным концентрационным содержанием компонентов. Изучены термомеханические свойства и термические характеристики порошковых композиционных смесей при взрывном воздействии различной интенсивности.

*Ключевые слова*: взрывное прессование, аропласт, фторопласт-4, полимер-полимерные композиции, теплофизические свойства.

In this article, the comparative research of the influence of static and explosive pressing on the thermophysical characteristics of anoplast and his compositions with fluoroplast-4 with different content of components were carried out. The thermomechanical properties and thermal characteristics of composite powder mixtures under explosive impact of varying intensity were investigated.

Keywords: explosive pressing, aroplast, fluoroplastic-4, polymer-polymer compositions, thermophysical properties.

Возрастающие требования машиностроения к показателям прочности, теплостойкости и высокой химической стойкости деталей предопределили использование термостойких полимерных композиционных материалов (ПКМ), потребность и области применения которых постоянно расширяются. Одним из новых подходов к созданию суперконструкционных плаявляется использование полимерполимерных систем, позволяющих создавать материалы малой плотности с повышенной прочностью, водо-, термо- и химической стойкостью [1, 2]. Весьма перспективны композиции фторопласта-4 (Ф-4) с термостойким линейным полиэфиром – аропластом (А-1), обладающим высокими модулем упругости, прочностью химической стойкостью, обеспечивает композитам высокую износостойкость, прочность, возможность эксплуатации изделий до 300 °C с сохранением низкого коэффициентом трения [3, 4].

Сочетание в композициях Ф-4 с А-1 комплекса ценных свойств определяет возможность массового применения этих ПКМ, в том числе в особо сложных условиях эксплуатации. Однако отсутствие эффективных способов переработки композитов на основе термостойких полимеров, обладающих повышенной вязкостью расплава и сильным межмолекулярным взаимодействием, в изделиях сдерживает их использование [5, 6].

Перспективным способом получения изделий с высокими физико-механическими свойствами из порошков трудноперерабатываемых полимеров и их композиций является взрывное прессование (ВП), при котором одновременно реализуются высокие давления, скорости нагружения и температуры, что создает благо-

приятные условия для структурных превращений, и в значительной мере определяет свойства получаемых материалов. Интенсивность протекания структурных изменений в полимерах и ПКМ определяется давлением, температурой и макропластическими деформациями при ударном сжатии, что регулируется уровнем энергосилового воздействия, то есть параметрами УВО. Данная работа посвящена исследованию влияния различных условий ВП на интенсивность структурных преобразований А-1 и его композиций с 20–75 % Ф-4, отражающихся на их теплофизических свойствах.

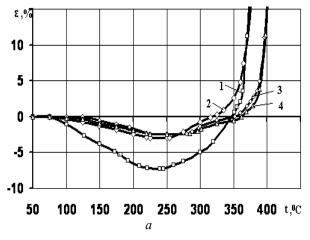
Получение прессовок осуществляли взрывным прессованием давлением 0,9–4,6 ГПа при скользящем нагружении, а для сравнения свойств статическим (СП) – давлением 200 МПа. Спекание полученных заготовок проводили в свободном состоянии при температуре 380–400 °C с выдержкой 10 мин на 1 мм толщины образца. Исследование теплофизических характеристик материалов в широком интервале температур проводили с помощью термомеханического анализа (ТМА) при одноосном сжатии, осуществляемым через пуансон с нагрузкой 1 Н и скорости нагрева 5 °С/мин; дифференциально-термического (ДТА) и термогравиметрического (ТГА) анализов по ГОСТ 21553–76.

Термомеханические исследования A-1 и композиции с 20 % Ф-4 независимо от способа обработки показали, что при нагреве до 350 °C происходит разрыхление структуры аропласта, о чем свидетельствуют отрицательные деформации на термомеханических кривых (ТМК) (рис. 1, 2), обусловленные увеличением конформационной подвижности макромолекул, когда они стремятся принять прежнее положение

в пространстве и преодолевают силы межмолекулярного взаимодействия, вызывая по мере приближения к температуре размягчения полимера, одновременно с релаксацией внутренних напряжений, увеличение размера образца.

Выявлено, что после ВП давлением 0,9 ГПа (рис. 1, кривая 2) А-1 имеет наиболее низкую температуру размягчения ( $t_p$ ) 354–356 °C, как и после СП (рис. 1, кривая I), что обусловлено недостаточным межмолекулярным взаимодействием при этих режимах прессования и не позволяет достичь консолидации частиц полимера. ВП давлением 2.8 ГПа (рис. 1, кривая 3) создает оптимальные условия для получения высокоплотной прессовки, способствует усилению межмолекулярного взаимодействия, с одновременным увеличением молекулярного веса А-1 с 7000 до 21000 по данным ИКС [7], а также более интенсивной релаксации напряжений, что повышает  $t_p$  на 22 °C и снижает деформируемость образцов при нагреве.

Повышение давления от 0,9 до 4,6 ГПа при ВП композиций, содержащих 20 и 75 % Ф-4 привело к снижению температур размягчения на 8–18 °C (рис. 2, 3, кривые 2-4). При этом наибольшие деформации испытывают образцы, полученные давлением 4,6 ГПа. Так, при 20 % Ф-4 деформируемость увеличилась в 1,5 раза, что обусловлено повышением дефектности и, возможно, частичной деструкцией полимера, вызванных неоднородностью сжатого состояния при интенсивном энергосиловом воздействии. Прессование композиций с 75 % Ф-4 привело к отличию площадок на ТМК, связанных с процессом аморфизации полимера после ВП и увеличению относительной деформации до 4,4 % при давлении 0,9 ГПа и до 6,8 % при 4,6 ГПа



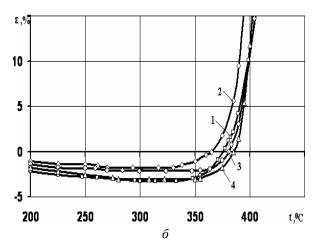


Рис. 1. Термомеханические кривые аропласта А-1 до (a) и после спекания  $(\delta)$ :  $I-C\Pi; 2-B\Pi$  P = 0,9  $\Gamma\Pi a; 3-B\Pi$  P = 2,8;  $4-B\Pi$  P = 4,6  $\Gamma\Pi a$ 

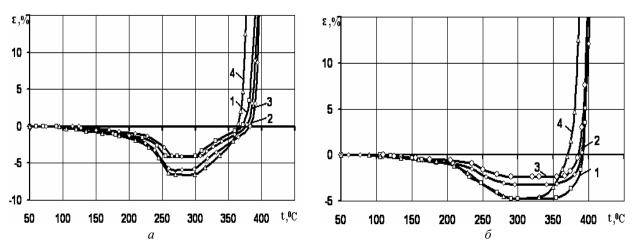


Рис. 2. Термомеханические кривые композиции Б - 1-2 до (*a*) и после спекания (*б*): I - СП;  $2 - \text{ВП} \text{ P} = 0.9 \text{ } \Gamma \text{Ia}$ ; 3 - ВП P = 2.8;  $4 - \text{ВП} \text{ P} = 4.6 \text{ } \Gamma \text{Ia}$ 

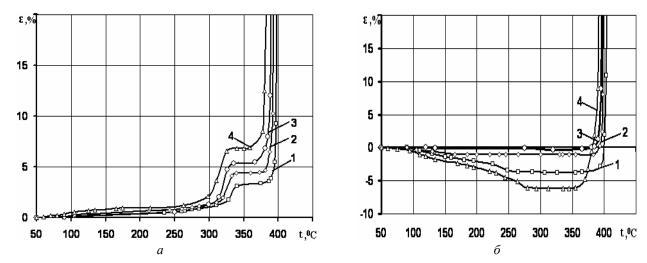


Рис. 3. Термомеханические кривые композиции Б - 4-1 до (a) и после спекания  $(\delta)$ :  $I-C\Pi$ ;  $2-B\Pi$  P = 0.9  $\Gamma\Pi$ a;  $3-B\Pi$  P = 2.8;  $4-B\Pi$  P = 4.6  $\Gamma\Pi$ a

(по сравнению с 3,3 % у статически спрессованного материала). Такие изменения свидетельствуют о прохождении фазовых превращений у полимеров после ВП при нагреве в более интенсивном режиме и снижении вязкости материала. Аналогичные результаты были получены при активации Ф-4 плоской ударной волной давлением 2,1 ГПа [8], где деформации были более значительны и достигали 60 %. Такие различия в поведении материалов при нагреве обусловлены присутствием в исследованных композициях жесткого аропласта, сдерживающего деформацию Ф-4, и меньшим влиянием на структуру полимеров ВП скользящей ударной волной.

Улучшение реологических свойств композиций после ВП обеспечило возможность спекания прессовок в свободном состоянии (рис.  $1, \delta$ ;  $2, \delta$ ;  $3, \delta$ ), после которого температура размяг-

чения исследованных ПКМ (а, следовательно, их теплостойкость) повысилась независимо от состава композиций и давления ВП. При этом более выгодные структурные преобразования, способствующие усилению межмолекулярного взаимодействия при оптимальном энергосиловом воздействии P = 2.8 ГПа обеспечили наименьшую деформируемость всех исследованныхматериалов (до 3 %), в отличие от обработки P = 4.6 ГПа и СП, где эти деформации более значительны (до 6,0 %), что свидетельствует о необходимости более длительного спекания таких прессовок под давлением.

Исследование влияния интенсивности взрывного воздействия на теплофизические характеристики показали, что ВП скользящей УВ давлением до 2,8 ГПа, по данным ДТА, почти не изменяет хода кривых, как A-1, так и его композиций с Ф-4 (рис. 4, кривая 2). Количест-

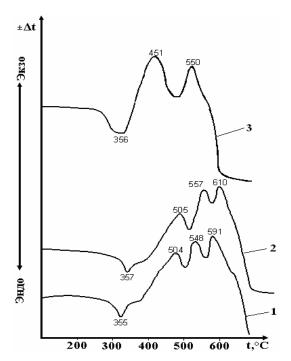


Рис. 4. Кривые ДТА композиции А-1 с 75 % Ф-4 до (I) и после ВП (2, 3) давлением: 2-2,8 ГПа; 3-4,6 ГПа

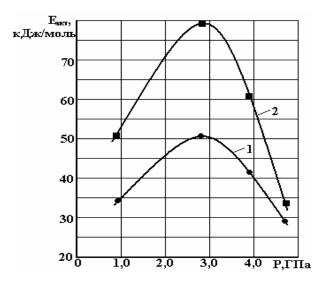


Рис. 5. Влияние давления ВП на энергию активации A-1 до (1) и после спекания (2)

во эндо- и экзоэффектов не отличается от исходного материала; при этом незначительные различия в температурах фазовых и физических переходов связаны с повышением дефектности структуры и возрастанием локальных внутренних напряжений. Повышение давления ВП до 4,6 ГПа (рис. 4, кривая 3) изменяет количество экзоэффектов, снижает температуру термоокисления у А-1 на 20 °C, а в композициях – на 40–70 °C; значительно увеличивает скорость потери массы (по данным ТГА), снижает тем-

пературы плавления A-1 и его композиций с Ф-4 на 22–69 °C, энергию активации процесса термодеструкции аропласта с 51,3 до 34,0 кДж/моль (рис. 5), а его композиций с 48,5–76,3 до 28,8–70,1 кДж/моль, что вызвано наибольшими изменениями в химической структуре полимеров и возможно их частичной деструкцией.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о влиянии взрывного воздействия на структурную модификацию аропласта и его композиций с фторопластом-4, величина которой зависит от интенсивности высокоэнергетического воздействия, что выражается в изменении реологических и теплофизических свойств материалов.

#### Выводы

- 1. Установлено, что при обработке аропласта и его композиций, содержащих 20–75 % Ф-4, скользящей ударной волной, повышение давления от 0,9 до 2,8 ГПа приводит к усилению межмолекулярного взаимодействия, способствующему наименьшей деформируемости материала (до 3 %) после спекания в свободном состоянии, в отличие от обработки Р = 4,6 ГПа и СП, где эти деформации более значительны (до 6,0 %), что требует более длительного спекания прессовок под высоким давлением.
- 2. Взаимодополняющими методами ДТА и ТГА доказано, что взрывное прессование композиций скользящей ударной волной давлением до 2,8 ГПа не вызывает изменений в химической структуре полимеров, а его повышение до 4,6 ГПа увеличивает скорость потери массы, снижает энергию активации процесса термодеструкции материалов с 48,5–76,3 до 28,8–70,1 кДж/моль, температуры плавления и термодеструкции А-1 и его композиций с Ф-4 на 20–70 °С.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Пугачев, А. К.* Переработка фторопластов в изделия / А. К. Пугачев, О. А. Росляков. Л.: Химия, 1987. 65 с.
- 2. Охлопкова, А. А. Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями / А. А. Охлопкова, А. В. Виноградов, Л. С. Пинчук. – Гомель : ИММС НАНБ, 1999. – 164с.
- 3. Термоустойчивость пластиков конструкционного назначения / под ред. Е. Б. Тростянской. М.: Химия,  $1980.-240\ c.$
- 4. *Гузеев*, *В. В.* Разработка новых полимерных и керамических материалов для узлов трения нефтяных центробежных насосов / В. В. Гузеев, Л. Р. Иванова, Е. Г. Хоробрая // Химическая промышленность. -2001. № 5. C. 50-56.
- 5. Адаменко, Н. А. Свойства фторопластовых композиционных материалов, полученных взрывным прессованием / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, Э. В. Седов // Перспективные материалы. 1999. № 4. С. 68–72.

- 6. Ударно-волновая обработка полимеров и полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, А. В. Фетисов, Г. В. Агафонова // Физика и химия обработки материалов. -2006. -№ 5. C. 20–24.
- 7. Структурные изменения полиоксибензоила при взрывной обработке / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова,
- В. Н. Арисова, П. А. Литвинов // Физика и химия обработки материалов.  $2007. \mathbb{N} \cdot 4. \mathbb{C}. 52-56.$
- 8. Структура и свойства обработанных взрывом дисперсных термопластов / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, Э. В. Седов, А. В. Фетисов // Материаловедение. № 1. 2001. С. 36–40.

УДК 678.743:539.2

**Н. А. Адаменко** – д-р техн. наук, **А. В. Казуров** – канд. техн. наук, **Д. В. Проничев** – канд. техн. наук, **А. И. Лямин** – студент

# ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ НАПОЛНЕННЫХ МЕДНОФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

В работе исследовано влияние способа получения, спекания и концентрации наполнителя на теплопроводность меднофторопластовых композитов. Установлено, что взрывное прессование приводит к повышению теплопроводности исследуемых композитов, особенно сильно при содержании меди 40 % об., что связано с активным физико-химическим взаимодействием в системах «полимер – металл» и «металл – металл».

*Ключевые слова:* фторопласт-4, дисперсный наполнитель, медь, взрывное прессование, композит, теплопроводность, адгезионное взаимодействие.

In work influence of a way of obtaining, sintering and concentration of filler on heat conductivity of copperfluoroplastic is investigated. It is established that explosive pressing leads to increase of heat conductivity of investigated composites, especially strong at the maintenance of copper of 40 %. That is connected with intensive physical and chemical interaction in polymer-metal and metal-metal systems .

Keywords: fluoroplastic, disperse filler, copper, explosive pressing, composite, heat conductivity, adhesive interaction.

В узлах трения машиностроительного оборудования широко применяются материалы на основе фтропласта-4 (Ф-4, политетрафторэтилен), обладающего высокими антифрикционными свойствами, химической инертностью и термостойкостью, что ставит его в ряд перспективных полимеров для создания самосмазывающихся композиций. В чистом виде фторопласт, как антифрикционный материал, применяют редко из-за высокой хладотекучести, низких прочностных свойств и износостойкости. Наполнение Ф-4 дисперсными частицами до 40 % об. позволяет увеличить износостойкость в 250-1000 раз, но низкое адгезионное взаимодействие между Ф-4 и наполнителем, несмотря на рост прочности материалов при сжатии, приводит к резкому снижению прочности при растяжении, относительного удлинения и ударной вязкости, что служит причиной выхода из строя триботехнических узлов при пиковых и динамических нагрузках, а также ограничений их использования в высоконагруженном оборудовании [1, 2]. Повысить эксплуатационные свойства антифрикционных фторопластовых деталей можно путем усиления адгезионного взаимодействия между полимером и наполнителем [3. 4]. При этом наиболее перспективно в антифрикционных деталях использование в качестве наполнителей фторопласта металлов, которые наиболее активны при создании адгезионных контактов с полимером, а также хорошо отводят тепло от поверхности трения, что значительно улучшает характеристики работоспособности таких материалов [1, 2].

Использование энергии взрыва для обработки порошковых смесей полимеров с наполнителем является перспективным и актуальным направлением развития методов получения полимерных композиционных материалов (ПКМ) высокоэнергетическим воздействием, обеспечивающим одновременно прессование, формование, термодинамическую активацию и консолидацию порошков адгезионноинертных трудноперерабатываемых полимеров и их наполненных композиций [5, 6].

Целью работы являлось изучение эффективности влияния взрывной обработки на структурную модификацию металлофторопластовых композитов, наполненных до 40 % об. меди с помощью иследования теплопроводности, что позволит также оценить эффективность применения реальных триботехнических изделий, изготовленных из данных материалов [1, 2].

В настоящей работе проводились сравнительные исследования теплопроводности меднофторопластовых композитов, получаемых статическим (СП) и взрывным прессованием (ВП). Содержание меди дисперсностью 40 мкм варьировалось от 3 до 40 % об. Статическое прессование осуществляли на прессе давлением 100 МПа, взрывное – с помощью взрывного нагружения в ампуле, давлением до 400-600 МПа [7]. При этом плотность взрывных образцов соответствовала статически спрессованным. Спекание осуществляли в свободном состоянии при 380 °C с выдержкой 15 мин на 1 мм толщины образца. Теплопроводность измерялась по стандартной методике на установке КИТ-02Ц «Теплофон». Подготовка образцов в виде куба со сторонами  $10 \pm 0.5$  мм включала: устранение непараллельности и неперпендикулярности сопрягаемых поверхностей исследуемого образца, зачистку на наждачной бумаге и полировку поверхностей, соприкасающихся с измерителем, а также смазку их термопастой «Титан» для снижения теплового сопротивления на границе контакта прибора и образца. Полученные с измерителя данные автоматически обрабатывались ЭВМ и выводились на экран. Микроструктурные исследования осуществляли с помощью оптического микроскопа Olympus 61BX.

Результаты исследований показали, что с увеличением содержания меди с 5 до 40 % теплопроводность наиболее сильно повышается после ВП: с 1,1 до 22,5 Вт/м·К (рис. 1, кривая *I*), то есть более чем в 22 раза, а после СП всего в 1,4 раза, с 1,0 до 1,4 Вт/м·К (рис. 1, кривая *2*). При этом резкое увеличение теплопроводности (до 22,5 Вт/м·К) спрессованных взрывом образцов наблюдается при концентрации меди 40 %, что обусловлено сменой механизмов теплопе-

редачи. При наполнении Ф-4 медью до 40 % теплопроводность определяется непрерывной полимерной матрицей (рис. 2), где теплопередача осуществляется за счет колебаний решетки и макромолекул в кристаллической и аморфной фазах [8, 9]. Наполнение 40 % меди сопровождается преимущественным включением механизмов теплопроводности для металлов, то есть теплопередача осуществляется за счет движения электронов меди. Повышение теплопроводности спрессованных взрывом фторопластовых композитов при наполнении менее 40 % меди по сравнению со статически спрессованными образцами объясняется более высоким адгезионным взаимодействием между медью и Ф-4, что приводит к увеличению объема в структуре межфазной или переходной зоны, которая имеет более упорядоченную структуру, а следовательно и более высокую теплопроводность (рис. 3, а). Причем с ростом содержания меди увеличивается количество межфазной зоны (рис.  $3, \delta$ ) и наблюдается более интенсивное повышение теплопроводности после ВП. Однако

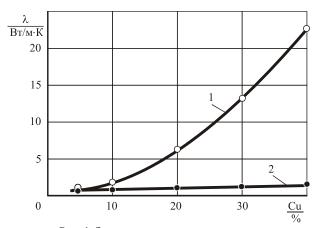
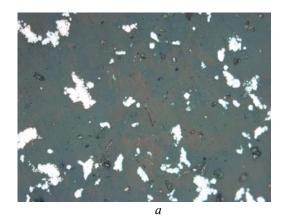


Рис. 1. Зависимость теплопроводности меднофторопластовых композитов от концентрации меди: 1 – ВП; 2 – СП (вдоль направления прессования)



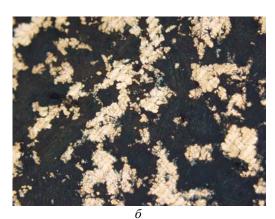
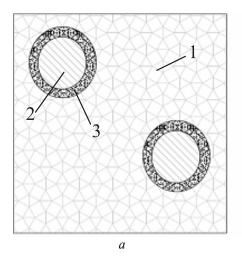


Рис. 2. Микроструктуры композитов Ф-4 + медь (х 200) после ВП: a-10 % меди;  $\delta-30$  % меди



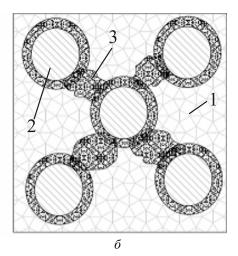


Рис. 3. Схема взаимодействия структурных элементов в наполненных меднофторопластовых композитах: a-5–20 % меди; b-25–40 % меди; b-2

при концентрациях наполнителя до 30 % металлические частицы находятся в изоляции друг от друга и, следовательно, основную роль в теплопередачи играет полимер, являющийся теплоизолятором, и кардинального повышения теплопроводности не происходит, так как сохраняются механизмы теплопередачи полимера [8, 9].

При наполнении 40 % медью между металлическими частицами при ВП возникает межчастичное взаимодействие, являющееся результатом кратковременного действия высоких давлений и температур, что приводит к их сварке с образованием непрерывной армирующей металлической фазы (каркаса) и вызывает резкое повышение теплопроводности. В отличие от ВП при СП наблюдается лишь механический контакт между медными частицами в композите, с сохранением в зоне контакта повышенного теплового сопротивления, что приводит к существенно меньшим теплопроводным свойствам.

Установлено, что во фторопластовых композитах при содержании меди 5–30 % наблюдается более высокая теплопроводность поперек направления СП: на 0,01–0,04 Вт/м·К, что связанно с ориентацией полимерных частиц в данном направлении. При более высоких концентрациях меди разность теплопроводности, измеренной вдоль и поперек направления прессования, исчезает, что связанно с преимущественным включением механизмов теплопередачи для металлов. При ВП характеристики теплопроводности материала, измеренные вдоль оси и по радиусу ампулы, идентичны, и это связано с тем, что векторы давления при ВП скользящим ударным фронтом равнозначны [7].

Спекание противоположно влияет на изменение коэффициента теплопроводности в меднофторопластовых композитах после ВП и СП. Спекание статически спрессованных меднофторопластовых композитов приводит к незначительному повышению теплопроводности, например, спекание композитов наполненных 10 % меди после СП повышает коэффициент теплопроводности с 1,17 до 1,32 Вт/м·К (рис. 4), то есть на 13 %. Это очевидно связано с монолитизацией полимерной матрицы и некоторым повышением адгезионного взаимодействия в композите. Это подтверждается тем, что чем выше степень наполнения, тем менее эффективно влияет спекание на теплопроводность статически спрессованных композитов. Спекание композитов после ВП приводит к снижению коэфициента теплопроводности в 1,1-1,9 раза. Например, спекание фторопластовых композитов после ВП, наполненных 10 и 40 % меди,

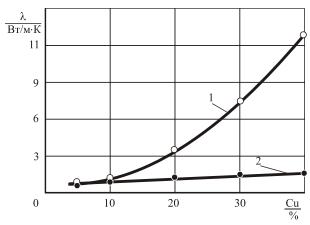


Рис. 4. Зависимость теплопроводности меднофторопластовых композитов от концентрации меди после спекания: 1 – ВП; 2 – СП (вдоль направления прессования)

снижает коэффициент теплопроводности почти в 1,4 и 1,9 раза, соответственно, с 1,9 до 1,4 Вт/м·К и с 22,5 до 12 Вт/м·К, что подтверждает более сильное адгезионное и межчастичное взаимодействие при ВП, которое нарушается при спекание за счет частичного разрыва связей металл-полимер и слабых «сварных» контактов меди. При этом происходят процессы аморфизации структуры полимера и окисления меди.

Таким образом, взрывное прессование обеспечивает повышенное адгезионное и межчастичное взаимодействие, следовательно, более высокие значения коэффициента теплопроводности. При этом наиболее эффективна взрывная обработка композитов с содержанием наполнителя 40 %.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Пугачев, А. К.* Переработка фторопластов в изделия / А. К. Пугачев, О. А. Росляков. Л.: Химия, 1987. 65 с.
  - 2. Семенов, А. П. Металлофторопластовые подшипни-

- ки / А. П. Семенов, Ю. Э. Савинский. М.: Машиностроение, 1976. 192 с.
- 3. *Ениколопов, Н. С.* Принципы создания полимерных композиционных материалов / Н. С. Ениколопов, А. А. Берлин, С. А. Вольфонсон, В. Г. Ошмян. М.: Химия, 1990. 238 с.
- 4. *Кац, Г. С.* Наполнители для полимерных композиционных материалов / Г. С. Кац, Д. В. Милевски. М.: Химия, 1981. 736 с.
- 5. Адаменко, Н. А. Свойства фторопластовых композиционных материалов, полученных взрывным прессованием / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, Э. В. Седов // Перспективные материалы. 1999. № 4. С. 68—72.
- 6. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров. Волгоград, 2007. 240 с.
- 7. Адаменко, Н. А. Свойства железофторопластового композита, полученного взрывным прессованием в ампулах / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, А. В. Казуров // Перспективные материалы. -2003. № 4. -C. 83–86.
- 8. *Берман*, P. М. Теплопроводность твердых тел / пер. с англ. Л. Г. Асламазова; под ред. В. 3. Кресина. М.: Мир. 1979. 286 с.
- 9. Теплопроводность и диффузия : сб. науч. тр. / Рижск. Политехн. ин-т им. А. Я. Пельше. Рига, 1988. 152 с.

УДК 621.762

**В.** Д. Рогозин – д-р тех. наук, С. П. Писарев – канд. техн. наук, В. Н. Арисова – канд. техн. наук, М. С. Круглов – студент

# УДАРНОЕ ПРЕССОВАНИЕ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ W<sub>2</sub>B<sub>5</sub>+Ni

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Разработана методика высокоскоростного ударного прессования порошковых материалов с помощью компьютерного моделирования. Получены высокоплотные образцы — прессовки из композиций  $W_2B_5+Ni$  с содержанием компонентов 0, 25, 50, 75, 100 %. Рентгеноструктурные исследования показали, что в частицах  $W_2B_5$  размер блоков мозаики постоянен, а микронапряжения возрастают с ростом ударного давления. В частицах Ni уменьшаются размеры блоков и микронапряжения. Полученные результаты можно объяснить неравномерным распределением деформации между частицами с сильно различающимися механическими свойствами.

*Ключевые слова:* ударная волна, высокоскоростное прессование, высокоплотные прессовки, борид вольфрама, характеристики тонкой структуры.

The technique of high-velocity shock compaction of powder materials by means of computer simulation is worked out. High density compact-samples from  $W_2B_5+Ni$  compositions with the components content 0, 25, 50, 75, 100 % are received. X-ray tests have shown, that in  $W_2B_5$  particles the size of mosaic blocks is constant, and microstresses increase with growth of shock pressure. In Ni particles the sizes of blocks and microstresses decrease. The received results can be explained by the non-uniform distribution of deformation between particles with strongly differing mechanical properties.

Keywords: shock wave, high-velocity compaction, high-density compacts, tungsten borides, substructure parameters

Порошковые металлокерамические композиции являются важными функциональными материалами, обладающими жаропрочностью, износостойкостью и рядом специфических электротехнических свойств. Вследствие высокой твердости керамической составляющей такие композиции относятся к труднопрессуемым и для их компактирования целесообразно применять импульсные методы ударноволнового

воздействия. Однако поведение разнородных компонентов в процессе динамического деформирования порошкового материала изучено недостаточно. В связи с этим, в данной работе рассматривается процесс высокоскоростного ударного прессования порошковых композиций борида вольфрама с никелем, и сопоставляются характеристики тонкой структуры компонентов в полученных прессовках.

Исходными материалами являлись порошки промышленного производства, которые использовались в состоянии поставки, без применения пластификаторов или других наполнителей. Порошок борида вольфрама —  $W_2B_5$ , средний размер частиц 5–10 мкм, микротвердость 25–26 ГПа; порошок никеля Ni — марки ПНЭ, средний размер частиц 30–50 мкм, микротвердость 1,30–1,50 ГПА. Композиции  $W_2B_5$ +Ni с содержанием 0, 25, 50, 75, 100 % вес Ni приготавливались перемешиванием порошков вручную до однородной консистенции. В табл. 1 приведены характеристики композиций перед прессованием.

 $\it Tаблица~1$  Плотность порошковых композиций (кг/м³)

Но- мер	Состав	Начальная плотность	Плотность компактного материала	Относи- тельная плотность
1	$W_2B_5$	4350	13100	0,33
2	25 Ni+75 W <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	4070	12000*	0,34
3	50 Ni+50 W <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	3960	10600*	0,37
4	75 Ni+25 W <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	3450	9800*	0,35
5	Ni	3440	8900	0,39

\* — плотность  $\rho$  рассчитана по правилу аддитивности  $\rho = \frac{1}{\frac{X_1}{\rho_1} + \frac{X_2}{\rho_2}}, \text{ где } \rho_1, \, \rho_2, \, X_1, \, X_2 - \text{плотность и массовая доля ком-}$ понентов.

Для ударного прессования использовали пороховую баллистическую установку калибра 50 мм. Ударник в виде цилиндра с плоским торцом массой 0,3 кг изготавливали из свинца. Скорость полета ударника в опытах была в пределах 500–600 м/с и контролировалась с помощью электроконтактной методики.

При разработке схемы ударного нагружения порошковых образцов за основу принята схема высокоскоростного прессования, описанная в [1, 2]. Прессуемые порошки располагали в многослойном составном контейнере внутри стальной прессформы. В одном контейнере помещали пять порошковых слоев толщиной 7–8 мм из композиций, указанных в табл. 1, в таком же порядке сверху вниз. Для увеличения давления и улучшения сохранности прессовок схема прессования несколько модернизирована (рис. 1): в нижней части контейнера добавлена заглушка, а снаружи удалена песчаная прослойка. После ударного прессования контейнер разрезали и извлекали образцы-прессовки, которые имели

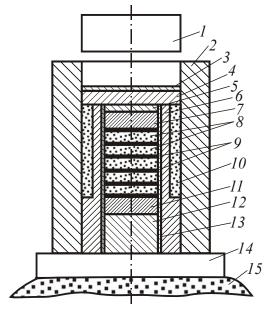


Рис. 1. Схема высокоскоростного прессования: I – ударник; 2 – прессформа; 3 – стальной экран; 4 – пуансон; 5 – свинцовая прослойка; 6 – контейнер; 7 – вкладыш; 8 – прессуемые порошки; 9 – разделительные прокладки; 10 – песчаная прослойка; 11 – поддерживающий пуансон; 12 – вставка; 13 – трубка; 14 – стальное основание; 15 – песчаный грунт

вид дисков диаметром 30 мм и толщиной 3–4 мм, без видимых следов отколов и разрушения.

Расчет параметров ударного нагружения производили по компьютерной методике, описанной в [3]. Как пример, на рис. 2 показано изменение во времени среднего ударного давления во втором слое при скорости удара 600 м/с. При анализе волновой картины выявлено, что основная часть процесса нагружения, в которой достигается конечное уплотнение, состоит из четырех пакетов импульсов давления. Для одновременно прессуемых слоев основное различие наблюдается в первых двух пакетах: чем ниже располагается слой, тем слабее первый па-

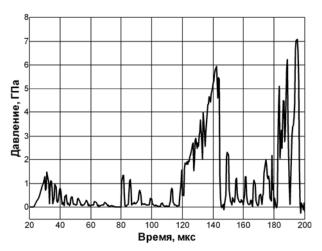


Рис. 2. Импульс давления при ударном прессовании

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 49

кет и сильнее второй. Однако третий и четвертый пакеты для всех слоев отличаются мало, а именно в них достигается конечная плотность прессуемых слоев. Благодаря этому выравниваются максимальные давления ударного воздействия во всех прессуемых слоях контейнера (табл. 2).

Разработанная схема и методика ударного прессования позволяют получать из всех указанных композиций образцы-прессовки с высокой плотностью, достигающей 90–95 % от плотности компактного материала.

Таблица 2 Максимальные давления (ГПа) прессования слоев

Номер слоя		1	2	3	4	5
Скорость удара (м/с)	500	5,7	5,7	5,8	5,6	5,4
	550	7,6	7,0	6,1	6.6	7,7
	600	6,9	7.0	7.7	7.0	6,5

Рентгеноструктурный анализ прессовок осуществляли на дифрактометре ДРОН-3,0 в Си К $\alpha$ -излучении с Ni-фильтром. Для качественного фазового анализа съемку выполняли в интервале углов от 20 до 100 град со скоростью движения диаграммной ленты 720 мм/ч и шагом отметки углов через 1 град. Характеристики тонкой структуры определяли по линиям 100 и 200 для  $W_2$   $B_5$ , и линиям 111 и 222 для Ni. Запись профилей рентгеновских отражений осуществляли при скорости движения счетчика 1/8 град/мин с отметкой углов через 0,1 град.

На всех дифрактограммах, как исходных порошков Ni и  $W_2$   $B_5$ , так и прессовок из их смесей, идентифицируются только линии  $W_2$   $B_5$  и Ni, следовательно, в реализованных условиях ударно-волнового сжатия не происходит какихлибо изменений фазового состава прессуемых композиций.

По методу аппроксимации [4] проведен расчет физических уширений рентгеновских линий с целью оценки наличия микронапряжений  $\sigma_{\rm II}$  и размера D областей когерентного рассеяния (ОКР) кристаллитов. Результаты расчетов для компонентов композиции 50/50 приведены в табл. 3, 4. Как видим, в частицах  $W_2B_5$  размер ОКР постоянен, а микронапряжения заметно возрастают с ростом ударного давления. В частицах Ni при этом уменьшаются размеры ОКР и микронапряжения.

Полученные результаты можно объяснить неравномерным распределением локальной деформации частиц при уплотнении смесей с сильно различающимися механическими свойс-

Таблица 3  ${\bf X}$ арактеристики тонкой структуры  ${\bf W}_2{\bf B}_5$  в прессовках из смеси № 3

Давление прессования	$\beta_{100}$	$\beta_{200}$	D	$\sigma_{\rm II}$
ГПа	мрад	мрад	НМ	МПа
5,8	1,0	1,2	155	100
6,1	1,0	3,1	152	860
7,7	1,6	1,2	152	330

Таблица 4 Характеристики тонкой структуры Ni в прессовках из смеси № 3

Давление прессования	β111	$\beta_{222}$	D	$\sigma_{ ext{II}}$
ГПа	мрад	мрад	HM	МПа
5,8	2,3	4,3	163	180
6,1	2,0	1,2	87	50
7,7	3,5	1,0	46	40

твами компонентов. Действительно, можно представить, что заполнение пор при уплотнении происходит в основном за счет пластического течения частиц Ni, так что дробление ОКР и снижение  $\sigma_{II}$  являются следствием интенсивной локальной пластической деформации и разогрева. Твердые, прочные частицы  $W_2B_5$  в основном переупаковываются при малой деформации и оказываются в объемном напряженном состоянии, поэтому размеры ОКР не меняются, а микронапряжения  $\sigma_{II}$  растут как остаточные упругие напряжения.

Обнаруженные эффекты могут быть использованы при создании методами ударного прессования композиционных материалов с повышенными служебными свойствами.

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Пат. № 2318632 Российская Федерация, МПК В22F 3/08, В23К 20/08. Способ получения изделий из порошков / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО «Волгоградский государственный технический университет». Опубл. 10.03.08, Бюл. № 7.
- 2. Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. научн. ст. № 3 (29) / ВолгГТУ. Волгоград, 2007. С. 41–44. (Сер. «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». Вып. 1).
- 3. *Рогозин, В. Д.* Взрывная обработка порошковых материалов: моногр. / В. Д. Рогозин // ВолгГТУ.— Волгоград, 2002.-136 с.
- 4. *Горелик, С. С.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. М.: Металлургия. 1971. 368 с.

УДК 621.793.1

В. А. Локтюшин – канд. техн. наук, Л. М. Гуревич – канд. техн. наук

# ПОЛУЧЕНИЕ НАНОТОЛЩИННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛАХ МЕТОДОМ ТЕРМОДИФФУЗИОННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Исследован термодиффузионный метод нанесения нанотолщинных металлических слоев на сверхтвердые абразивные материалы (алмаз, кубический нитрид бора, карбид кремния и электрокорунд), основанный на том, что при нагреве в вакууме хром при определенных температурах и давлениях сублимирует и осаждается на поверхности зерен.

*Ключевые слова:* природный и синтетический алмаз, нитрид бора, карбид кремния, металлизация, хром, сублимация, алмазно-абразивный инструмент.

The thermal diffusion method of drawing metal layer nanothickness on superhard abrasives (diamond, a cubic boron nitride, silicon carbide and alundum), grounded that at heat in vacuo chrome at certain temperatures and pressures sublimates is examined and precipitated on a surface of grains.

Keywords: natural and synthetic diamond, boron nitride, silicon carbide, metallization, chrome, sublimation, diamond-abrasive tool.

Металлизация алмазов, используемых в промышленности для изготовления абразивного инструмента, позволяет увеличить прочность закрепления в органических или металлических связках. Для получения металлического покрытия с высокой адгезионной прочностью необходимо обеспечить образование химических связей на границе раздела «металл – абразив», однако в большинстве используемых химических и гальванических методах применяют серебро, медь, никель [1], не образующих соединения с углеродом.

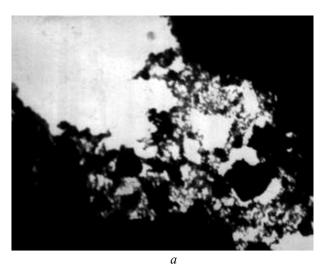
В работе предложен термодиффузионный метод нанесения нанотолщинных слоев сильных карбидообразующих переходных металлов на сверхтвердые абразивные материалы (алмаз, кубический нитрид бора, карбид кремния и электрокорунд), основанный на том, что при нагреве в вакууме определенные металлы при определенных температурах и давлениях сублимируют, и осаждающиеся на поверхности зерен пары вступают с ними в химическое взаимодействие. Для металлизации использовали синтетические алмазы АС2 - АС6 зернистостью 60/40 - 400/315 мкм, природные алмазы А10 и А25, кубический нитрид бора (эльбор), карбид кремния черный 55С (зернистость 120-400 мкм) и зеленый 53С (120-400 мкм), электрокорунд нормальный 15А (50-400 мкм), белый 25А (50–400 мкм) и монокорунд 45А (80– 400 мкм). Зерна смешивали с порошком – металлизатором, - помещали в алундовый тигель и в вакууме нагревали до температуры, превышающей порог сублимации.

Допустимая температура нагрева сверхтвердых абразивных зерен на воздухе и в вакууме определялась по изменению контура зерен, фиксируемому в электронном микроскопе УЭМВ — 100К на просвет. Нагрев проводили в печи высокотемпературного микроскопа типа МНО-2 производства фирмы «Carl Zeiss» (Йена, Германия). Скорость нагрева печи — 10 град/мин, точность определения температуры — 3 °C.

Характер разрушения зерен синтетических и природных алмазов при нагреве на воздухе различен. Микроповерхность зерен синтетических алмазов в состоянии поставки после мойки в этиловом спирте с использованием ультразвуковых колебаний имела правильные геометрические формы. Выше 550 °С в результате окисления на поверхности зерен выявлялась не имеющая видимого кристаллического строения структура, что, вероятно, вызвано взаимодействием углерода с каталитическими элементами.

Для контуров природных алмазов в исходном состоянии характерна меньшая развитость по сравнению с синтетическими алмазами. Изменение контуров природных алмазов наблюдалось при 600 °C (рис. 1) и, в отличие от синтетического алмаза, приводило к выявлению кристаллического строения.

При нагреве природных и синтетических алмазов в вакууме 0,0133 Па до температуры 1200 °С изменений микрорельефа поверхности не наблюдалось. Электронографическим анализом установлено, что при 1200 °С происходит графитизация алмазов. Исследования на дериватографе системы J.Paulik, F.Paulik, L.Erdey



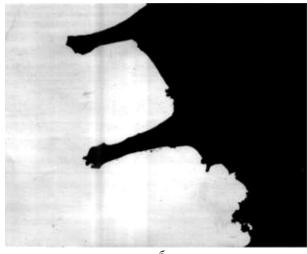


Рис. 1. Разрушение при нагреве на воздухе при 700 °C (×10000): a – синтетического;  $\delta$  – природного алмаза

Q-1500 D показали более высокую скорость потери массы зерен синтетических алмазов по сравнению с природными при нагреве в тарельчатых тиглях от 700 до 1000 °C.

При наблюдении за зерном эльбора в процессе нагрева на воздухе в печи высокотемпературного микроскопа МНО-2 установлено, что на поверхности зерен всех зернистостей при температуре выше 1000 °С образовывались газовые пузыри (рис. 2), количество которых, скорость роста и время жизни зависели от температуры и времени выдержки.

После прокаливания навески порошка эльбора при 1200 °С формируется стеклообразная масса, связанная с образованием в процессе окисления нитрида бора борного ангидрида ( $B_2O_3$ ) и выделением азота. Электронно-микроскопическое исследование эльбора после прокаливания в вакууме при 1400 °С в течение 2 ч показало увеличение развитости микрорельефа поверхности. Считается, что при этом происходит переход нитрида бора из кубической в гексагональную модификацию.

Нагрев зерен карбида кремния черного и зеленого, электрокорунда разных марок и зернистостей на воздухе и в вакууме до температуры 1400 °C не вызывал изменений в микрорельефе поверхностей зерен по сравнению с исходным.

Наиболее прочные связи с углеродом образуют переходные элементы и, особенно, карбидообразующие, из которых только хром и марганец имеют температуры сублимации (соответственно 992 и 790 °C) ниже выявленных пределов термической стойкости алмаза и кубического нитрида бора. Исследования показали, что при металлизации пары марганца образуют на поверхности алмазных зерен быстро окисляющиеся на воздухе покрытия, поэтому дальнейшие эксперименты проводились только по получению покрытий на основе хрома.

В качестве металлизатора использовали порошок хрома X9УA и феррохрома ФХ100Б разных зернистостей. Металлизацию проводили в вакуумных печах при давлении до 0,0133 Па.

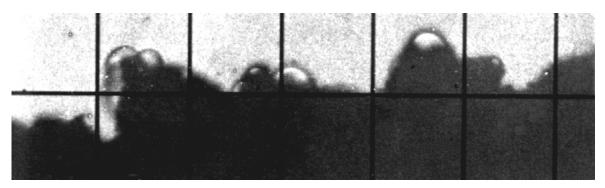
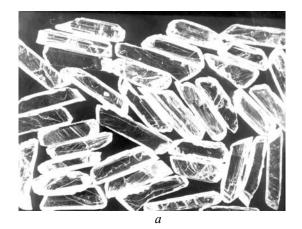


Рис. 2. Образование газовых пузырей при нагреве на воздухе эльбора (1100 °C)



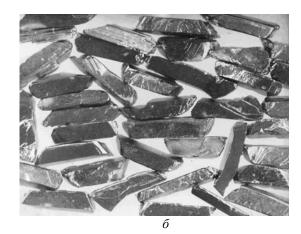


Рис. 3. Природные алмазы типа «Сплиттер» (×2): a – до металлизации;  $\delta$  – металлизированные термодиффузионным методом

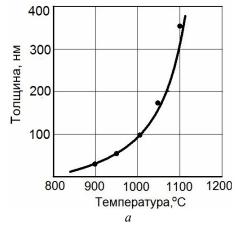
Установлено, что при 900 °C и времени выдержки 1 ч только отдельные участки алмаза были покрыты тонким металлическим слоем, вероятно, за счет твердофазной диффузии в зонах контакта металлизатора с поверхностью алмаза, так как опыты показали отсутствие сублимации хрома. Металлизация при 1100 °C позволяла равномерно покрыть поверхность алмазных зерен хромом, но при склерометрировании обнаружили под слоем хрома на природном алмазе пористый промежуточный слой, образование которого могло быть вызвано разной скоростью диффузии углерода и хрома или поверхностной графитизацией алмаза в присутствии хрома, снижающего температуру перехода алмаза в графит аналогично никелю.

При температуре 1000 °С этого явления не наблюдалось, и образовывалось прочное блестящее металлическое покрытие с высокой адгезионной прочностью к поверхности алмаза. На рис. 3 показаны природные алмазы типа «Сплиттер», металлизированные термодиффу-

зионным методом при 1000 °C и выдержке 1 ч в вакууме 0,0133 Па.

Электронно- и рентгенографический анализы покрытия показали наличие дифракционных линий от Cr,  $Cr_7C_3$  и  $Cr_3C_2$ . С повышением температуры и времени выдержки увеличивается содержание карбидных фаз в слое.

Толщину металлизированного слоя определяли рентгеновским методом по ослаблению интенсивности дифракционных линий от алмаза с покрытием с учетом линейного коэффициента поглощения хрома [2]. На рис. 4 представлена зависимость толщины покрытия от температуры и времени при зернистости алмаза 100/80 мкм. При повышении температуры скорость роста покрытия увеличивается за счет большей плотности паров хрома. Торможение роста с увеличением времени объясняется замедлением скорости диффузии по мере роста карбидной фазы и испарением осажденного хрома с поверхности уже образовавшегося покрытия.



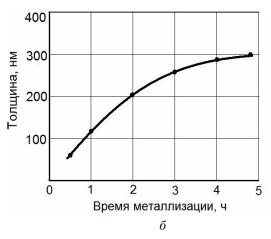


Рис. 4. Зависимость толщины покрытия на алмазе AC6 100/80 от температуры (a) и времени ( $\delta$ ) (соотношение масс порошков хрома и алмаза 1:1, зернистость хрома 160/100 мкм)

Скорость роста толщины покрытия повышается при увеличении процентного содержания порошка металлизатора в смеси и уменьшении его дисперсности, так как увеличивается площадь поверхности сублимирующего металла (рис. 5). При металлизации более мелких фракций алмаза возрастает суммарная реакционная поверхность, что приводит к уменьшению толщины слоя при одинаковом количестве сублимирующих в единицу времени атомов хрома.

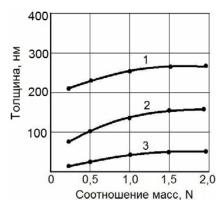


Рис. 5. Зависимость толщины покрытия от соотношения масс алмаза AC6 100/80 и хрома зернистостью:  $I-30~{\rm mkm};\,2-120~{\rm mkm};\,3-1300~{\rm mkm}$ 

Определение краевого угла смачивания и работы адгезии алмаза затруднено небольшими размерами зерен, поэтому проводилось на графитовой подложке. Несмотря на то, что структура алмаза и графита различна, энергии связи между атомами углерода в решетке алмаза и графита близки, что подтверждается интенсивностью реакций с жидкими металлами, теплотами сгорания и испарения. Установлено, что после металлизации графита краевой угол смачивания медью, оловом и серебром уменьшается в 3,3-3,5 раза, а работа адгезии повышается в 6-20 раз (данные приведены в таблице). Уменьшение краевого угла смачивания позволяет изготавливать алмазный инструмент методом пропитки.

Рентгеновский анализ порошка хрома показал, что после проведения процесса металлизации при всех температурах и выдержках до 5 ч его фазовый состав не меняется и его можно использовать в качестве металлизатора многократно. При использовании в качестве металлизатора феррохрома толщина покрытия на алмазе даже несколько больше, чем с порошком хрома; растворение алмаза при этом не наблюдалось.

Краевой угол смачивания и работа адгезии меди, олова и серебра к графиту

Металл	Краево смачивани	-	Работа адгезии W, $M$ Дж/м $^2$		
	до металли- зации	после ме- таллизации	до металли- зации	после ме- таллизации	
Cu	140	40	310	2360	
Sn	156	45	40	770	
Ag	135	40	270	1610	

Испытания зерен на раздавливание, проведенное на установке, разработанной в Волжск-ВНИИАШ, показало увеличение прочности после металлизации зерен синтетических алмазов АС2, АС4 и АС6 в 1,5–2 раза, что объясняется залечиванием микротрещин за счет высокой проникающей способности атомов хрома и образованием карбидов.

Повышение прочности зерен важно не только для процесса шлифования, но и при изготовлении абразивного инструмента, так как возникающие при прессовании высокие давления и эффект Ребиндера при спекании в присутствии жидкой фазы или при введении порошка алмаза в расплав с использованием ультразвукового воздействия могут приводить к разрушению. Уменьшению фактической величины зерна в инструменте по сравнению с исходным подтверждено при рекуперации алмаза растворением готового инструмента на металлической связке МВ1.

Опыты показали, что этот метод можно использовать также для металлизации кубического нитрида бора и карбида кремния на тех же режимах, что и при металлизации алмазов (температура  $1000\,^{\circ}$ С, выдержка  $1\,^{\circ}$ ч, соотношение масс зерен и порошка хрома 1:1). Пары хрома при взаимодействии с  $BN_{\text{куб}}$  образуют на поверхности соединения нитридов и боридов хрома, а при взаимодействии с SiC — карбиды хрома. С бором, азотом, углеродом хром образует металлоподобные соединения с большой долей металлических связей, и поэтому все они хорошо смачиваются металлами. Например, краевой угол смачивания медью поверхности  $BN_{\text{куб}}$   $137^{\circ}$ , а после металлизации —  $48^{\circ}$ .

Зерна электрокорунда не взаимодействовали с парами хрома из-за более низкой энергии связи C-O, чем A1-O, но после нанесения слоя пироуглерода на поверхность зерен  $A1_2O_3$  при термодиффузионной металлизации образовывался блестящий металлический слой.

Металлизированные природные алмазы типа «Сплиттер» применялись для изготовления сверл на заводе точных технических камней (г. Куса Челябинской области) для обработки рубиновых подпятников гироскопов. После металлизации и пайки на воздухе серебряным припоем алмазы надежно крепились в державке, многократно перетачивались и работали до полного износа, в то время как применявшаяся ранее зачеканка алмазов позволяла использовать не более 60 % алмазного зерна, после чего они выпадали из державки и разрушались.

Алмазные правящие карандаши с синтетическим алмазным порошком AC15 250/200, изготовленные по разработанной на кафедре материаловедения ВолгГТУ технологии, испытывались в инструментальном цехе AO «Волгоградский завод тракторных деталей и нормалей» при правке эльборовых кругов для операции резьбошлифования. Правящие карандаши надежно работали до полного износа, обеспечивая требуемые режущие свойства круга и параметры шероховатости. Стойкость карандашей превышала в 1,5–2 раза стойкость карандашей 3908-0064 ГОСТ 607 производства АО «Терек» (г. Нальчик).

#### Выводы

- 1. Определены предельно допустимые температуры нагрева сверхтвердых абразивных зерен, которые лимитируются процессами окисления алмаза и эльбора на воздухе и графитизации алмаза в вакууме.
- 2. Склерометрированием показано, что металлизации алмаза хромом при температуре 1100 °С приводит к появлению пористого промежуточного слоя, образование которого может быть вызвано эффектом Френкеля-Киркендала или поверхностной графитизацией алмаза в присутствии хрома.
- 3. Производственные испытания алмазного инструмента показали возможность использования термодиффузионной металлизации природного и синтетического алмаза хромом для увеличения прочности его закрепления в металлических связках.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Инструмент из металлизированных сверхтвердых материалов / Е. М. Чистяков [и др.]. Киев : Наукова думка, 1982. 204 с.
- 2. Физика рентгеновских лучей / М. А. Блохин. М. : Гостехтеориздат, 1953.-302 с.
- 3. Локтюшин, В. А. Повышение служебных характеристик абразивного инструмента на керамических связках осаждением нанотолщинных слоев пироуглерода / В. А. Локтюшин, Л. М. Гуревич // Журнал функциональных материалов. 2008. Т. 2. № 3. С. 109–113.

УДК 621.778:669-4

**Ю. П. Трыков** – д-р техн. наук, **А. С. Сергиенко** – студент, **Л. М. Гуревич** – канд. техн. наук, **С. А. Булаева** – аспирант, **В. Ф. Даненко** – канд. техн. наук

# ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Исследовано изменение микромеханических свойств сердечника из стали 45 и плакирующего коррозионностойкого слоя биметаллической проволоки при деформации. Растяжение проволоки с образованием шейки привело к вытягиванию осей полиэдрических зерен феррита до 10 % и повышению твердости коррозионностойкого слоя на 0,5 ГПа.

*Ключевые слова:* биметалл, проволока, коррозионностойкость, плакирующий слой, деформирование, микротвердость.

Change of micromechanical properties of the core from a steel 45 and plating corrosion-resistant layer of a bimetallic wire is investigated at deformation. The stretching of a wire with formation of contraction has led pulling of axes polyhedral grains of ferrite to 10 % and to hardness increase of the corrosion-resistant layer on 0,5 GPa.

Keywords: laminated metal, wire, corrosion-resistant, plating layer, deformation, microhardness.

В настоящее время биметаллы занимают важное место в современной промышленности, так как в них основные свойства разнородных материалов, дополняя друг друга, образуют новую, нехарактерную для известных монометал-

лов и сплавов совокупность свойств (таких, например, как высокие прочность и коррозионную стойкость). Однако существует ряд недостатков технологических процессов производства биметаллов, приводящих с снижению их

качества. В связи с этим необходимо расширение знаний о процессах соединения разнородных металлов, их совместной пластической деформации и изменении свойств в процессе эксплуатации.

В настоящей работе исследовано влияние степени и характера деформации при растяжении на микромеханические свойства биметаллической проволоки сталь 45 + 12Х18Н10Т, в которой сердечник из углеродистой стали обеспечивает высокую прочность и вязкость, а плакировка из нержавеющей стали придает ей высокую химическую и коррозионную стой-Исходная проволока была получена прокаткой и калибровкой на оптимальных режимах, обеспечивающих отсутствие опасных видов микронеоднородности на границе раздела металлов и высокую прочность соединения слоев. Максимальная толщина плакирующего слоя стали 12Х18Н10Т составляет 1,43 мм, а минимальная -0.21 мм.

Для исследования характера влияния деформации на микромеханические свойства биметаллической проволоки из общей бухты был вырезан и очищен от загрязнений образец длиной 340 мм. На его отрезке длиной 250 мм через каждые 5 мм наносились кольцевые реперные линии при помощи специальной оснастки (рис. 1). Концевые участки прутка длиной 45 мм использовали для закрепления проволоки в захватах при растяжении и фрезеровке. Измерения расстояний между нанесенными реперными линиями до и после деформации проволоки проводили осевой линии при помощи инструментального микроскопа ММИ-2 с точностью до 0,005 мм.

Испытания на растяжение полученного прутка, производившиеся на разрывной машине ИР-5140-5, показали, что при нагрузке в 21,2 кН ( $\sigma$  = 750 МПа) и общей деформации около 5 % на прутке образовалась шейка.

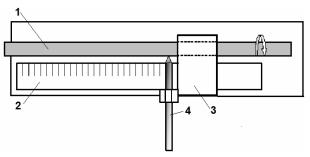


Рис. 1. Приспособление для нанесения радиальных реперных линий: I – биметаллическая проволока; 2 – линейка; 3 – фиксатор образца; 4 – резец

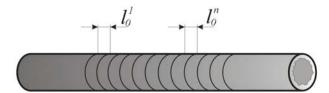


Рис. 2. Определение относительной деформации удлинения участков образца

Полученные данные позволили оценить относительную деформацию удлинения, предварительно рассчитав деформацию растяжения и сжатия пронумерованных участков по формуле

$$\delta = \frac{l_{p, c}^{n} - l_{0}^{n}}{l_{0}^{n}},\tag{1}$$

где  $l_0^{\ n}$  — базовое расстояние между реперными линиями, мм;  $l^n_{\ p,\ c}$  — расстояние между реперными линиями, измеренное после изгиба, мм.

Влияние деформации растяжения на изменение микромеханических свойств биметаллической проволоки 12X18H10T + Сталь 45 исследовали на образце длиной около 40мм, вырезанном из образца в месте образования шейки. Микрошлиф приготовили в продольном сечении образца. Сохранившийся реперный рисунок на необработанной поверхности проволоки позволил соотнести измерения микротвердости и относительной деформации образца.

Для изучения зависимости микромеханических свойств от характера и степени деформации определяли микротвердость в различных сечениях от пика деформации к краю образца (рис. 3).

Исследования, проведенные по вышеописанной методике, позволили установить закономерности изменения относительной деформации по длине растянутого образца: в шейке максимальная продольная деформация составила примерно 27 %, а при удалении от этой зоны более чем на 8 мм деформация снижалась до 5 % (рис. 4).

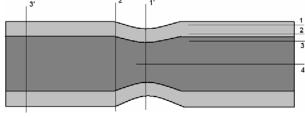


Рис. 3. Сечения, в которых производилось измерение микротвердости:

I-12X18H10T (0,1 мм от границы соединения); 2-12X18H10T (0,02 мм от границы соединения); 3- стали 45 (0,05 от границы соединения); 4- стали 45 (середина сечения); I'- центр шейки (зона максимальной деформации); 2'- начало шейки; 3'- на удалении от шейки

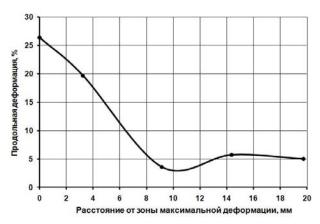


Рис. 4. Изменение относительного удлинения проволоки по длине образца (начало от пика деформации)

Выявленные закономерности характера распределения микротвердости нержавеющей стали и стали 45 заключаются в следующем. Растягивающие напряжения в процессе испытаний оказали значительное влияние на упрочнение нержавеющей стали (рис. 5). Ее твердость в ОШЗ постепенно падает с 4850 МПа до 4300 МПа при удалении от зоны максимальной деформации.

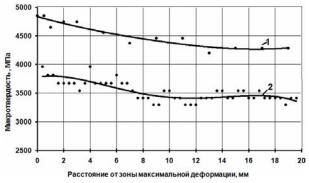


Рис. 5. Зависимость микротвердости стали 12X18H10T от степени деформации: I – сечение 1 (0,02 мм от границы соединения); 2 – сечение 2 (0,1 мм от границы соединения)

При удалении от границы соединения характер изменения микротвердости со стороны нержавеющей стали изменился незначительно, микротвердость снизилась с 3900 МПа до 3400МПа.

Влияние деформации растяжения на микромеханические свойства стали 45 не столь значительно, как нержавеющей стали (рис. 6). Так, в ОШЗ со стороны стали 45 наблюдается небольшой рост значений твердости от 2200 до 2500 МПа, затем при удалении от места образования шейки, показатели твердости выравниваются до 2400 МПа. В четвертом сечении также наблюдается постепенный рост значений

микротвердости; при удалении от пика деформации твердость возрастает от 2,5 до 3,1 ГПа.

В исследованных поперечных сечениях проволоки 1', 2' и 3' характер распределения микротвердости оказался одинаков: со стороны нержавеющей стали при приближении к границе соединения наблюдается резкий скачок значений микротвердости от 3,6 до примерно 5,0 ГПа (рис. 7); со стороны стали 45 наблюдается падение твердости при приближении к границе, что обусловлено наличием обезуглероженного слоя.

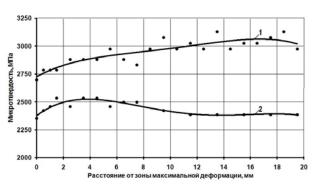


Рис. 6. Зависимость микротвердости стали 45 от степени деформации:

1 – сечение 4; 2 – сечение  $\hat{3}$  ( $\hat{0}$ ,05 мм от границы соединения)

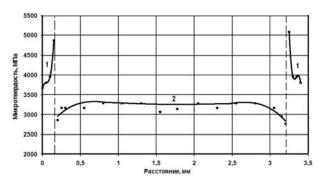
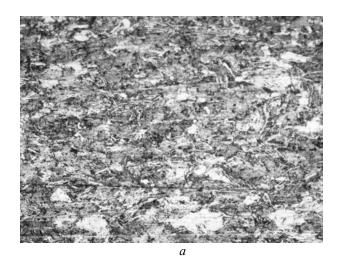


Рис. 7. Распределение микротвердости в поперечном сечении биметаллической проволоки после растяжения: I-12X18H10T; 2- сталь 45

Металлографические исследования показали, что структура сердечника из стали 45 представляют собой квазиэвтектоид сорбитного тинебольшими включениями па с отдельными видманштеттового феррита. Измерение соотношения размера осей полиэдрических зерен феррита в направлениях нормально и параллельно оси проволоки в различных участках образца показало (рис. 8), что деформация растяжения привела к их вытягиванию: соотношение осей зерен феррита в зоне максимальной деформации (сечение 1') составляет примерно 0,67, на удалении от нее (сечение 3') -0,74 (удлинение зерен феррита в процессе волочения проволоки).



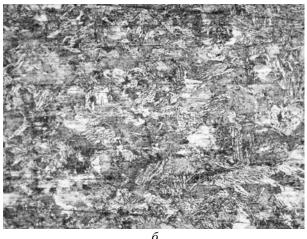


Рис. 8. Микроструктура стали 45 после растяжения: a – в шейке (сечение 1');  $\delta$  – на удалении от шейки (сечение 3')

#### Выволы

- 1. Исследовано изменение микромеханических свойств сердечника из стали 45 и плакирующего коррозионностойкого слоя биметаллической проволоки при деформации растяжением.
- 2. Проведенное деформирование растяжением проволоки с образованием шейки привело к вытягиванию осей полиэдрических зерен феррита до 10 % и повышению твердости коррозионностойкого слоя на 0,5 ГПа.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Исследование структурно-механической неоднородности биметаллической проволоки / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, С. А. Булаева, М. Н. Журавлев, В. И. Фролов // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 10(48) / ВолгГТУ. — Волгоград, 2008. (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 2.). С. 56–61.

УДК 621.771.8

**Л. М. Гуревич** – канд. техн. наук, **Ю. П. Трыков** – д-р техн. наук, **В. Н. Арисова** – канд. техн. наук, **С. А. Булаева** – аспирант, **А. С. Сергиенко** – студент

# КИНЕТИКА ПРОТЕКАНИЯ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКЕ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Показано, что образование троостита в стальном сердечнике сталеалюминиевой проволоки завершается после отпуска при температуре 400 °C в течение 1 ч; дальнейшие нагревы приводили к гомогенизации твердых растворов в алюминии. Установлено, что скорость роста толщины и протяженность образующейся при диффузии интерметаллидной прослойки зависят от знака деформации.

*Ключевые слова:* сталеалюминиевая проволока, интерметаллид, термическая обработка, мартенсит, троостит, диффузия, деформация.

It is shown that formation of troostite in the steel core of a steel-aluminium wire comes to the end after tempering at temperature 400°C within 1 hour, the further heatings led to homogenization of solid solution in aluminium. It is established that growth rate of a thickness and extent formed at diffusion intermrtallic layers depend on a deformation sign.

Keywords: steel-aluminium wire, intermetallic, heat treatment, martensite, troostite, diffusion, deformation.

Сталеалюминевая проволока используется для изготовления волоконно-оптических кабелей, подвешиваемых на ЛЭП [1]. При извест

ной высокопроизводительной технологии нанесения алюминиевого покрытия — алюминировании — формирование покрытия осуществляется за счет контактного взаимодействия расплава алюминия с твердой поверхностью стали [2] и на границе «сталь — алюминий» возможно образование диффузионного слоя, состоящего,

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (08-08-00056) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

в основном, из хрупких интерметаллических соединений. Исследование образования и роста интерметаллической прослойки имеет практический интерес, так как ее наличие во многом определяет прочностные свойства биметаллической проволоки.

Целью данной работы являлось изучение влияния температурно-временных факторов на структуру и свойства стального сердечника, алюминиевого покрытия и зоны их соединения в зависимости от степени деформации.

# Материалы и методика исследования

Термическую обработку образцов биметаллической сталеалюминиевой проволоки проводили в лабораторной печи СНОЛ 1,6.2,5.2,2/11,5 при температурах от 200 до 600 °C. Микроструктуру диффузионных слоев на продольных и поперечных шлифах исследовали на микроскопе «Olympus» ВХ61 при увеличениях ×50-×500 с фиксацией цифровой камерой DP12 и последующей обработкой электронных изображений на ПЭВМ с использованием пакета программ AnalySiS. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузках от 0,01 до 1,0 кН. Рентгенографические исследования выполняли на установке ДРОН-3 в Сика-излучении. Общую съемку отожженных и закаленных структур проводили в пределах  $2\Theta = 20$ — 100° со скоростью вращения образца 1 град/мин, а прецизионную съемку выбранных линий – 0,25 град/мин. Рентгеноструктурные исследования позволили проследить кинетику развития отпускных процессов в стальном сердечнике при температурах нагрева 200-500 °C по изменению степени тетрагональности мартенсита и содержанию углерода в нем. В углеродистых сталях периоды решетки (c, a) и степень тетрагональности *c/a* линейно зависят от содержания углерода в мартенсите р (массовый процент углерода в мартенсите) (1) [3]:

$$a = 2,866 - 0,015p$$
;  $c = 2,866 + 0,118p$ ;  $c/a = 1+0,0467p$ , (1)

что позволило по дифрактограмме вычислять междублетное расстояние, а затем с помощью тарировочных графиков [4] – содержание углерода.

В образцах с мартенситной структурой стали периоды решетки пересыщенных твердых растворов на основе железа рассчитывали по линиям (110) и (101), исходя из формул (2) для тетрагональной решетки:

$$a = \sqrt{\frac{h^2 + k^2}{\frac{1}{d_{hkl}^2} - \frac{l^2}{c^2}}}, \quad c = \sqrt{\frac{l^2}{\frac{1}{d_{hkl}^2} - \frac{h^2 + k^2}{a^2}}}.$$
 (2)

Для образцов, содержащих в структуре сердечника феррит, входящий в троостит или сорбит отпуска, использовали выражение (3) для периода кубической решетки:

$$a = d_{hkl}\sqrt{2}. (3)$$

Для прецизионной съемки, позволяющей определить параметры кристаллических решеток, были выбраны линии Fe(110), не имеющие наложения линий других фаз. Возникающие в процессе диффузии на границе «сталь — алюминий» фазы и структурные составляющие идентифицировали сравнением межплоскостных расстояний и интенсивностей полученных линий на рентгенограмме с данными картотеки ASTM для вероятных алюминидов железа.

Для исследования влияния деформации на кинетику роста диффузионной прослойки образец изгибали в двухопорном приспособлении по ГОСТ 14019–80 оправкой с радиусом, равным диаметру биметаллической проволоки и кольцевой проточкой для уменьшения смятия алюминиевого покрытия. Величину деформации (рис. 1) вычисляли по изменению расстояний между кольцевыми реперными линиями, нанесенными индентором ПМТ-3 на поверхность прямолинейного образца на расстоянии 50 мкм друг от друга.

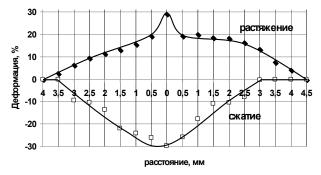


Рис. 1. Распределение деформации в сталеалюминиевой проволоке

# Результаты и их обсуждение

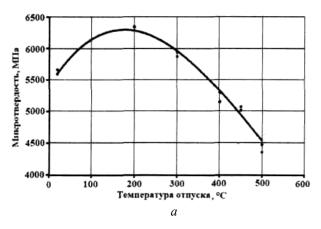
Исходная структура стального сердечника — мелкоигольчатый мартенсит, средняя микротвердость которого по результатам замера 40 отпечатков, нанесенных по двум перпендикулярным диаметральным направлениям, при нагрузке на алмазный индентор 1 Н составляет 5,4 ГПа, что соответствует обычной твердости

мартенсита в стали 65Г [4]. Хрупкие интерметаллиды на границе «сталь – алюминий» металлографически не обнаружены.

Среднее значение микротвердости алюминиевого покрытия на расстоянии более 50 мкм от границы соединения со сталью ~ 500 МПа, что, возможно, связано как с наклепом алюминия при окончательных проходах волочения проволоки, так и с наличием твердых растворов. Проведенные отжиги по различным режимам приводили к снижению микротвердости алюминиевого покрытия до 400–450 МПа, что превышает твердость отожженного технического алюминия (220 МПа) [5] и, следовательно, подтверждает существование твердых растворов по всему объему алюминиевого покрытия. Дополнительное повышение микротвердости вблизи границы соединения со стержнем до 560 МПа объясняется образованием твердого раствора железа в алюминии и, возможно, не обнаруживаемых при металлографическом исследовании высокодисперсных интерметаллидных соединений Fe<sub>3</sub>Al, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> в процессе прохождения стальной проволоки через ванну с расплавом алюминия.

Для исследования отпускных и рекристаллизационных процессов проводили измерения микротвердости стального сердечника и алюминиевой оболочки проволоки (рис. 2) после отжигов при температурах от 200 до 500 °C в течение 1 ч. Микротвердость стального сердечника при 200 °C повысилась до 6200 МПа, что, вероятно, связано с выделениями карбидов из мартенсита закалки и превращением остаточного аустенита в мартенсит отпуска [6]. Дальнейшее увеличение температуры отпуска приводило к снижению твердости стали, достигшей при 500 °C минимального значения (4400 МПа). В микроструктуре стали после отпуска 400 °C превалировал троостит отпуска, а после нагрева 500 °C – сорбит отпуска.

Рассчитанные по дифрактограммам междублетное расстояние линий, содержание углерода и степень тетрагональности мартенсита c/aдля каждой из температур отпуска приведены в табл. 1. При температуре 400 °C процесс распада мартенсита полностью завершился и на дифрактограммах не наблюдался мартенситный дублет.



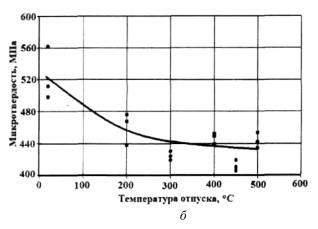


Рис. 2. Зависимость микротвердости стального сердечника (a) и алюминиевого покрытия (b) биметаллической проволоки от температуры отпуска

Таблица 1

# Содержание углерода в мартенсите и степень тетрагональности при различных температурах отпуска в течение 1 ч Межлублетное Содержание углерода Параметры, крис

Температура	Междублетное	Содержание углерода	Параметры, кристаллической решетки $Fe_{\alpha}$			
отпуска, °С	расстояние $\Delta\Theta$ , град	асстояние $\Delta\Theta$ , град в мартенсите, % масс.	C, HM	а, нм	c/a	
исходный	0,2	0,4	0,28979	0,28429	1,016	
200	0,125	0,24	0,28947	0,28639	1,0085	
300	0,1	0,19	0,28794	0,28429	1,0065	
400	0	0,01	0,28339	0,28339	1	
500	0	0,01	0,28685	0,28685	1	

Таблииа 2

По результатам проведенных рентгеноструктурных исследований определены величины физического уширения рентгеновских линий  $\beta$ , вызываемые дисперсностью областей когерентного рассеяния (ОКР) и микродеформациями ячеек кристаллической решетки. С помощью метода аппроксимации [4] было установлено влияние обоих факторов, определены размер кристаллитов или блоков D и средняя величина напряжений II рода (рис. 3) после различных температур отпуска.

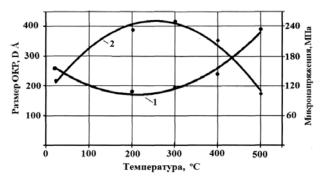


Рис. 3. Зависимость размеров ОКР и напряжений II рода в стальном сердечнике от температуры отпуска: 1 – размеры ОКР; 2 – микронапряжения II рода

При рентгеноструктурных исследованиях параметры кристаллической решетки алюминия определяли по центру тяжести дифракционного пика линии Al (222). В исходном образце (табл. 2) обнаружены три близкорасположенных дифракционных пика твердых растворов на основе алюминия с периодами решетки 0,40441; 0,40524 и 0,40565 нм, образование которых происходило в процессе кратковременного алитирования стального сердечника. Нагрев при температуре 200 °C приводил к гомогенизации твердых растворов, периоды кристаллической решетки которых приближаются к параметру чистого алюминия (a = 0.40494нм). Дальнейшее повышение температуры до 500 °C увеличивает параметр кристаллической решетки в связи с растворением железа в алюминии. После отжига при 600 °C вновь возникали на рентгенограмме три дифракционных пика линии Al (222), как в исходном образце.

Кинетику образования алюминидов железа на границе «сталь—алюминий» исследовали в зоне максимальных растягивающих и сжимающих деформаций и на недеформированных участках. Отпуск при температуре 400 °С в течение 1 ч приводил к появлению на границе соединения «сталь — алюминий» на недеформированных образцах фрагментов интерметалли-

Периоды кристаллической решетки твердых растворов на основе алюминия

Температура	Параметр решетки, нм					
отпуска	а	b	С			
Исходный	0,40441	0,40524	0,40565			
200	0,40493					
300	0,40524					
400	0,40529					
500	0,40536					
600	0,40455	0,40540	0,40593			

дов протяженностью около 1 мкм и средней толщиной 1,6 мкм. Толщина интерметаллидной прослойки после нагрева 500 °С различной длительности, рост которой подчиняется параболическому закону реактивной диффузии, показана на рис. 4. После выдержки в течение 20 мин металлографически обнаруживалась сплошная диффузионная прослойка толщиной до 4,5 мкм.

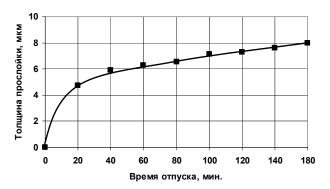


Рис. 4. Кинетика роста диффузионной прослойки при 500 °C в недеформированных образцах сталеалюминиевой проволоки

По результатам измерения вычислили параметры скорости роста интерметаллидной прослойки и получили уравнение (4), описывающие кинетику ее роста на границе стальалюминий:

$$y^{2,5} = 45,232 \cdot e^{-\frac{52645}{RT}}.$$
 (4)

где  $\tau_{_{\rm I\!I}}$  – латентный период до момента обнаружения интерметаллидов, который описывается уравнением (5):

$$\tau_{_{\Pi}} = 2,81 \cdot 10^{-7} \cdot e^{\frac{130150}{RT}}.$$
 (5)

После отжига при 500 °C с выдержкой 20 мин в зоне растяжения ( $\varepsilon = 29$  %) деформированных образцов толщина интерметаллидов составляла 4,8 мкм, а в зоне сжатия 5,2 мкм ( $\varepsilon = -29,7$  %). При  $\varepsilon = 0$  % среднее значение толщины интер-

металлидной прослойки – 6 мкм (рис. 5), что соответствует среднему значению в недеформированных образцах после аналогичной термической обработки.

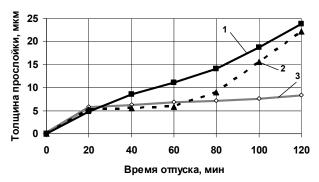


Рис. 5. Рост толщины диффузионной прослойки: I – в зоне растяжения ( $\epsilon$  = 29 %); 2 – в зоне сжатия ( $\epsilon$  = –29,7 %); 3 –  $\epsilon$  = 0 %

Рост толщины интерметаллидных прослоек в зонах растяжения и сжатия отклоняется от параболического закона, характерного для реактивной диффузии. Отжиг в течение 40-60 мин приводил в зоне растяжения к росту толщины диффузионной прослойки от 9 до 11мкм (рис. 5), а в зоне сжатия и на недеформированных участках толщина прослойки практически не росла. С дальнейшим увеличением времени выдержки до 100 мин в зоне растяжения толщина интерметаллидов увеличивается, а в зоне сжатия происходит более интенсивный рост толщины интерметаллидной прослойки. Различия в скоростях роста толщины интерметаллидов в деформированных участках и неодинаковое уменьшение влияния максимальной деформации можно объяснить перераспределением остаточных напряжений, превращением деформированного мартенсита в троосто-сорбитные структуры, рекристаллизацией алюминия, разрушением оксидной пленки на границе «сталь – алюминий».

Нагрев при температуре 500 °C и времени выдержки 20 мин приводил в деформированном образце к образованию прослойки в виде отдельных участков в зоне растяжения и сжатия. При увеличении длительности отжига от 20 до 60 мин (рис. 6) в области растяжения протяженность участков росла с 23 до 100 мкм, сливаясь затем в сплошную прослойку. Скорость роста протяженности интерметаллидных участков в зоне сжатия значительно ниже, поэтому смыкание участков происходит только после 100 мин. выдержки.

Микротвердость диффузионной прослойки в недеформированных образцах при нагреве 500 °C

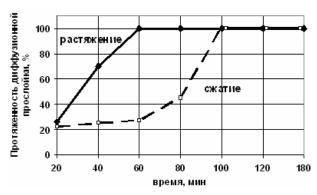


Рис. 6. Влияние длительности отжига при 500 °C на относительную протяженность диффузионной прослойки в деформированных образцах

и выдержке 100 мин изменялась от 4900 до 7000 МПа (что соответствует микротвердости FeAl и Fe<sub>3</sub>Al), а при увеличении времени до 180 мин – в диапазоне 7000–10300 МПа (что отвечает микротвердости интерметаллидов Fe<sub>3</sub>Al, FeAl<sub>2</sub>, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> [2]). В процессе нагрева не происходит изменение фазового состава интерметаллидов, однако, наблюдается неодинаковое соотношение фаз интерметаллидов в диффузионной прослойке.

#### Выводы

- 1. Проведенные рентгеноструктурные исследования показали, что образование троостита в стальном сердечнике завершается после отпуска при температуре 400 °C в течение 1 ч; дальнейшие нагревы приводили к гомогенизации твердых растворов в алюминии.
- 2. Скорости роста толщины и протяженности интерметаллидной прослойки зависят от знака деформации, что, возможно, связано с разрушением в растянутой области тонкой окисной пленки на границе «сталь — алюминий», являющейся диффузионным барьером.

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Биметаллический прокат: учеб. / П. Ф. Засуха [и др.]; под ред. Б. А. Прудниковского. М.: Металлургия, 1971. 264 с.
- 2. *Рябов, В. Р.* Алитирование стали: учеб. / В. Р. Рябов. М.: Металлургия, 1973. 240 с.
- 3. *Горелик, С. С.* Рентгенографический и электроннооптический анализ: практ. рук. / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков; – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1970. – 366 с.
- 4. *Миркин, Л. И.* Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов : справ. / Л. И. Миркин. М.: Машиностроение, 1979. 134 с.
- 5. Стали и сплавы. Марочник / Науч. ред. В. Г. Сорокин, М. А. Гервасьев. М.: Интермет Инжиниринг, 2001. 608 с.
- 6. *Лахтин, Ю. М.* Материаловедение: учеб. / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1990.-528 с.

УДК 66.045.124: 620.16

**В. Н. Мухин\*** – канд. техн. наук, **Л. Е. Ватник\*** – канд. техн. наук, **И. А. Тришкина\*** – канд. техн. наук, **Ю. П. Трыков\*\*** – д-р техн. наук, **Л. М. Гуревич\*\*** – канд. техн. наук

# РАЗРАБОТКА КРИТЕРИЕВ ОЦЕНКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ СТАЛИ 15X5M НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА КРИВЫХ ПОЛЗУЧЕСТИ

\* ОАО «ВНИКТИнефтехимоборудование» \*\* Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Описаны результаты анализа банка данных по жаропрочности, позволившие определить общие закономерности деформирования стали 15X5M (15X5M-У) и особенности характеристик ползучести, связанные с различными сроками эксплуатации и исходной термической обработкой труб.

*Ключевые слова:* нефтепереработка, риформинг, змеевик, трубы, сталь 15X5M, жаропрочность, длительная прочность, кривая ползучести, прогнозирование.

Results of the analysis of a databank on high-temperature strength, allowed to define the general laws of deformation of a steel 15Cr5Mo and features of characteristics of the creep, connected with various terms of maintenance and initial heat treatment of tubings are described.

*Keywords:* oil processing, reforming, coiler, tubings, steel 15Cr5Mo, high-temperature strength, long-term strength, creep curve, forecasting.

Важнейшим процессом нефтепереработки является каталитический риформинг бензинов, позволяющий повысить их октановое число. Перед поступлением в реактор углеводородное сырье и водородсодержащий газ нагревают в печных змеевиках, состоящих из бесшовных труб. В процессе эксплуатации жаропрочность металла печных змеевиков (обычно стали 15Х5М или 15Х5М-У ГОСТ 5632-72) оценивается по химическому и фазовому составу [1], микроструктуре [2], кратковременной [3] и длительной прочности, деформации ползучести [4], накопленной к моменту обследования и контролируемой по увеличению наружного диаметра трубы, отнесенного к первоначальному диаметру. Прочностные и пластические характеристики должны соответствовать требованиям ГОСТ 550-75 к металлу в состоянии поставки, а пределы длительной прочности обеспечивать надежную эксплуатацию печных змеевиков в условиях высокой температуры и внутреннего давления до достижения максимально допускаемых напряжений и отбраковочных толщин стенок.

Для назначения допускаемых напряжений, помимо пределов длительной прочности, необходимо оценивать деформационную способность металла и характеристики ползучести, которые могут изменяться в процессе эксплуатации. Сталь 15Х5М, благодаря рациональному легированию и применяемой термической обработке при изготовлении труб, обладает хорошей кратковременной и длительной пластично-



Рис. 1. Трехстадийная кривая ползучести: I — стадия неустановившейся ползучести (затухающая); II — стадия установившейся ползучести; III — стадия ускоренной ползучести, в т. ч. лавинная ползучесть (л)

стью [4, 5], а форма экспериментальных кривых ползучести даже после 300 тыс. ч эксплуатации в большинстве случаев соответствует традиционной трехстадийной (рис. 1).

На первой стадии неустановившейся (или затухающей) ползучести скорость пластической деформации уменьшается с течением времени. На второй стадии равномерной (или установившейся) ползучести металл деформируется с постоянной скоростью, и возврат уравновешивается упрочнением. На третьей ускоренной стадии ползучести скорость деформации растет вследствие уменьшения сечения образца при удлинении и разрыхления металла с образованием межзеренных пор и микротрещин. С развитием сосредоточенной деформации — формированием «шейки» — ускоренная стадия переходит в лавинную ползучесть и разрушение [7].

Анализ экспериментальных кривых ползучести предполагает разбиение их на стадии и определение времени их окончания, а также времени достижения различной степени удлинения и соотнесения этих характеристик с временем до разрушения образцов. На основе экспериментальных данных строят в двойных логарифмических координатах графики зависимости напряжений, при которых достигнута заданная величина деформации; от времени ее достижения и определяют пределы ползучести экстраполяцией на срок дальнейшей эксплуатации. Определяются также величины относительного удлинения, соответствующие всем стадиям ползучести, в т. ч. деформация на момент окончания II стадии ползучести  $\delta_{\rm II}$  – ресурс пластичности. В работе [7] рекомендуется устанавливать предельно допустимую деформацию ползучести, составляющую (0,3-0,5)  $\delta_{II}$  и обеспечивающую наилучшее сочетание прочности и пластичности.

Анализ накопленного ОАО «ВНИКТИнефтехимоборудование» банка данных по жаропрочности позволил определить общие закономерности деформирования стали 15X5M (15X5M-У) и особенности характеристик ползучести, связанные с различными сроками эксплуатации и исходной термической обработкой труб.

Результаты длительных испытаний на машинах АИМА 5–2 металла труб печных змеевиков камер радиации установок ООО «Пермнефтеоргсинтез» после наработок 150–312 тыс. ч при расчетной температуре стенки 570 °C приведены в табл. 1.

 $\it Tаблица~1$  Сравнение продолжительности стадий ползучести металла печных змеевиков ООО «Пермнефтеоргсинтез»

11	Т	Срок	Твердость	Предел	Напряжение	Относите	Относительная длительность стадий		
Номер партии	Типоразмер труб, мм	эксплуатации, тыс. ч	НВ, МПа	длительной прочности $\sigma^{570}_{50000}$ , МПа	испытания, МПа	$\tau_{1\%}/\tau_{\scriptscriptstyle K}$	$ au_{2\%}/ au_{\scriptscriptstyle K}$	$\tau_{II}  /  \tau_{\kappa}$	
					75	0,01-0,03 (0,02)	0,08-0,12 (0,10)*	0,54-0,72 (0,63)	
1	219×18	256	1600	52	100	0,03-0,06 (0,04)	0,08-0,21 (0,14)	0,58-0,68 (0,63)	
					140	0,04-0,08 (0,06)	0,17-0,24 (0,20)	0,53-0,56 (0,54)	
					75	0,01-0,04 (0,02)	0,05-0,10 (0,08)	0,63-0,73 (0,68)	
2	218×18	150	1630	55	100	0,02-0,03 (0,02)	0,08-0,11 (0,10)	0,55-0,67 (0,61)	
					140	0,06-0,07 (0,06)	0,17-0,18 (0,18)	0,58-0,63 (0,60)	
		230	1670	51	75	0,04-0,09 (0,06)	0,17-0,29 (0,23)	0,72-0,74 (0,73)	
3	108×9				100	0,04-0,06 (0,05)	0,14-0,20 (0,17)	0,58-0,79 (0,69)	
					140	0,02-0,05 (0,04)	0,20-0,21 (0,20)	0,78-0,78 (0,78)	
4	219×11	212	312 1870	58	100	0,03-0,05 (0,04)	0,12-0,16 (0,14)	0,63-0,68 (0,66)	
4	219^11	312			140	0,06-0,08 (0,07)	0,22-0,22 (0,22)	0,51-0,76 (0,64)	
					75	0,03-0,04 (0,04)	0,16-0,21 (0,18)	0,50-0,54 (0,52)	
5	219×11	312	1310	50	100	0,04-0,16 (0,10)	0,05-0,09 (0,07)	0,54-0,54 (0,54)	
					140	0,02-0,04 (0,03)	0,07-0,07 (0,07)	0,63-0,71 (0,67)	
					75	0,05-0,07 (0,06)	0,08-0,12 (0,10)	0,58-0,64 (0,61)	
6	219×18	292	1500	50	100	0,06-0,06 (0,06)	0,12-0,32 (0,22)	0,69-0,74 (0,72)	
					140	0,05-0,09 (0,07)	0,17-0,21 (0,19)	0,57-0,77 (0,67)	

4

5

6

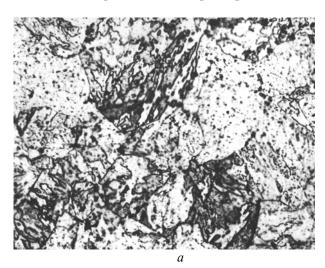
8,3

22,8

13,0

Независимо от величины приложенного напряжения, время достижения 1 % деформации ползучести в среднем составляет менее 10 %, достижения 2 % деформации ползучести – 10–20 %, окончания II стадии ползучести – 50–80 % от времени до разрушения. При этом относительное удлинение после разрушения имеет значения 12–103 %, а относительное удлинение, соответствующее переходу от II к III стадии ползучести, определяющее ресурс пластичности (табл. 2), не зависит от напряжений испытаний и составляет 4,0–22,8 %.

Исходя из минимального значения ресурса пластичности 4 %, предельно допустимая деформация ползучести составляет: по рекомендациям [7] 1,2–2,0 %. Для контроля столь малых значений пластической деформации целесообразно использовать реперные бобышки. С учетом погрешности измерения (0,1 %) и положительного допуска по диаметру при изготовлении труб (0,5 %) при отбраковке труб из стали 15X5M за предельно допустимое увеличение наружного диаметра целесообразно принять 2 % от первоначального размера.



Vлпинение δ<sub>п</sub> % Номер партии минимальное среднее максимальное 1 4,2 6,6 9.0 2 10,9 5,4 8,1 4,2 3 4,8 6,5

5,8

12.2

10,2

4,4

4,0

7,5

Ресурс пластичности металла печных змеевиков

ООО «Пермнефтеоргсинтез»

Рассмотрим характеристики ползучести после 312 тыс. ч эксплуатации термоупрочненной (партия 4) и отожженной стали (партия 5) с экстремальными твердостью и пределами длительной прочности  $\sigma^{570}_{50000}$  и кривыми ползучести правильной формы со всеми стадиями, структуры которых показаны на рис. 2.

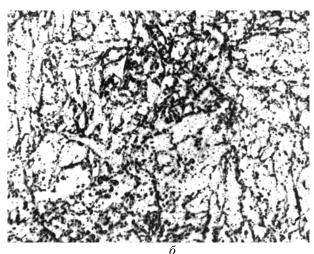


Рис. 2. Микроструктуры стали в термоупрочненном (a) и отожженном (б) состояниях, ×500

У термоупрочненного металла время до разрушения образцов  $\tau_{\kappa}$ , пределы длительной прочности  $\sigma_{\pi}$  и пределы ползучести  $\sigma_{\Gamma}$  и  $\sigma_{\Pi}$ , соответствующие окончанию I и II стадий, выше, чем у отожженного металла. Величины отношения предела длительной прочности к пределам ползучести, соответствующим 1 и 2 % деформации ( $\sigma_{\pi}/\sigma_{1}$  % и  $\sigma_{\pi}/\sigma_{2}$  %), а также величина  $\sigma_{2}$  %/ $\sigma_{1}$  % стали 15X5M-У выше, чем стали 15X5M (табл. 3). При этом отношение  $\sigma_{\pi}/\sigma_{\Pi}$  и минимальный ресурс пластичности  $\delta_{\Pi}$ , равный 4 %, одинаковы для наиболее и наименее прочного металла (табл. 3, рис. 3).

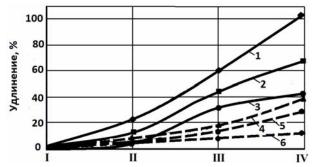


Рис. 3. Удлинение образцов стали 15X5M-У (кривые I, 2, 3) и 15X5M (кривые 4, 5 и 6) на различных стадиях ползучести: I – окончание I стадии; II – окончание II стадии; III – начало лавинной ползучести; IV – после разрушения

Таблица .	3	
-----------	---	--

Прогнозируемые на 50 тыс. ч эксплуатации пределы длительной прочности и ползучести при различных состояниях стали

Состояние стали	$\sigma_{_{\!\scriptscriptstyle  m I}}$	$\sigma_{ ext{II}}$	$\sigma_{\text{\tiny A}}/\sigma_{\text{\tiny II}}$	σ 2%	$\sigma_{\text{\tiny M}}/\sigma_{2\%}$	σ1%	$\sigma_{\text{\tiny M}}/\sigma_{1\%}$	σι	$\sigma_{\text{\tiny A}}\!/\sigma_{\text{\tiny I}}$
Термоупрочненная (партия 4)	58	52	1,1	48	1,2	39	1,5	32	1,8
Отожженная (партия 5)	50	44,7	1,1	45	1,1	42	1,2	29	1,7

На практике встречаются случаи хрупкого разрушения образцов без образования шейки при отсутствии стадии лавинной ползучести (рис. 4). Охрупчиванию в результате перегревов выше 800 °C, приводящих к образованию бейнитных структур и частичному науглероживанию, подвергаются, в основном, трубы малых типоразмеров (108×8 мм; 96×7 мм; 78x7 мм). Дальнейшая эксплуатация такого металла с  $\sigma_{_{\rm I\!I}}$  /  $\sigma_{2\,\%} \leq 1\;$  или  $\sigma_{_{\rm I\! I}}/\,\sigma_{1\,\%} \leq 1\;$  (рис. 5) недопустима изза опасности внезапного хрупкого разрушения.

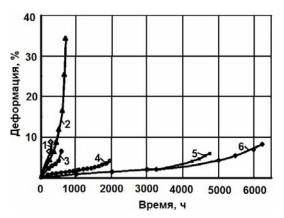
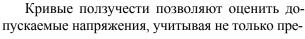


Рис. 4. Кривые ползучести при 575 °C металла труб 78х7 мм после эксплуатационного перегрева (сталь с бейнитной структурой): 1 и 2 - 140 МПа; 3 и 4 - 100 МПа; 5 и 6 - 75 МПа





пределы длительной прочности  $\sigma_{\text{д}}$ , но и величины предела ползучести на момент окончания II стадии  $\sigma_{II}$ , пределов ползучести, соответствующих 1 % и 2 % удлинения ( $\sigma_1$  %,  $\sigma_2$  %).

Анализ банка данных (табл. 3, рис. 5) показывает, что при экстраполяции результатов испытаний на 50 тыс. ч средние значения  $\sigma_{\pi}/\sigma_{II}$ для исследованных партий металла составляют  $1,1; \sigma_{\pi}/\sigma_{2\%} - 1,25; \sigma_{\pi}/\sigma_{1\%} - 1,5; т. е. коэффици$ енты запаса прочности, определенные ГОСТ 14249-89, обеспечивают надежность работы труб даже после 300 тыс.ч эксплуатации. Допускаемое напряжение [σ], рассчитываемое по  $\sigma_{\!\scriptscriptstyle \rm J}$  после проведения испытаний на длительную прочность, не должно быть выше значения  $\sigma_{II}$ .

# Выводы

Результаты проведенных исследований показывают, что критериями положительной оценки жаропрочности стали по кривым ползучести и возможности дальнейшей эксплуатации явпяются:

- традиционная форма кривых с сохранившимися II и III стадиями и лавинной ползуче-
- соответствие кривой выявленным для стали 15X5M закономерностям развития пластической деформации во времени;
- достижение величины деформации 1 и 2 % на временном отрезке, не выходящем за пределы II стадии ползучести.

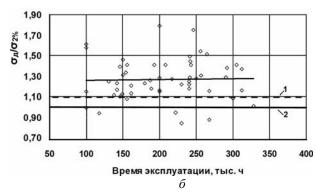


Рис. 5. Отношение пределов длительной прочности к пределам ползучести  $\sigma_{IJ}/\sigma_{1}$  % (a) и  $\sigma_{IJ}/\sigma_{2}$  % (б) стали 15X5M (15X5M-У) при прогнозе на 50 тыс. ч эксплуатации при 570-580 °C: 1 – переход от II к III стадии ползучести; 2 – разрушение

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Экспресс-оценка жаропрочности стали 15X5М после длительной эксплуатации печных змеевиков нефтеперерабатывающего оборудования / И. А. Тришкина, Л. Е. Ватник, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 10 (48) / ВолгГТУ. Волгоград, 2008. С. 66-70. (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. -ып. 2.).
- 2. Ватник, Л. Е. Микроструктурная экспресс-оценка прочности стали 15X5М труб нефтеперерабатывающих установок /Л. Е. Ватник, И. А. Тришкина, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 3 (29) / ВолгГТУ. Волгоград, 2007. С. 53—56. (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 1.).
- 3. Сопоставление твердости и характеристик прочности стали 15X5M, эксплуатирующейся более 100 тысяч часов / В. Н. Мухин, Л. Е. Ватник, Н. И. Теплова, Л. П. Кааблова, И. А. Маклицкая // Эксплуатация, ремонт и модер-

низация оборудования нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности. – М., 1983. – № 4. – С. 12–14.

- 4. *Теплова, Н. И.* Повышение надежности и долговечности печных змеевиков установок нефтеперерабатывающего оборудования на основе анализа структуры и физико-механических свойств стали 15X5M: автореф. дисс. ... канд. техн. Наук / Н. И. Теплова. Волгоград, 2000. 23 с.
- 5. Исследование ресурса жаропрочности хромомолибденовых сталей печных змеевиков нефтеперерабатывающих установок : отчет о НИР / ВНИКТИнефтехимоборудование. Волгоград, 1983. 336 с. № ГР 81046569. Инв. № 0284.0025425.
- 6. Изменение свойств стали 15X5М при длительной эксплуатации труб печных змеевиков установок каталитического риформинга / Л. Е. Ватник, И. Н. Копелян, В. Н. Мухин, И. Г. Шевкун // Контроль, ремонт и защита от коррозии нефтезаводского оборудования : сб. науч. тр. ЦНИИТЭнефтехим. М., 1982. С. 5—9.
- 7. *Лепин, Г.*  $\Phi$ . Ползучесть металлов и критерии жаропрочности / Г.  $\Phi$ . Лепин. М.: Металлургия, 1976. 344 с.

УДК 678-419

**П. А. Сученинов**\* – аспирант, **Н. А. Адаменко**\*\* – д-р техн. наук, **Д. В. Сергеев**\*\* – студент

# РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ УПЛОТНЕНИЙ ВОЗДУШНЫХ ПОРШНЕВЫХ КОМПРЕССОРОВ

\*ОАО «ВНИКТИнефтехимоборудование» (г. Волгоград)
\*\*Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

В работе представлены результаты сравнительных испытаний промышленных антифрикционных материалов Ф4К20, Флубон-20 с разработанной композицией фторопласта-4 с порошком оксида кремния. Проведенные исследования показали перспективность применения разработанного фторопластового материала в уплотнениях воздушных поршневых компрессоров.

*Ключевые слова:* политетрафторэтилен, полимерные композиционные материалы, износостойкость, коэффициент трения, линейный износ, оксид кремния.

The work represents testing results comparative analysis of F4K20, Flubon-20 composite materials and newly developed PTFE composite with silicon oxide. Research work reveal defibritive prospects of new material application in air-medium reciprocating compressors sealing.

*Keywords:* polytetrafluorinethylene, polymeric composite materials, wear resistant, constant of friction, linear wear, silicon oxide.

Композиционные материалы на основе фторопласта-4 (Ф-4) нашли широкое применение в узлах трения машинного оборудования нефтеперерабатывающих и нефтехимических производств, в частности, в уплотнениях поршневых компрессоров [1, 2]. Использование таких материалов в поршневых компрессорах позволяет исключить подачу смазки в цилиндры и узлы уплотнений штоков, а также значительно повысить долговечность таких деталей, как цилиндры, поршни и штоки.

Для изготовления фторопластовых композиционных материалов используются различные наполнители, позволяющие получить композиции с комплексом заданных свойств. В качестве наполнителей применяются как порошкообразные материалы, имеющие слоистую структуру и позволяющие повысить антифрикционные свойства: графит, дисульфид молибдена, нитрид бора, диселениды металлов и др., так и упрочняющие наполнители, такие как: молотый кокс, стеклянные, полимерные и углеродные волокна, порошки различных металлов [3]. Выбор подходящего наполнителя или армирующего волокна зависит от того, какая комбинация свойств композита является наиболее важной для предполагаемого использования.

Наибольшее применение получили композиции с углеродными наполнителями в виде молотого кокса (Ф4К20) или углеродных волокон (Флубон-15, Флубон-20). Практика эксплуатации фторопластовых композиционных материалов показала, что выпускаемые промышленностью материалы не обеспечивают приемлемой долговечности в уплотнениях воздушных поршневых компрессоров, значительное количество которых используется в нефтехимической промышленности в различных технологических процессах, а также для обеспечения систем контроля и автоматики. Это приводит к снижению межремонтных периодов, увеличению числа ремонтов и связанного с этим уровня экономических потерь.

Так, у воздушного компрессора марки 2М10-50/8М битумной установки, работающего без смазки деталей цилиндропоршневой группы, почти при каждом ремонте приходилось менять уплотнительные и направляющие поршневые кольца и уплотнения штоков, изготовленные из материала Ф4К20. Аналогичная картина наблюдалась и на воздушных компрессорах марки BDCB 9(1/2)x9(1/2)x5 фирмы «Вортингтон», работающих без смазки на комплексе производства ароматики. Срок службы уплотнительных элементов на этих компрессорах не превышает 3000-4000 ч, что меньше нормативного межремонтного периода, который для воздушных компрессоров составляет при текущем ремонте 4500-5500 ч. Низкой долговечностью в воздушной среде обладают и фторопластовые композиции, наполненные углеродными волокнами (Флубон-15 и Флубон-20).

В ряде исследований показано, что фторопластовые композиционные материалы с углеродными наполнителями могут быть пригодны для работы с любыми газами, кроме кислорода. Поэтому применение полимерных материалов, не требующих смазки, в воздушных компрессорах оправдано лишь в случаях, когда предъявляются жесткие требования к чистоте компримируемого воздуха.

В нефтеперерабатывающей и нефтехимической отраслях эксплуатируется около тысячи воздушных компрессоров, поэтому разработка антифрикционного самосмазывающегося полимерного материала, обладающего высокой износостойкостью в воздушной среде, имеет большое значение. В связи с этим возникает необходимость в разработке такого композиционного материала, который, с одной стороны, обладал бы повышенной износостойкостью в

среде воздуха, а, с другой – не вызывал бы повреждения сопряженной металлической детали.

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований по подбору наполнителей для создания композиции на основе фторопласта, которая имела бы высокую износостойкость при сухом трении на воздухе. Для этой цели было предложено использовать в качестве наполнителя различные оксиды определенной формы. Установлено, что в качестве приемлемого наполнителя для композиционного материала, используемого в уплотнениях поршней и штоков воздушных поршневых компрессоров, может применяться мелкодисперсный порошок оксида кремния SiO<sub>2</sub>.

Эксперименты по изучению износа проводились на машине трения по схеме «вал — частичная втулка» при скорости скольжения 5 м/с, удельной нагрузке  $0,5\,$  МПа и температуре в зоне трения  $80\,$  °C.

В качестве пары трения использовались сталь 45 и фторопластовые композиционные материалы, состоящие из фторопласта Ф-4 с разными массовыми содержаниями мелкодисперсного оксида кремния. Размеры частиц наполнителя варьировались от 10 до 400 мкм.

Стальные образцы были термообработаны до твердости HRC 54–56 и имели начальную шероховатость поверхности Ra = 0,16 мкм. Образцы из фторопластовых композиций диаметром 8 мм и высотой 13 мм, были получены статическим прессованием с последующим спеканием при температуре 380°C.

Величина износа образцов определялась весовым способом с пересчетом в линейную скорость изнашивания по формуле [4]:

$$I_h = \Delta m / \rho \cdot A \cdot \tau,$$

где  $\Delta m$  — потеря массы образца;  $\rho$  — плотность материала образца; A — номинальная площадь касания;  $\tau$  — продолжительность эксперимента.

Целью испытаний являлось определение влияния на износостойкость металлополимерной пары трения двух факторов: 1) размера частиц наполнителя; 2) величины массового содержания наполнителя в композиции. Как показывает опыт предыдущих испытаний композиционных материалов с различными наполнителями на основе фторопласта Ф-4, оптимальное содержание наполнителя составляет 15–20 %, следовательно, в первой части испытаний для определения оптимального размера частиц было выбрано массовое содержание наполнителя 15 %.

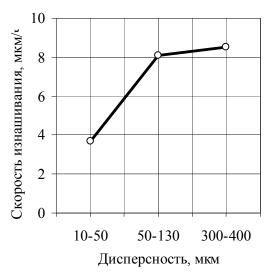


Рис. 1. Зависимость скорости изнашивания композиционного материала от размера частиц наполнителя (Ф-4 + 15 % SiO<sub>2</sub>)

Как следует из графика, приведенного на рис. 1, износ композиционного материала растет по мере увеличения размера частиц оксида кремния. Предположительно это объясняется снижением прочности на сдвиг за счет снижения связи основного материала с наполнителем. На износ контртела размер частиц не оказывает особого влияния (рис. 2). Следовательно, с точки зрения износа композиционного материала, для дальнейших испытаний, был выбран наполнитель с размером частиц 10–50 мкм (как наиболее оптимальный).

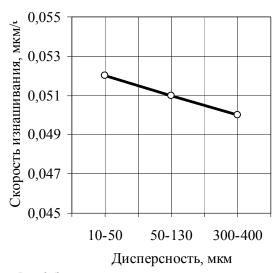


Рис. 2. Зависимость скорости изнашивания металла от размера частиц наполнителя ( $\Phi$ -4 + 15 % SiO<sub>2</sub>)

Вторая стадия испытаний заключалась в изучении влияния на износ массового содержания наполнителя. Были испытаны образцы композиционного материала с содержанием оксида кремния от 5 % до 30 %. Как показали ре

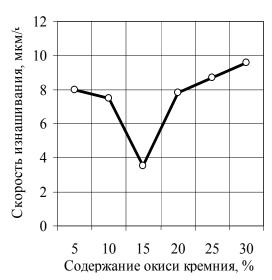


Рис. 3. Зависимость скорости изнашивания композиционного материала от содержания оксида кремния (фракция 10–50 мкм)

зультаты исследований (рис. 3), минимальный износ полимерного композита был достигнут при массовом содержании наполнителя 15 %. Износ контртела при трении такого композита (рис. 4) увеличивается с повышением содержания оксида кремния в материале, образуя на графике более пологую ступеньку при содержании наполнителя от 10 до 15 %

Анализ полученных результатов показывает, что для данной композиции оптимальным является содержание оксида кремния 15 % с размером частиц 10–50 мкм.

В таблице приведены сравнительные данные по физико-механическим и антифрикционным свойствам выпускаемых промышленностью фторопластовых композиционных материалов и разработанной композиции.

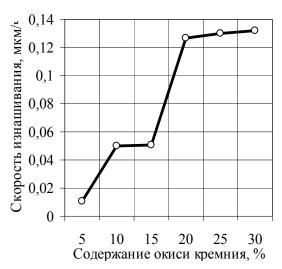


Рис. 4. Зависимость скорости изнашивания металла от содержания оксида кремния в композиционном материале (фракция 10–50 мкм)

Показатели	Композиция Ф4К20	Композиция Флубон- 20	Фторопласт $+ SiO_2$	
Плотность, кг/м <sup>3</sup>	2140–2180	1800–1970	2150–2180	
Предел прочности при растяжении, МПа	11,5–13,0	11,3–13,0	14,0-17,0	
Относительное удлинение, %	60–120	60–110	70–90	
Предел прочности при сжатии, МПа	38,0-40,0	28,8–29,3	29,0-32,0	
Скорость изнашивания, мкм/ч:				
фторопластовой композиции	6,40-6,53	7,68–7,80	3,50-3,74	
металлического контртела	0,09-0,10	0,06-0,07	0,05 -0,06	
Коэффициент трения	0,20-0,21	0,15	0,09	

# Свойства фторопластовых композиционных материалов

По сравнению с промышленными композициями, где в качестве наполнителя применяются различные углеродные материалы, композиционный материал, содержащий оксид кремния, имел более низкий коэффициент трения, а износостойкость в 1,5–2 раза выше; причем значительно меньше изнашивалась и контактирующая с этим материалом металлическая поверхность. По прочности при растяжении композиционный материал с оксидом кремния превосходит другие фторопластовые композиции и практически не уступает им по прочности при сжатии.

Таким образом, проведенные исследования показали перспективность применения разработанного фторопластового материала в уплотнениях воздушных поршневых компрессоров.

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Горяинова, А. В.* Фторопласты в машиностроении / А. В. Горяинова. М.: Наука, 1971. 172 с.
- 2. *Сученинов, А. П.* Исследование фрикционного взаимодействия металлополимерных пар в водороде / А. П. Сученинов // Трение и износ. -1984. -№ 6. -C. 56–61.
- 3. *Мартынов, Н. В.* Применение в узлах трения нефтеперерабатывающего оборудования наполненных фторопластов / Н. В. Мартынов. М.: ЦНИИТЭнефтехим, 1977. 85 с.
- 4. *Крагельский, И. В.* Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский. М.: Машиностроение, 1977. 245 с.

УДК 621.791.92:669.15-198

**Ф. А. Кязымов\* –** инженер, **П. В. Попов\*\*** – канд. техн. наук, **В. Д. Орешкин\*\*** – д-р техн. наук

# ВЛИЯНИЕ СИЛЫ ТОКА НА СТРУКТУРУ НАПЛАВОЧНОГО МАТЕРИАЛА $W_2B_5$ – FeV – FeCr

# \*ОАО МЗКО «Красный Октябрь»

\*\*Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет

(e-mail: ias@vgasu.ru)

В работе рассматривается влияние силы тока и содержание борида вольфрама на температуру в зоне плавления при электрошлаковой наплавке. Показано, что температура 1500 °C достигается при силе тока 250 А.

Ключевые слова: наплавочный материал, диффузия, бориды, карбиды, износостойкость, трещины.

In the article it was published about the influence of the amperage on the temperature while wielding in electroslag surfacing and the quantity of  $W_2B_5$ . By experiment it was shown that the temperature reaches 1500  $^{0}$ C under 250 A.

Keywords: filler, diffusion, borides, carbides, wear resistant, cracks.

Повышение долговечности рабочих органов машин и механизмов является актуальной задачей современного исследования. В настоящее время существует много способов повышения срока службы механизмов, из которых выделяют наплавку деталей высокоизносостойкими боридными, карбидными и карбоборидными композитами. Суть данных наплавочных материалов состоит в создании слоя из частиц вы-

сокоизносостойких боридов, карбидов и карбоборидов, вкрапленных в расплавленную матрицу с высокими демпфирующими свойствами. Одним из перспективных высокоизносостойких наплавочных материалов является композит  $W_2B_5 - FeV - FeCr$  [1].

В данной работе использовалась шихта  $W_2B_5-FeV-FeCr$  (табл. 1) с содержанием борида вольфрама от 30 до 50 % массой 10 г.

Увеличение содержания борида вольфрама приводил к росту интенсивности изнашивания наплавочного материала [1]. Исследования проводились на цилиндрических стальных Ст3 образцах высотой и диаметром 20 мм. В каждом образце просверливались отверстия сбоку и снизу диаметром 2 мм. В просверленные отвставлялись термопары верстия рам/молибден. Опытные образцы вставлялись в керамическую форму (флюс - АН-248). Наплавка осуществлялась вольфрамовым электродом на сварочном аппарате ВДУ - 504 на постоянном токе. Сила тока – 150–300 А. Время наплавления – 50 с. Дальнейшее увеличение времени приводило к разрушению керамической формы. Значение термо – э.д.с. определялось цифровым вольтметром ТПС – 3. В каждом опыте проводилось исследование на пяти образцах и принималось среднее значение. Изучалось влияние силы тока на температуру в зоне плавления и структуру наплавочного материала.

Анализ проведенного исследования показал рост полученных значений термо — э.д.с. (при-

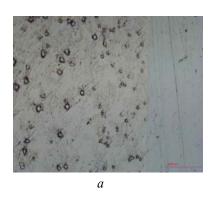
веденных в таблице) в зоне сплавления в зависимости от увеличение силы тока и содержания по массе борида вольфрама, что обусловлено увеличением теплоты в зоне сплавления.

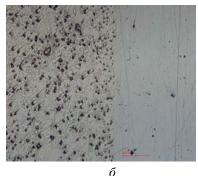
Зависимости термо – э.д.с. от силы тока и содержания  $W_2B_5$ 

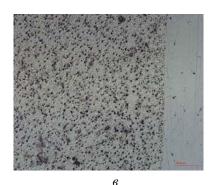
Сила тока,	Термо – э.д.с., мв (°C)					
A	$30 \% W_2B_5$	40 % W <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	50 % W <sub>2</sub> B <sub>5</sub>			
150	1,65 (1450)	1,75 (1470)	1,76(1470)			
200	1,85 (1490)	1,87 (1490)	1,9 (1500)			
250	1,88 (1500)	1,9 (1500)	1,93 (1550)			
300	1,9 (1500)	1,91 (1500)	1,95 (1550)			

Полученные значение температуры в зоне плавления при силе тока 250 и 300 А соответствуют температуре плавления ферросплавов ванадия и хрома (1470–1570 °C, 1450–1660 °C), что способствует созданию однородной мелкодисперсной структуры без образования микротрещин и пор, отображенной на рисунке.

Структура наплавочного слоя и зоны сплавления для всех составов при силе тока 150–200 А







Микроструктура наплавочного материала при содержании  $30\% W_2B_5(a)$ ,  $40\% W_2B_5(\delta)$ ,  $50\% W_2B_5(\epsilon)$  и силе тока 250 A

является удовлетворительной и характеризуется наличием микротрещин и пустот, а также низким значением средней зоны диффузии, а, следовательно, низким значением относительной износостойкости.

Таким образом, проведенное исследование показало, что образование мелкодисперсной структуры [2] высокоизносостойкого наплавочного материала [1] происходит при силе тока 250 A.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Густов, Ю. И.* Исследование влияния борида вольфрама на структуру и свойства наплавленного металла / Ю. И. Густов, П. В. Попов, Ф. А. Кязымов // Новое в металловедении : сб. науч. тр. М.: МГСУ. 2007. С. 51–53.
- 2. Кязымов, Ф. А. Абразивная износостойкость композиционных материалов на основе  $W_2$   $B_5$  / Ф. А. Кязымов, В. Д. Орешкин, П. В. Попов // Новые перспективные материалы и технологии их получения НПМ 2007 : сб. тр. Волгоград : ВГТУ, 2007. С. 175—176.

УДК 536.2.081.1: 620.186.5

# Т. С. Петровская – канд. техн. наук

# КОМПЛЕКСНАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА

# Томский политехнический университет

(e-mail: pts@tpu.ru)

Проблема повышения прочности металлов и сплавов является одной из самых актуальных в современном материаловедении. В настоящей работе исследованы возможности изменения структуры и улучшения физико-механических свойств титана с целью последующего формирования оксидных покрытий с заданными свойствами. Применение ультразвуковой обработки титана позволяет модифицировать поверхностный слой, формируя мелкокристаллическую структуру с более высокими значениями микротвердости и меньшей шероховатостью. При последующем микродуговом оксидировании титана формируются покрытия с более высокой адгезией к подложке по сравнению с титаном, не прошедшем ультразвуковую обработку.

Ключевые слова: имплантат, титан, поверхность, обработка.

Improvement of metal and alloy durability is one of the most urgent problems in the material sciences nowadays. The research focuses on possibilities of structure transformations and improvement of mechanical-and-physical properties of titanium with the purpose of further tailor-made oxide coating. Ultrasonic treatment of titanium allows for modification of surface coat creating fine-crystalline structure with higher values of microhardness and lower roughness. Further titanium micro-arch oxidizing results in the coating with better adhesion to the support plate in comparison with the titanium without ultrasonic.

Keywords: implant, titanium, surface, treatment.

Титановые сплавы и металлокерамические композиции на их основе остаются самыми эффективными материалами для создания имплантатов и других медицинских изделий. С точки зрения биосовместимости, для длительно работающих в живом организме имплантатов предпочтительно использовать чистый титан, который, в отличие от своих сплавов, не содержит вредных для живого организма добавок, имеет высокую пластичность и, как правило, покрыт пассивирующей пленкой. При применении титана в медицинских конструкциях к нему предъявляются повышенные требования по прочности, жесткости, диэлектрической стойкости, циклической долговечности [1]. Однако более 5 % введенных в организм имплантатов отторгается из-за развития некроза костной ткани, возникающего при поверхностном разрушении, выкрашивании и проникновении металлических частиц в окружающие ткани организма [2].

Улучшение механических свойств титановых изделий достигается главным образом повышением прочности титана путем легирования и поверхностного упрочнения. В последнее время все шире применяются методы, обеспечивающие получение нанокристаллической структуры или регулирования потребительских свойств путем нанесения покрытий различной химической природы [3, 4].

Так, для повышения диэлектрических свойств поверхностных слоев титана в технике и медицине широко используются различные

методы оксидирования, среди которых преимущество часто отдается электрохимическим методам [4, 5]. При этом наряду с разработкой покрытий с заданной микро- и макроструктурой, все большее внимание уделяется морфологии поверхности титанового имплантата, так как показано, что шероховатость оказывает влияние на активность формирования костных клеток на поверхности [2]. В связи с этим, актуальными остаются задачи повышения прочности (и, прежде всего, поверхностной) титана и титановых сплавов, обеспечивающей долговременную стойкость покрытий биосовместимых имплантатов и медицинских конструкций.

В настоящей работе исследовано влияние ультразвуковой обработки на структуру и физико-механические свойства технически чистого титана марки ВТ1-0 с целью последующего формирования электрохимических покрытий с заданными механическими свойствами.

Титановые образцы предварительно отжигались при t=650 °C в вакуумной печи для снятия внутренних напряжений и удаления естественного оксидного слоя, который отличается рыхлостью и сравнительно большой толщиной — до 20 мкм.

Ультразвуковая обработка (УЗО) проводилась на установке УЗГ-01/22.

Как показывает эксперимент, в результате ультразвукового воздействия наиболее значительные изменения структуры происходят в приповерхностном слое. На рис. 1 представлено металлографическое изображение поперечного

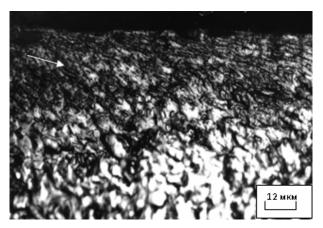


Рис. 1. Микроструктура титана марки BT1-0 после ультразвуковой обработки. Микроизображение поперечного сечения образца

сечения титанового образца. Можно наблюдать сформированную на глубине до 60 мкм структуру с зернами, вытянутыми по направлению движения обрабатывающего инструмента. Размер зерна изменился с первоначального 9,6 мкм до 2,4 мкм после обработки.

Результаты исследования микротвердости образцов, обработанных и не обработанных ультразвуком, представлены на рис. 2.

Установлено, что на обработанной ультразвуком поверхности отожженного образца средняя величина микротвердости составляет  $6068 \pm 606$  МПа, а в исходном состоянии — 2250 МПа. Микротвердость с обработанной стороны неравномерно снижается по направлению вглубь образца до 2300 МПа.

Исследование морфологии поверхности титана после УЗО (рис. 3) обнаруживает значительное изменение рельефа и шероховатости по сравнению с исходным состоянием. Как видно, поверхность образца имеет выглаженный волнистый рельеф, а шероховатость значительно снижена: до УЗО радиус Ra=0,53 мкм, а после обработки Ra=0,37 мкм.

С целью получения биоинертных покрытий, для титановых образцов после ультразвуковой обработки применен метод микродугового оксидирования, который, как известно, позволяет формировать достаточно тонкие покрытия на поверхностях с любым рельефом (отверстия, резьба и т. д.) и отличается сравнительной простотой аппаратурного оформления.

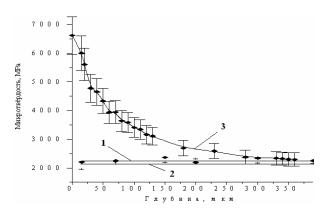
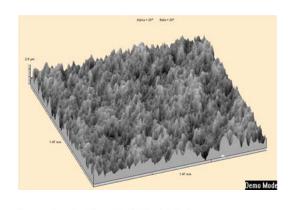
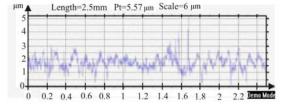
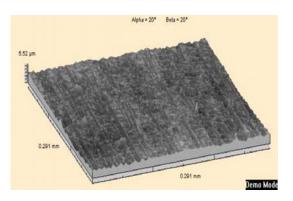


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине образцов титана марки BT1-0: 1 – исходное состояние; 2 – исходное состояние после отжига; 3 – после УЗО и предварительного отжига







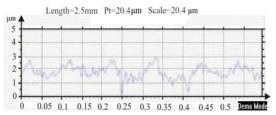


Рис. 3. Трехмерное изображение поверхности и профиля шероховатости поверхности отожженного титана BT1-0: a — не обработанной ультразвуком;  $\delta$  — обработанной ультразвуком

Все образцы подверглись традиционной очищающей обработке перед нанесением покрытий. Покрытия формировали в ванне с электролитом – раствором ортофосфорной кислоты; время оксидирования варьировалось в широком интервале. Оксидирование проводилось в импульсном режиме с одновременной подачей обратного тока или без него. Диапазоны рабочих токов и напряжения варьировались, плотность тока составляла 0,05 A/м<sup>2</sup>. Полученные покрытия имеют толщину от 15 до 20 мкм и темно-серый цвет, характерный для оксида титана. С помощью растрового электронного микроскопа наблюдали рыхлую поверхность с выраженными кратерообразными углублениями, вокруг периметра которых располагаются поры размером от 2 до 10 мкм.

Фазовый состав покрытий определяли после их отжига при температуре  $800\,^{\circ}$ С. Структура покрытия — аморфная с включениями анатаза, рутила и фосфата титана. Очевидно, в результате электрохимического оксидирования в электролите  $H_3PO_4$  в состав оксидного покрытия входит титан и фосфат-ион.

Изучение морфологии показало, что рельеф поверхности покрытия сохраняет характер, полученный титановой подложкой в результате ультазвуковой обработки, и представляет собой чередование углублений и гребней с расстоянием между ними 130–150 мкм. Значение Ra поверхностей, обработанных и не обработанных ультразвуком, составляют, соответственно, 0,59 и 0,37. Покрытие сохраняет размер и объем пор, присущий покрытиям, нанесенным на необработанную ультразвуком подложку.

Исследование адгезии покрытий методом царапания показало улучшенные показатели адгезионной прочности покрытий, нанесенных на титан с предварительной ультразвуковой обработкой: 0,75 H по сравнению с 0,25 H без обработки, в то время как толщина оксидного покрытия в обоих случаях примерно одинакова.

Среднее значение микротвердости оксидного покрытия, нанесенного на обработанную ультразвуком поверхность, составляет 2495 ±

 $\pm$  25 МПа, а покрытие на необработанной поверхности имеет микротвердость 1539 $\pm$ 15 МПа.

#### Выводы

- 1. Установлено, что применение ультразвуковой обработки титана марки ВТ1-0 позволяет модифицировать поверхностный слой, формируя его градиентное строение с мелкокристаллической структурой, более высокими значениями микротвердости, меньшей шероховатостью.
- 2. При микродуговом оксидировании титана структура и свойства покрытий зависят от способа предварительной поверхностной обработки подложки. Ультразвуковая упрочняющая обработка титановых образцов позволяет получать покрытия с повышенной адгезией к подложке.
- 3. Ультразвуковая обработка формирует переходный слой титана с более высокой микротвердостью, который снижает скачок градиента микротвердости между титаном и покрытием, обеспечивая тем самым улучшенные прочностные свойства покрытий на имплантатах.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Карлов, А. В.* Системы внешней фиксации и регуляторные механизмы оптимальной биомеханики / А. В. Карлов, В. П. Шахов. Томск: STT, 2001. 480 с.
- 2. Giordano C., Sandrini E., Del Curto B., Signorelli E., Rondelli G., Di Silvio L. Titanium for osteointegration: comparison between a novel biomimetic treatment and commercially exploited surfaces // J. Appl. Biomat. Biomech. 2004. Vol. 2. P. 35-44.
- 3 Botaeva L.B., Kleimenov V.A., Vereshagin V.I., Petrovskaya T.S., Ignatov V.P. Influence of uultrasound treatment of titanium on the formation of calcium phosphate coating relief // Proceedings of the 8<sup>th</sup> Korean-Russian International Symposium on the Science Technology. 2004. P. 99–100.
- Черненко, В. И. Получение покрытий анодно-искровым электролизом / В. И. Черненко, Л. А. Снежко, И. И. Папанова. Л.: Химия. 1991. 128 с.
- 5. Yao C., Webster T. J. Anodization: a promising nanomodification technique of titanium implants for orthopedic applications // J. Nanosci Nanotech. 2006. Vol. 6. P. 2682–2692.

УДК 669.17

**В. А. Ильинский**– д-р техн. наук, **Н. И. Габельченко** – канд. техн. наук,

Л. В. Костылева – д-р техн. наук, Е. Ю. Карпова – канд. техн. наук, Н. П. Житникова – студентка

# ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕНДРИТНЫХ СТРУКТУР СТАЛЕЙ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mitlp@vstu.ru)

В работе установлено, что дендритные кристаллы, имеющие регулярное строение, способны образовывать плотноупакованные дендритные каркасы с объемной долей дендритных ветвей, равной 0,65, независимо от скорости охлаждения. Показано, что в сталях формирование дендритных структур подчиняется принципу геометрического подобия, в соответствии с которым отношение расстояний между ветвями второго порядка  $\lambda$  к толщине дендритных ветвей r сохраняется постоянным  $\lambda/r = {\rm const}$ , независимо от скорости охлаждения данного сплава.

*Ключевые слова*: дендритная кристаллизация, объемная доля дендритных ветвей, дендритные параметры, расстояние между ветвями второго порядка, скорость охлаждения.

In the research it is determined that dendrite crystals which have regular structure can form compact dendrite framework with 0,65 volume fraction of dendrite branches regardless of cooling speed. It is shown that in steels dendrite forming process conform to the principle of geometrical similarity according to which the distance ratio between second degree branches  $\lambda$  and dendrite branches thickness stays the same:  $\lambda r = Const$  regardless of the alloys cooling speed

*Keywords:* dendrite crystallization, dendrite branches volume fraction, dendrite parameters, distance between second degree branches, cooling speed.

Рост дендритных ветвей при кристаллизации сталей прекращается при значительном количестве незатвердевшего расплава в промежутках дендритного каркаса. Вместе с тем, полная остановка роста дендритного каркаса происходит не ранее, чем каждая ветвь в максимальной мере использует окружающий ее объем жидкой фазы [1]. С учетом регулярного строения дендритных ветвей плотность их упаковки на момент остановки дендритного роста во всех кристаллографических направлениях должна характеризоваться, если не строго постоянной величиной, то, по крайней мере, близкими к постоянным значениям, причем независимо от скорости охлаждения. Это может быть следствием «подчинения» термокинетики дендритной кристаллизации принципу геометрического подобия дендритных кристаллов, формирующихся при различных скоростях охлаждения. В соответствии с принципом геометрического подобия, дендритные кристаллы должны были бы, например, не просто увеличивать дисперсность при повышении скорости охлаждения, но и пропорционально изменять все дендритные параметры, а именно, толщину ветвей и расстояние между ветвями второго порядка. Нетрудно также показать, что любое нарушение пропорциональности дендритных параметров вследствие изменения скорости охлаждения неизбежно повлечет за собой изменение объемной доли дендритных ветвей  $f_{\Pi}$ .

Вместе с тем существует широко распространенное в технической литературе мнение, что высокая скорость охлаждения формирует дендритные кристаллы с существенно отличной от медленно охлажденных морфологией [2] и, следовательно, не соответствующих принципу геометрического подобия.

Все это потребовало проведения исследований дендритных структур с целью, либо убедительно подтвердить постоянство объемной доли дендритных ветвей независимо от скорости охлаждения и принцип геометрического подобия, либо показать некорректность принятых предпосылок.

Количественные металлографические исследования были выполнены на углеродистых, средне- и высоколегированных сталях, включая аустенитные 110Г13Л и Х18Н9ТЛ, лабораторной и промышленной выплавки.

Проверку реализации принципа подобия дендритных структур выполняли в широком интервале скоростей охлаждения, сопоставляя дендритные параметры в закаленных из жидкого состояния гранулах Ø 20...40 мкм, цилиндрических литых образцах Ø 40 мм и образцах, вырезанных из крупных стальных слитков.

Достоверность полученных результатов обеспечивали достаточной базой данных (не менее 30 образцов по каждому варианту стали) и дублированием измерений, выполняемых при использовании различных методик. Так, для оп-

 Таблица 1

 Сравнение результатов определения объемной доли дендритов разными методами

			Of	бъем дендритных	ветвей, %			0е зна-
Диаметр литых образцов, ∅мм	Метод плани- метрии	Доверитель- ный инт., при α=0,01	Метод секущих	Доверитель- ный инт., при α=0,01	Данные, полученные на "Эпи- кванте	Доверитель- ный инт., при α=0,01	С спользованием компьютерных программ	Максимальное отклонение от среднего зня чения, %
4	0,648	0,037	0,661	0,022	0,667	0,008	0,633	1,7
6	0,662	0,045	0,665	0,028	0,654	0,008	0,630	2
10	0,652	0,041	0,643	0,036	0,661	0,009	0,632	1,8
40	0,654	0,035	0,645	0,039	0,649	0,009	0,626	2,4

ределения плотности упаковки ветвей в дендритных каркасах применяли: метод планиметрии, метод секущих, сканирование на «Эпикванте» и специальную методику с использованием компьютерных программ типа «Adobe PhotoShop».

Сравнение результатов определения объемной доли дендритных ветвей по различным методикам в образцах стали  $110\Gamma13\Pi$  Ø 4, 6, 10 и 40 мм представлено в табл. 1.

Как следует из таблицы, результаты сравнительных исследований показывают, что расхождения между значениями объемной доли дендритных ветвей, полученные разными методами, не велики и, в основном, обусловлены систематическим занижением примерно на 2 % результатов, полученных с использованием компьютерных программ.

Статистически обработанные результаты определения объемной доли дендритных ветвей в структурах исследованных сталей образцов  $\emptyset$  3 и  $\emptyset$  40 мм приведены в табл. 2.

Таким образом, все методы стереометрической металлографии показали практически одинаковые величины объемной доли дендритных ветвей, независимо от скорости охлаждения и типа исследуемой стали, близкие к  $f_{\rm I}$  = 0.65.

 Таблица 2

 Объемная доля дендритов в сталях

Сплав	Скорость охлаждения $V_{\text{охл-}}$ , °C/c	Объемная доля дендритов $f_{\rm Z}$	Среднеквад- ратическое отклонение
Сталь 20Л	>500	0,646	0,038
C1831B 2031	0,3	0,650	0,023
Сталь 45Л	>500	0,655	0,027
C1a,16 45,71	0,3	0,660	0,028
Сталь 60Л	>500	0,641	0,030
Сталь 00л	0,3	0,630	0,030
Сталь	>500	0,648	0,047
35ХМНЛ	0,3	0,660	0,036
Сталь	>500	0,650	0,028
110Г13Л	0,3	0,645	0,027

Выполняли также аналогичные измерения плотности дендритной упаковки в объеме отдельных первичных зерен на образцах из среднеуглеродистой стали 45Л и высокомарганцевой стали 110Г13Л, зоны транскристаллизации которых, согласно [4], исследовали в продольных и поперечных сечениях (табл. 3.)

Как следует из табл. 3, различие в скоростях охлаждения, изменяя дисперсность зеренной структуры, пропорционально меняло и дендрит-

Сплав	Скорость охлаждения $V_{\text{охл}}$ , °C/с	Диаметр первичного зерна $d$ , мкм	Дендритный параметр λ, мкм	Объемная доля дендритов $f_{\rm Z}^*$	Среднеквадратиче- ское отклонение
Сталь 45	>500	0,14	0,016	0,61/0,68	0,029/0,031
Сталь 43	0,3	0,62	0,07	0,60/0,71	0,027/0,021
110Г12П	>500	0,11	0,013	0,59/0,72	0,043/0,033
110Г13Л	0,3	0,71	0,07	0,60/0,69	0,039/0,026

<sup>\*</sup> В числителе – в продольном сечении столбчатого кристалла, в знаменателе – в поперечном.

ные параметры так, что объемная доля дендритных ветвей в каждом кристалле сохранялась постоянной. При этом в зонах транскристаллизации было обнаружено, что сечения кристаллов, параллельные главному направлению роста дендритных ветвей, дают систематически заниженные, а поперечные сечения, напротив, завышенные значения объемной доли дендритных ветвей.

Это, как было показано Н. Хвориновым [5], зависит исключительно от положения дендритного кристалла относительно плоскости его сечения шлифом. В зависимости от угла наклона плоскости к главным направлениям роста дендрита выявляются разные сечения, создающие иллюзию микронеоднородного распределения их в объеме, тогда как объемные соотношения дендритов и междуветвий в пределах каждого первичного зерна сохраняются неизменными. Справедливость этого утверждения подтвер-

ждена исследованиями поликристаллических образцов, в которых стохастическое положение дендритов позволяет получить более достоверную и усредненную информацию.

Именно такие исследования, выполненные выше, убедительно показали, что специфика дендритного роста в действительности характеризуется сравнительно строгими соотношениями объемов дендритных ветвей  $f_{\rm д}=0.65$  и междендритной жидкости  $f_{\rm м. \ ж}=0.35$ , основанными на закономерностях формирования плотно упакованного каркаса дендритных ветвей.

Для доказательства существования геометрического подобия дендритных структур, сформировавшихся при скоростях охлаждения, различающихся многократно, сопоставляли дендритные параметры в закаленных из жидкого состояния гранулах Ø 20...40 мкм, цилиндрических образцах Ø 40 мм и образцах, вырезанных из крупных стальных слитков (рис. 1).







Рис. 1. Дендритные структуры образцов стали 40, полученные при различных скоростях кристаллизации: a – литая монокристаллическая гранула Ø 20 мкм, × 2000;  $\delta$  – образец ДТА, Ø 40 мм, × 20;  $\epsilon$  – темплет слитка массой 35 т, ×8

Критерием принципа подобия, помимо чисто внешнего сходства дифференцированно увеличенных фотографий дендритных структур, служило равенство, справедливость которого проверялась непосредственными измерениями

$$\frac{V_1}{F_1} \cdot m = \frac{V_2}{F_2},\tag{1}$$

где  $V_1$ ,  $V_2$  и  $F_1$ ,  $F_2$  — соответственно удельные объемы и площади поверхности отдельных дендритов; m — масштабный фактор.

Дискретные увеличения оптического микроскопа не позволяют произвести такой подбор масштабного фактора, чтобы дендриты на всех трех снимках оказались равной величины. Вместе с тем это был бы самый простой и самый на-

дежный способ проверки правильности принципа геометрического подобия.

Именно поэтому наиболее наглядный результат таких исследований был получен при сканировании фотографий, приведенных на рис. 1, с последующей коррекцией увеличения, обеспечивающего во всех отпечатках одинаковые размеры дендритного параметра  $\lambda$  — расстояния между ветвями второго порядка. Дендритный параметр  $\lambda$  был выбран для сопоставления структур, исходя из наибольшей достоверности его измерения, по сравнению с толщиной ветвей. На рис. 2 представлены соответствующие фрагменты структур гранулы, литого образца  $\emptyset$  40 мм и темплета, вырезанного из слитка массой 35 т, после приведения их к одинаковой величине  $\lambda$ .

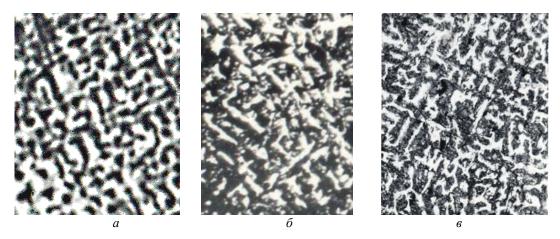


Рис. 2. Фрагменты дендритных структур, приведенные к одинаковой величине  $\lambda$ : a – литая монокристаллическая гранула  $\varnothing$  20 мкм,  $\times$  2000  $\times$  3,17;  $\delta$  – литой образец  $\varnothing$  40 мм,  $\times$ 20  $\times$ 2,82;  $\epsilon$  – темплет слитка массой 35 т.  $\times$ 8  $\times$ 1

Как видно из представленных на рис. 2 дендритных структур, приведение их к равной величине  $\lambda$  одновременно обеспечивает и равную толщину ветвей d.

Подобные исследования были проведены на разных сталях, включая стали аустенитного класса 110Г13Л в сечениях литых цилиндрических образцов Ø 3 и 40 мм.

На рис. 3. приведены соответствующие фотографии дендритных структур, полученных непосредственно на металлографическом микроскопе «Neophot» и после их увеличения и уменьшения, соответственно, при компьютерном сканировании.

Достигнутое равенство дендритных параметров  $\lambda$  в образцах, кристаллизовавшихся с разными скоростями охлаждения, обеспечивающее равенство параметров d (рис. 3 e, e) убедительно подтверждает соблюдение геометрического подобия дендритов.

Таким образом, принцип подобия дендритных структур, в соответствии с которым  $\lambda/r=$  = const, действительно существует, по крайней мере, в однотипных сплавах, кристаллизующихся с разными скоростями охлаждения.

#### Выводы

Дендритные кристаллы, имеющие регулярное строение, способны образовывать плотноупакованные каркасы дендритных ветвей с объемной долей  $f_{\rm Z}$ , близкой к 0,65. Показано, что объемная доля дендритных кристаллов сохраняется постоянной в широком интервале скоростей охлаждения, варьируемых более чем на 6 порядков величины.

В сталях, независимо от скорости охлаждения, формирование дендритных структур подчиняется принципу геометрического подобия, в соответствии с которым отношение расстояний между ветвями второго порядка  $\lambda$  к толщине дендритных ветвей r сохраняется постоянным  $\lambda/r = {\rm const.}$ 

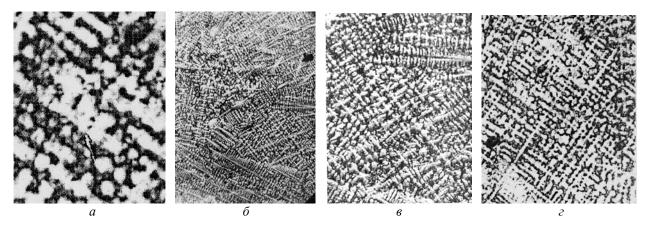


Рис. 3. Дендритные структуры литых образцов стали 110Г13Л в исходном увеличении  $\times 100 \oslash 3$  мм (a),  $\oslash 40$  мм ( $\delta$ ) и в приведенных к равным  $\lambda$  увеличениях  $\times 100 \times 2,24$  (образец  $\oslash 3$  мм (a),  $\times 100 \times 0,36$  — образец  $\oslash 40$  мм (c)

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Костылева, Л. В.* Особенности кристаллизации сталей в интервале температур ликвидус солидус / Л. В. Костылева, Н. И. Габельченко, В. А. Ильинский // МиТОМ. 2000. № 4. С. 31—34.
- 2. *Гуляев, А. П.* Металловедение / А. П. Гуляев. М.: Металлургия, 1986. 542 с.
- 3. *Добаткин, В. И.* Гранулированные алюминиевые сплавы / В. И. Добаткин, В. И. Елагин. М.: Металлургия, 1981. 176 с.
- 4. Лаборатория металлографии / под ред. Б. Г. Лившица. М: Металлургия, 1965. 240 с.
- 5. *Хворинов, Н. И.* Кристаллизация и неоднородность стали / Н. И. Хворинов. М.: Машгиз., 1958. 392 с.

УДК 669.017.3

В. А. Ильинский – д-р техн. наук, Л. В. Костылева – д-р техн. наук, Е. Ю. Карпова – канд. техн. наук, Н. И. Габельченко – канд. техн. наук

# ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ПЕРЛИТНЫХ ЗЕРЕН В ЛИТЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mitlp@vstu.ru)

Образование неравновесной видманштеттовой структуры в литых низкоуглеродистых сталях сопровождается появлением зерен перлита особой формы с весьма необычными структурой и свойствами самого эвтектоида. Исследование таких перлитных зерен помогает раскрыть природу самого видманштеттова феррита.

*Ключевые слова:* производство отливок из низкоуглеродистой стали, термическая обработка, видманштеттов феррит.

Equillibrium vidmanshtettova structure forming in cast low-carbon steel is accompanied by appearance of special shape pearlite granules with unusual structure and qualities of eutectoid itself. The investigation of these pearlite granules helps to understand the nature of vidmanshtettova ferrite.

Keywords: low-carbon steel cast production, thermal treatment, vidmanshtettov ferrite.

Формирование в отливках неравновесных видмаштеттовых структур трансформирует не только зерна α-Fe, но и перлит. В частности, наряду с обычными полиэдрическими зернами перлита формируются плоские и клиновидные зерна, вынужденные принимать такую форму в ограниченных соседними пластинами видманштетта объемах аустенита (рис. 1).

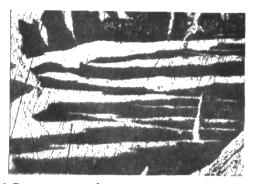


Рис. 1. Видманштеттов феррит и перлит зерна клиновидной морфологии в литой низкоуглеродистой стали  $20 \mathrm{Л}~(\times 800)$ 

Необычности перлита в таких плоских зернах обнаруживаются уже при первом же их осмотре. В отличие от полиэдрических зерен перлита, в плоских зернах эвтектоид имеет существенно большую дисперсность, зачастую выходящую за пределы разрешающей способности оптического микроскопа, т. е. < 0,2 мкм (рис. 2).



Рис. 2. Морфологические особенности строения перлитных зерен ( $\times$  2000)

Этот факт обращает на себя внимание, поскольку полиэдрические зерна, образующиеся в том же температурном интервале и даже в пределах того же аустенитного зерна, имеют обычную (для существующих скоростей охлаждения отливок) дисперсность эвтектоида, соответствующую мелкопластинчатому и сорбидообразному перлиту.

При всей условности идентификации перлитных структур по их дисперсности, можно, тем не менее, отнести эвтектоид плоских зерен к тонкодисперсной модификации сорбита (и даже к трооститу).

Однако для формирования столь тонкодисперсных структур требуются очень высокие

скорости охлаждения, порядка нескольких градусов в секунду, а для троостита даже десятка градусов в секунду [1, 2], которые попросту никогда не достигаются при охлаждении стальных отливок в форме и на воздухе. Следовательно, в этих плоских, но протяженных микрообъемах аустенита при диффузионном перлитном превращении реализуются какие-то неизвестные механизмы избирательного действия, вероятно обусловленные близостью границ видманштеттова феррита, поскольку в полиэдрических зернах ничего подобного не происходит.

В связи с ограниченными возможностями оптического микроскопа при изучении высокодисперсных структур использовали электронно-микроскопический анализ плоских перлитных зерен, позволяющих при увеличениях 6000—18000 крат отчетливо выявить пластинчатую структуру эвтектоида в этих зернах (рис. 3).

Просмотр большого числа реплик, содержащих отпечатки плоских перлитных зерен, позволил выявить весьма необычные структурные особенности такого перлита.

Во-первых, перлитные зерна этого типа не имеют границы раздела, а эпитаксиально зарождаются на видманштеттовом феррите, образуя язычки, не имеющие с ним высокоугловой границы.

На рис. 3 хорошо видны отрастающие от видманштетта ферритные язычки перлита, более широкие в основании и постепенно сужающиеся по мере удаления от видманшеттовой пластины. Границу образуют только цементитные пластинки, и потому она получается как бы дискретной.

Во-вторых, относительно плоские границы видманштетта, оказывая зародышевое действие, инициируют кристаллографически направленный рост перлитной колонии в целом.

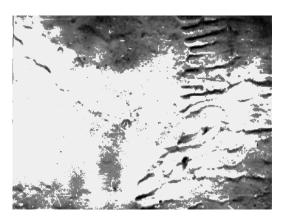
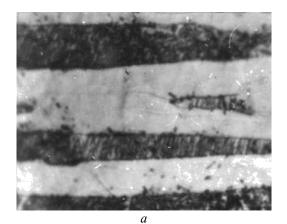
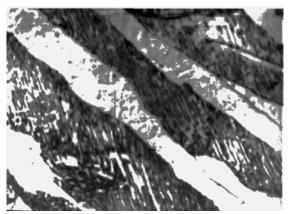


Рис. 3. Зарождение эвтектоидного феррита от пластин видманштетта (× 6000)





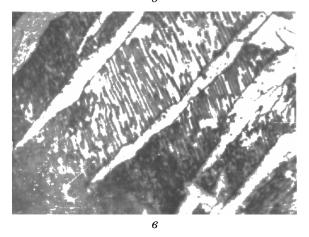


Рис. 4. Структура перлита в плоских зернах: a – отпуск 350 °C, 2 ч;  $\delta$  – отпуск 550 °C, 2 ч;  $\delta$  – отпуск 550 °C, 5 ч (× 2000)

Естественно, электронно-микроскопические снимки охватывают крайне ограниченные участки, и поэтому достаточно хорошо иллюстрируют только зародышевое действие видманштетта, но не убеждают в ориентационном росте перлитных колоний в объеме плоских зерен, хотя информацию о причинах такого явления безусловно содержат.

Продолжительным докристаллизационным отжигом литой стали достигли частичной коагуляции эвтектоидного цементита с целью ис-

пользования оптических диапазонов увеличения для изучения структурных особенностей перлита плоских и клиновидных зерен.

При проведении подобной термической обработки была обнаружена необычно высокая термическая стабильность перлита в этих зернах. Так, двухчасовая выдержка образцов при 350 °C практически не изменила дисперсность перлита, и только в отдельных зернах стала едва заметной его дифференциация (рис. 4, *a*) без следов коагуляции пластинок.

Даже после выдержки стальных образцов при 550 °C в течение двух часов не все перлитные зерна получили разрешимую под оптическим микроскопом ( $\times 2000$ ) структуру эвтектоида (рис. 4,  $\delta$ ). И только пятичасовая выдержка при 550 °C привела к заметному дроблению и частичной коагуляции цементитных пластин перлита (рис. 4,  $\delta$ ).

К этому моменту в полиэдрических зернах перлит полностью утратил первоначальную пластинчатую структуру, трансформировавшись в гетерогенную феррито-карбидную смесь.

В плоских зернах, несомненно, также произошла трансформация первоначальной формы пластинок, но характер ориентационной направленности сохранился. Благодаря этому удалось выявить одинаковую кристаллографическую ориентацию одновременно в нескольких плоских зернах, образовавшихся в пределах единичного аустенитного зерна.

Подобную кристаллографическую ориентацию перлитных колоний ранее не наблюдали, и она впервые была описана в работе [3].

Вполне очевидной причиной одинаковой направленности перлитных колоний является зародышевое действие прямолинейных границ видманштеттовых пластин, ориентационно связанных с исходным аустенитным зерном вследствие сдвигового механизма образования [3,4]. Поэтому они обеспечивают на всем своем протяжении строго определенное направление роста эвтектоидного феррита. При сравнительно небольшой толщине перлитного зерна зарождавшиеся на границах ферритные пластинки, а, следовательно, и цементитные, сохраняют параллельность и направленность роста, пересекая все зерно.

При такой регулярной структуре эвтектоида, вероятно, можно ожидать изменения прочностных свойств таких перлитных зерен. Во всяком случае, такие зерна должны быть существенно анизотропны.

Выявленное эпитаксиальное зарождение перлитных колоний можно рассматривать как экс-

периментальное подтверждение ведущей роли феррита при диффузионном перлитном превращении, по крайней мере, в плоских зернах.

Существующие в настоящее время сведения по этому вопросу без экспериментального подтверждения отводят роль ведущей фазы либо цементиту [5, 6], либо ферриту [1, 7], но в подавляющем большинстве случаев в качестве ведущей фазы называют цементит.

Таким образом, исследованные морфологические особенности структуры литых низкоуглеродистых сталей позволили впервые выявить многочисленные аномалии их формирования, во многом объясняющие крайне низкие пластические характеристики литого металла.

Влияние плоских перлитных зерен на прочностные свойства стали вероятнее всего отрицательно и превосходит по своему действию влияние собственно видманштеттова феррита.

Малая толщина таких зерен при значительной протяженности и высокой твердости делает их концентраторами напряжений, вследствие чего пластические деформации получают предельные значения в локальных участках, а макроскопические резко уменьшаются.

Очевидно, именно поэтому, при жестких режимах нагружения (растяжение) прочность сохраняет достаточно высокие значения, а пластические характеристики  $\delta$ , %,  $\psi$ , % — низкие.

Вследствие крупнозернистого строения литой стали и наличию плоских и клиновидных зерен перлита, особенно резко понижается ударная вязкость.

Прочностные испытания литой, отпущенной и нормализованной стали 20Л полностью подтвердили ее структурную чувствительность по отношению к пластическим характеристикам (и в значительно меньшей степени к прочности при растяжении).

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Гудремон*, Э. Специальные стали : пер. с нем. изд. 2-е / Э. Гудремон. М.: Металлургия. 1966. 736 с.
- 2. *Гуляев, А. П.* Металловедение / А. П. Гуляев. М.: Металлургия. 1966. 473 с.
- 3. Ильинский, В. А. Особенности структуры и свойств литых низкоуглеродистых сталей / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова // Металловедение и термическая обработка металлов.  $1995. \mathbb{N} 2. \mathbb{N} 2.$
- 4. *Костылева, Л. В.* Видманштеттов феррит в отливках из низкоуглеродистой стали 20Л / Л. В Костылева, Е. Ю. Карпова, В. А. Ильинский // Металлы. -2000. -№ 1. С. 62-65.
- Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. М.: Металлургия. 1986. 470 с.
- 6. *Кристиан, Дж.* Теория превращений в металлах и сплавах / Дж. Кристиан. М.: Мир. 1978. 803 с.
- 7. *Баррем, Ч. С.* Структура металлов / Ч. С. Баррет, Т. Б. Масальский. М.: Металлургия. 1984. 685 с.

УДК 621.762.862

# В. А. Гулевский – канд. техн. наук, Ю. А. Мухин – аспирант, А. Н. Загребин – ассистент

# МАТРИЧНЫЙ СПЛАВ ДЛЯ ПРОПИТКИ УГЛЕГРАФИТОВОГО КАРКАСА

### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: yuramukhin@rambler.ru)

В статье рассматривается возможность получения композиционных изделий из углеграфита, пропитанного матричными сплавами. Описывается способ получения высокой степени заполнения открытых пор углеграфитовых каркасов металлами. Рассматривается вероятность изменения растворимости элементов расплава в результате пропитки под давлением.

Ключевые слова: пропитка, углеграфит, матричные сплавы, растворимость.

Feasibility of the obtainment of carbon-graphite composite items impregnated with matrix alloys is considered. A method of high-level filling-in of open pores of carbon-graphite skeletons by metals is discussed. Possibility to influence solvability of the melt's elements as a result of impregnation under pressure is examined.

Key words: impregnation, carbon-graphite, matrix alloys, solvability.

Одним из способов получения композиционных материалов является пропитка твердых неметаллических каркасов расплавами металлов. В частности, композиционные материалы системы «углеграфитовый каркас — сплавы свинца» отличаются широкими возможностями использования этих материалов в качестве вкладышей радиальных и упорных подшипников, направляющих втулок, пластин, поршневых колец, поршневых и радиальных уплотнений в различных машинах, приборах и механизмах [1].

М. Хансен, на основании термодинамических данных, приводит обобщенную диаграмму Cu-Pb [2]. В своей работе Хансен утверждает, что растворимость Cu в Pb не превышает 0,023 ат. % Cu. Представленная диаграмма подтверждается и публикациями других исследователей [3, 4].

Однако исследования, проведенные в ВолгТТУ, установили изменение растворимости элементов расплава в зависимости от условий проведения эксперимента. Так, при избыточном давлении 15 МПа удалось получить сплав системы Рb-Си с содержанием Си 2,0 ат. %. Концентрация Си-фазы подтверждена количественными анализами микропроб на «Сатевах» и микроскопическими исследованиями.

С целью проведения эксперимента, изготавливались углеграфитовые образцы сечением 11,5 х 11,5 мм и длиной 23 мм, которые пропитывались сплавом Рb при температуре 800 °С и давлении 15 МПа. Во время пропитки было замечено, что Си перешла в образец из оснастки, предотвращающей всплытие, в которой находился образец, а само устройство из меди уменьшилось в размерах. После пропитки из образцов изготавливали шлифы и исследовали

их на электронном микроскопе при различных увеличениях.

Были сделаны снимки микроструктуры композита, пропитанного сплавом свинца, на растровом электронном микроскопе с анализатором. На рис. 1 представлена плотность распределения свинца в композите. Отчетливо прослеживается закономерность при сопоставлении с последующими снимками. На рис. 2 показана плотность распределения меди в массшта-

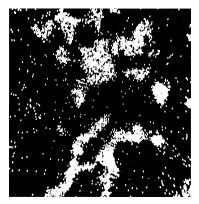


Рис. 1. Плотность распределения свинца в композите «CG-365 – сплав свинца» (x1000)

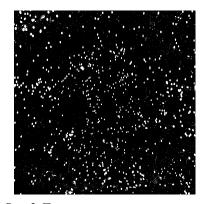


Рис. 2. Плотность распределения меди в композите «СG-365 – сплав свинца» (х1000)

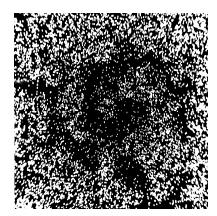


Рис. 3. Плотность распределения углерода в композите «CG-365 – сплав свинца» (x1000)

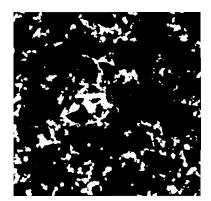


Рис. 4. Центральный участок композита «CG-365 – сплав свинца» (x1000)

штабах поры. При совмещении рис. 1–3 видно, что до 70 % меди распределяется по границе заполняемой поры, а всего меди в сплаве до 2 мас. %. Рис. 3 отображает плотность распределения углерода на том же участке шлифа (анализатор настроен на углерод). На рис. 4 показана плотность распределения свинца, полученная на растровом электронном микроскопе без анализатора (РЭМ).

Проведенные исследования показывают, что широко известная диаграмма системы Рь-Си является точной только при проведении экспериментов при определенных условиях. При приложении избыточного давления линии межфазных переходов смещаются, что позволяет получать сплавы, существование которых ранее считалось невозможным.

Также замечено, что теоретический выбор поверхностно-активных легирующих элементов дает возможность создать пропитывающие сплавы с необходимой прочностью сцепления в межфазном слое, 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.

Кроме того, сплав свинца, легированный медью, образует межфазный слой, в который выделяется до 70 % от вводимого количества поверхностно активного элемента, что улучшает механические свойства композитов.

Пропитка сплавом свинца (97,9 мас. %) и меди (2,0 мас. %) углеграфитового каркаса позволило получить композиты, обладающие высокими трибологическими и прочностными свойствами. Причем свойства данного сплава, как эксплуатационные, так и технологические, можно проверить только совместно с углеграфитовым каркасом. Например, отмечен рост прочности пропитывающего сплава в составе композита за счет изменения структуры сплава при взаимодействии с каркасом и малого поперечного сечения металлического волокна, сформировавшегося в объеме микропор каркаса. Когда металлический сплав является элементом композиционного материала, он должен обладать совокупностью свойств, необходимых для создания самого композита, таких как проникающая способность, адгезия по отношению к материалу каркаса, возможность регулирования интенсивности взаимодействия на границе раздела фаз за счет избирательной сегрегации легирующих элементов в пограничный слой, образование вторичных каркасов и т. п.

Управление взаимодействия на границе раздела между материалом каркаса и металлической матрицей может осуществляться путем замены жидкофазных реакций на твердофазные, за счет предварительного нанесения диффузионных барьеров на каркас, направленным легированием металлической матрицы [5].

При этом матрица может формироваться инертной по отношению к материалу каркаса или активной по отношению к нему на фиксированное время. Барьерный слой создается из легирующих компонентов литейного сплава, выходящих на границу «сплав — каркас», за время жидкофазного взаимодействия сплава с материалом каркаса; одновременно могут формироваться технологические свойства сплава для пропитки.

В соответствии с вышеизложенным, разработаны сплавы на основе свинца под пропитку ими каркасов из углеграфита. Сплавы на основе свинца легировали медью с целью оптимизации рабочей температуры пропитки, повышения

прочностных свойств, полного заполнения пор каркаса, придания сплаву с углеграфитовым каркасом хорошей прирабатываемости и надежного контакта (что очень важно для токосъема в условиях дугового разряда). Поскольку растворимость меди в свинце ограничена, сплав получили в процессе пропитки в устройстве под давлением 15 МПа. Было обнаружено, что медь увеличивает механическую прочность и влияет на равномерное и полное заполнение сплавом пор каркаса.

Настоящее исследование подтверждает целесообразность создания специальных сплавов для получения композиционных материалов методом пропитки.

Следует отметить, что в последние годы при производстве композиционных материалов стали широко применяться автоклавный и компрессионный методы пропитки. Было замечено, что оба этих способа имеют ряд недостатков, затрудняющих получение композитов. Так, автоклавный метод требует использования дорогостоящего оборудования для проведения пропитки. К тому же, способ является взрывоопасным, так как в качестве рабочей среды применяется сжатый газ, находящийся под высоким давлением. При компрессионной пропитке возникает проблема обеспечения герметичности зазора между втулкой литейной формы и пуансоном, создающим давление до 100 МПа.

Была поставлена задача разработать способ пропитки, который бы устранял (или компенсировал) вышеупомянутые недостатки известных методик пропитки. Процесс должен быть взрывобезопасным, устройство для пропитки должно иметь минимальное количество движущихся частей, используемое оборудование должно быть недорогим и подходить для условий серийного и массового производства.

Для решения поставленной задачи был разработан способ безгазостатной пропитки. Сущность способа заключается в применении в качестве источника избыточного давления термического расширения металлического сплава в замкнутом объеме емкости пропитки. Данный метод было решено апробировать на практике. За основу композита был выбран мелкозернистый углеграфитовый материал СG-365 завода «Электрокарбон» (Словакия). Размер зерен составлял 0,06–0,08 мм. Пористость материала равномерная; конфигурация пор – разветвленная, сложная. Общий объем пор – 20–25 %, в том числе открытых – 10–15 %; размер пор –

10–50 мкм. Пропитку углеграфита проводили металлическими сплавами с низкой температурой плавления, в частности, сплавом свинца в температурном интервале 400–800 °С при давлении до 20 МПа. Углеграфитовые каркасы предварительно вакуумировали при разряжении до 0,01 МПа.

Процесс пропитки можно охарактеризовать тремя технологическими параметрами: температура, давление, время. Чтобы осуществить пропитку, избыточное давление создавалось путем нагрева емкости для пропитки. Емкость и пропитывающий сплав состоят из разных материалов, а потому имеют разные коэффициенты объемного расширения. Последний расширяется больше, чем рабочий объем емкости. В связи с тем, что емкость герметично закрывается, а пропитывающий сплав полностью ее заполняет, в ней создается избыточное давление. Температура нагрева сплава от начала к концу времени пропитки определяет величину давления, достигаемого при заполнении открытых пор углеграфитового каркаса. При этом время, требуемое на нагревание, зависит, главным образом, от мощности источника нагрева.

Сравнивая разработанный способ с другими известными методами пропитки, можно заметить, что он не имеет вышеупомянутых недостатков. Так, способ является взрывобезопасным по причине отсутствия сжатого газа в емкости пропитки, а также благодаря тому, что при создании давления реальные значения расширения пропитывающего сплава составляют сотые доли процента. Почти все конструкционные материалы могут выдержать такую деформацию без разрушения. Емкости для пропитки, изготавливаемые из углеродистых сталей Ст20 и Ст45, могут выдерживать куда более значительные деформации. Взрывобезопасность сохраняется и при большом превышении допустимой температуры нагрева сплава, и при превышении получаемого давления над оптимальным. Такое повышение давления не может привести к превышению предела текучести от материала емкости для пропитки, так как при достижении этого давления материал емкости начинает деформироваться, что приводит к падению давления до величины от, которое остается постоянным при дальнейшем повышении температуры. При этом опасаться разрушения емкости для пропитки не стоит, в связи с тем, что для превышения предела способности противостоять деформации требуется температура нагрева, превосходящая температуру плавления этого материала.

Применение разработанного метода позволяет значительно снизить себестоимость композиционных материалов за счет использования оборудования из обычных конструкционных материалов. По причине невысокой стоимости оснастки, можно изготовить большое количество емкостей для пропитки с целью организации серийного или массового производства композитов.

Экспериментальные данные показали, что разработанный способ позволяет достигать высокой степени заполнения открытых пор углеграфитовых каркасов (более 70 %), что превосходит опубликованные на данный момент ха-

рактеристики российских и зарубежных фирм, производящих подобные композиционные материалы [1].

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Антифрикционные материалы на основе углерода // Проспект фирмы «Шунк» (Schunk Kohlenstofftechnik GmbH), Германия, 2006. 22 с.
- 2. *Хансен, М.* Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. Т. I и II. М.: Металлургиздат, 1962. 875 с.
- 3. *Schurmann E.*, Kaune A. // Z. Metallkunde. 1965. Bd. 56. S. 453–461.
- 4. Chakrabarti, D. J., Laughlin, D. E. // Bull. Alloy Phase Diagrams. 1984. V. 5. P. 503–510.
- 5. Тучинский, Л. И. Композиционные материалы получаемые методом пропитки / Л. И. Тучинский. М.: Металлургия, 1986. 203 с.

УДК 521.822

М. М. Матлин – д-р техн. наук, А. И. Мозгунова – канд. техн. наук, С. Л. Лебский – канд. техн. наук, А. И. Фролова – студентка

# МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТЕПЕНИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ПРИМЕНЕНИИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: detmash@vstu.ru)

В работе описан метод оценки степени упрочнения поверхностного слоя материала, который позволяет определить действительную степень относительной упругопластической деформации материала при любом способе его упрочнения пластическим деформированием (объемным или поверхностным). Это позволяет судить о физическом состоянии упрочненного материала и близости степени деформирования к оптимальной величине.

*Ключевые слова:* упрочнение, упругопластическая деформация, твердость, предел текучести, предел прочности, интенсивность деформации, модуль упругости, индентор, растяжение, дробеобработка, диаметр остаточного отпечатка.

The method of an evaluation of degree of hardening of the surface layer of the material which allows defining the real degree relative elasto-plastic deformation of the material at any way of its hardening by plastic deformation (volume or surface) is described in the work. It allows estimating a physical condition of the strengthened material, and affinity of deformation degree to optimum size.

*Keywords:* hardening, elasto-plastic deformation, hardness, limit of fluidity, limit of strength, intensity of deformation, module of elasticity, indenter, stretching, shot-blasting, diameter of a residual print.

Детали машин, материал которых был предварительно пластически деформирован, широко используются в современной технике: детали, изготовленные методом штамповки; металлоконструкции, состоящие из листов, профилей или прутков, полученных прокаткой; поверхностный слой деталей, подвергнутых упрочняющей обработке, и т. п. Все существующие теории пластичности подразумевают, что упругие свойства материала не зависят от пластической деформации, и на этом основании упругие деформации в пластически деформированном материале определяются по закону Гука, в кото-

ром используются значения модуля нормальной упругости, соответствующие недеформированному материалу.

В последние годы выполнен целый ряд исследований, авторы которых стремились оценить степень пластической деформации металла по изменению его характеристик: модуля упругости, коэффициента Пуассона, а также предела текучести, твердости и др. При этом к настоящему времени еще не сформулированы окончательные представления о характере изменения указанных характеристик в зависимости от степени пластической деформации.

Так, в работах [1, 2, 3] указано, что модуль нормальной упругости E снижается с ростом степени остаточной деформации; а в работах [4, 5, 6] в результате экспериментального исследования установлено, что с ростом степени пластической деформации (вызванной поверхностным наклепом или растяжением) E вначале уменьшается, а затем возрастает. В работе [5] отмечено, что в условиях гидростатического сжатия модуль нормальной упругости повышается. В работе [7] в результате опытов было установлено, что модуль нормальной упругости меди вначале пластической деформации резко падает, а при дальнейшей деформации медленно возрастает. У никеля после резкого падения значения Е при 2 % пластической деформации дальнейшего уменьшения модуля Е почти не происходит. В работе [8] отмечено, что непосредственно перед разрушением (образованием трещин) значение модуля E уменьшается на 30 %. В работе [3] экспериментально установлено, что после растяжения образца предел текучести повысился. В работе [9] экспериментально показано, что предел текучести материала сталей 20, 30 и 45 при повторно-пластических деформациях увеличивается. В работе [10] для ряда углеродистых сталей, наклепанных растяжением, установлено, что твердость упрочненного материала увеличивается. При этом в предположении, что упругие свойства  $(E, \mu)$  практически не зависят от наклепа, показано, что и предел текучести  $\sigma_{0.2}$  при наклепе возрастает.

Следует подчеркнуть, что в работах [1–3, 5–9] упругие и прочностные характеристики материала определяли путем растяжения, сжатия или кручения образцов и только в работе [4] использовали метод кинетического индентирования в предположении линейной зависимости между модулем контактной упругости и модулем упругости при растяжении.

Как известно, состояние поверхностного слоя детали во многом определяет ее нагрузочную способность (особенно в условиях воздействия переменных во времени нагрузок). При этом интересно отметить, что, как показали рентгеноструктурные исследования [11], даже при растяжении стальных образцов пластическая деформация впервые возникает на поверхности, а сердцевина образца при этом еще находится в упругом состоянии. В связи с этим наиболее информативными являются не усредненные по объему физико-механические свой-

ства материала детали, которые дают традиционные методы испытаний, а указанные свойства ее поверхностного слоя.

Для определения физико-механических свойств поверхностного слоя использовали методы определения модуля нормальной упругости и предела текучести, предложенные, соответственно, в работах [12] и [13], а также метод определения контактного модуля упрочнения материала [10, 14, 15], которые базируются на закономерностях упругопластического внедрения индентора в испытуемую поверхность детали.

Основной задачей данного исследования являлось создание нового способа определения степени деформирования образца, который был бы справедлив для любых способов упрочнения пластическим деформированием (как поверхностных, так и объемных), позволял бы определять действительную степень относительной упругопластической деформации материала образца (в том числе и на готовых образцах), а также учитывал бы прочностные свойства материала образца до и после упрочняющей обработки и упругие свойства материала образца.

Метод оценки степени упрочнения поверхностного слоя материала базируется на положении, согласно которому главная часть деформационного упрочнения исчерпывается на стадии равномерной деформации, когда деформация образца не превышает предельную равномерную деформацию  $\varepsilon_p$ , а наиболее интенсивный рост микродефектов (микротрещин) в металле еще не получает большого развития. Из условия существования обобщенной диаграммы деформирования следует, что величина  $\varepsilon_{\text{p}}$  имеет физический смысл критической интенсивности деформации не только при одноосном растяжении, но и в условиях контактной упругопластической деформации, которая реализуется при поверхностном пластическом деформировании.

При достижении в процессе пластического деформирования деформации, равной предельной, т. е. равной  $\varepsilon_{\rm p}$ , истинные напряжения S обобщенной диаграммы деформирования станут равными истинному временному сопротивлению  $S_{\rm B}$  (т. е.  $S=S_{\rm B}$ ), а интенсивность напряжений  $\sigma_{i,\,0}$  в центре контакта согласно формуле примет вид

$$\sigma_{i,0} = \frac{S_{\rm B}}{e^{\varepsilon_{\rm p}}}.$$
 (1)

Как известно, временное сопротивление  $\sigma_{\scriptscriptstyle B}$  связано с истинным временным сопротивлением соотношением

$$\sigma_{\rm B} = \frac{S_{\rm B}}{e^{\rm p}},\tag{2}$$

T. e. 
$$\sigma_{i,0} = \sigma_{\rm R}$$
. (3)

По мере увеличения деформации  $\epsilon$  материала возрастает (следуя диаграмме деформирования) и его предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , при достижении оптимальной интенсивности деформации  $\epsilon = \epsilon_p$  интенсивность напряжений  $\sigma_{i,0}$  в центре площадки контакта сталей равной  $\sigma_{\rm B}$  (3) и одновременно будет соответствовать пределу текучести  $\sigma_{0,2}$  упрочненного материала. Из этого следует вывод о том, что достижение отношением  $\sigma_{0,2}$  /  $\sigma_{\rm B}$  значения, равного единице, соответствует оптимальному режиму ППД по критерию деформации в центре контакта детали и упрочняющего инструмента.

Таким образом, по уровню повышения предела текучести можно судить о степени упрочнения. При этом необходимо иметь возможность определения предела текучести непосредственно на упроченной в результате ППД поверхности детали.

Условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  можно определить по следующей зависимости [13]:

$$\sigma_{0,2} = \frac{0.955(1 - 2\mu_2)P}{d_0^2 \left[78\frac{d_0}{D}(1 - 2\mu_2)\right]^{245/\text{H}\text{Д}}},$$
 (4)

где P — нагрузка на шарик при его внедрении в поверхность образца до его упрочнения; НД — пластическая твердость материала;  $d_0$  — диаметр отпечатка шарика на поверхности образца до упрочнения; D — диаметр шарика, которым наносят отпечатки на не упрочненную поверхность образца;  $\mu_2$  — коэффициент Пуассона материала образца.

Новый (повышенный) предел текучести вычисляется по формуле

$$\sigma_{0,2}^{\text{ynp}} = \frac{0.955 \cdot (1 - 2\mu_2) \cdot P}{d_{0 \text{ ynp}}^2 \cdot \left[ 78 \cdot \frac{d_{0 \text{ ynp}}}{D} \cdot (1 - 2\mu_2) \right]^{245/\text{HJ}_{\text{HCX}}}}.$$
 (5)

Предел прочности  $\sigma_{\text{в}}$  материала определятся следующей зависимостью [16]:

$$\sigma_{\rm B} = \frac{0.955(1 - 2\mu_2)P}{d_0^2 \left[ 1.73 \cdot 10^{-3} \frac{d_0}{D} (1 - 2\mu_2) \text{HД} \right]^{245/\text{HД}}}.$$
 (6)

Испытания выполнялись для двух различных видов упрочнения образца пластическим деформированием:

- упрочнение растяжением (объемное пластическое деформирование);
- упрочнение дробеобработкой (поверхностное пластическое деформирование).

Исследования по растяжению проводили на плоских образцах по ГОСТ 1497–84 [17], а также – на плоских ступенчатых образцах [1], позволяющих за одно растяжение получить разные уровни деформирования металла: исходное состояние, различные уровни деформации, включая зону разрушения. Испытания на растяжение осуществляли с помощью программно-технического комплекса для испытания металлов (оснащенного персональным ІВМсовместимым компьютером) ИР 5143-200.

Упрочняющую дробеобработку проводили с помощью дробеметного аппарата роторного типа для различных режимов обработки. Обработка проводилась также на плоских образцах, по ГОСТ 9012–59 [18], и ГОСТ 18835–73 [14]. Согласно этим нормативным документам, минимальную толщину испытуемого образца подбирали не менее 10-кратной глубины предполагаемого отпечатка.

На поверхности образца путем вдавливания с помощью пресса Бринелля ТШ—2 сферического индентора с радиусом R=2,5 мм различными контактными нагрузками на индентор (в диапазоне от 1635 до 9810 H) измеряли диаметр  $d_0$  остаточного отпечатка и глубину h остаточных отпечатков. По формуле [15] и значению h определяли исходную твердость НДисх образца и вычисляли исходные предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и временное сопротивление  $\sigma_{\rm B}$  материала образца по формулам при нагрузках  $P=4950~{\rm H}$  и 8100 H.

Затем образец поэтапно растягивали, измеряя деформацию є, а также после каждого этапа внедряли сферический индентор (как указано выше) и вычисляли новый (повышенный) предел текучести по формуле (5). Для дробеобработки аналогичным образом определяли механические свойства исследуемых образцов до и после обработки дробью.

В табл. 1 и 2 приведены результаты определения предлагаемым способом степени упругопластической деформации материала образца при, соответственно, упрочнении растяжением и дробеобработкой.

Таблица 1
Экспериментальное исследование степени упрочнения путем растяжения материала,
на примере плоских образцов из стали 40ХН

		Ис	ходное сос	гояние		После упрочнения				
№ образца	НД	$\sigma_{0,2}$	σв	$\epsilon_{\mathrm{p}}$	$\sigma_{0,2}/\sigma_{\scriptscriptstyle B}$	НД <sub>упр</sub>	$\sigma_{0,2}^{ m ynp}$	$\epsilon_{i,0}$	$\sigma_{0,2}^{ynp}  /  \sigma_{_B}$	
		МПа				МПа				
1	1400	280	490	0,175	0,57	2380	452	0,230	0,92	
2	1460	288	510	0,168	0,56	2399	456	0,347	0,89	
3	2100	445	630	0,117	0,71	2987	597	0,119	0,95	
4	4000	770	890	0,061	0,87	4564	886	0,062	1,00	
5	4020	800	930	0,061	0,86	4925	925	0,060	0,99	
6	2080	430	630	0,118	0,68	2643	531	0,129	0,84	

Таблица 2 Экспериментальное исследование степени упрочнения дробеобработкой, на примере плоских образцов из стали 20ХГСА

		Исходное состояние					После упрочнения			
№ образца	НД	$\sigma_{0,2}$	σв	c	G/G	НДупр	$\sigma_{0,2}^{ynp}$	Ç	=ynp/=	
		МПа		$\epsilon_{ m p}$ $\sigma_{ m 0,2}/\sigma_{ m B}$		МПа		$oldsymbol{arepsilon}_{i,0}$	$\sigma_{0,2}^{ynp} / \sigma_{_B}$	
1	3983	876	1157	0,062	0,76	4681	1030	0,069	0,89	
2	5534	1217	1391	0,044	0,88	6327	1392	0,063	1,00	
3	5677	1249	1411	0,043	0,89	6822	1361	0,062	0,96	
4	5821	1281	1431	0,042	0,90	7278	1401	0,062	0,98	

По полученным значениям соотношения  $\sigma_{0,2}^{ynp}/\sigma_{_B}$  можно судить о правильности назначенных режимов обработки образцов.

При соотношении  $\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B}\approx 1$  наблюдается наибольшее упрочнение поверхностного слоя, что соответствует оптимальному режиму пластического деформирования по критерию деформации в центре контакта детали и упрочняющего инструмента. Т. е., по соотношению предела текучести к пределу прочности можно судить о степени упругопластической деформации и ее соответствии оптимальному режиму.

В данном методе погрешность составляет не более 5-8 %, что позволяет использовать его при выборе режимов упрочняющей обработки.

Аналогичный вывод на основании экспериментальных исследований был сделан и в работе [19], где оценку степени упрочнения проводили для аустенитных сталей по изменению отношения  $\sigma_{0,2}/\sigma_{_{\rm B}}$ . При этом авторами указанной работы отмечено, что для бандажных колец оптимальным будет соотношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_{_{\rm B}}=0,86$ .

Таким образом, описанный метод пригоден для определения относительной степени упру-

гопластической деформации материала образца при любом способе его упрочнения пластическим деформированием (объемным или поверхностным), поэтому он является универсальным. Данный метод также может использоваться в промышленности для определения эффективности и выбора технологических режимов упрочнения деталей пластическим деформированием (которое применяют для повышения усталостной прочности и долговечности металлоизделий).

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Лебедев, А. А. Контроль состояния металла в процессе наработки методом LM-твердости / А. А. Лебедев // VI Международный симпозиум «Современные проблемы прочности» : науч. тр. Великий Новгород, 2003. Т. 1. С. 195—212.
- 2. Скуднов, В. А. Предельные пластические деформации металлов / В. А. Скуднов. М.: Металлургия, 1989. 176 с.
- 3. Жуков, А. М. Упругие свойства пластически деформированного металла и сложное нагружение / А. М. Жуков // Инженерный сборник. 1960. Т. XXX. С. 3–16.
- 4. О структурных изменениях поверхностного слоя сплава ЭК79-ИД после упрочняющей обработки / Д. В. Павленко, С. В. Лоскутов, В. К. Яценко, Н. В. Гончар // Письма в ЖТФ. 2003. Т. 29, вып 8. С. 79–83.

- 5. *Бастун, В. Н.* Влияние характера напряженного и деформированного состояний на модуль упругости сталей / В. Н. Бастун, Н. И. Черняк // Проблемы прочности. 1971. № 9. С. 52–55.
- 6. Островский, А. А. Влияние предварительной пластической деформации на величину модуля упругости стали / А. А. Островский // Проблемы прочности. -1975. -№ 4. -C. 93–94.
- 7. *Созонов, Ю. А.* Об изменении модулей упругости меди и никеля в процессе пластической деформации / Ю. А. Созонов // Труды Ленинградского политехнического института: № 278. Л., 1967. С. 35–37.
- 8. Проблемные вопросы упрочнения поверхностных слоев металлов и сплавов при пластической деформации и представление о наклепе / В. Ф. Безъязычный, Б. М. Драпкин, М. В. Тимофеев, М. А. Прокофьев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 1. С. 3–6.
- 9. Беленький, Д. М. Изменение механических свойств стали при упругопластическом деформировании / Д. М. Беленький, А. В. Ищенко, Л. Г. Шамраев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1999. № 8. Т. 65. С. 52—55.
- 10. Дрозд, М. С. Определение механических свойств металла без разрушения / М. С. Дрозд. М.: Металлургия, 1965.-171 с.
- 11. *Radhakrishnan, V. M.* Relaxation of residual stress with fatigue loading / V. M. Radhakrishnan, C. R. Prasad // Eng. Fract. Mech. 1976. 8, № 4. P. 593–597.

- 12. А. с. 1447951 СССР, МКИ G01 N 3/42. Способ определения физико-механических свойств материала / М. С. Дрозд, М. М. Матлин. Опубл. 30.03.85, Бюл. №12.
- 13. Пат. 2086947 Российская Федерация, МКИ<sup>6</sup> G01N 3/00. Способ определения предела текучести материалов / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. Опубл. 10.08.97, Бюл. № 22.
- 14. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. Введ. 01.01.74. М.: Изд-во стандартов. 8 с. (Межгосударственный стандарт).
- 15. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.
- Пат. 2011182 Российская Федерация, МКИ<sup>5</sup> G01 N3/40. Способ определения предела прочности материала / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. – Опубл. 10.08.94, Бюл. № 7.
- 17. ГОСТ 1497–84. Металлы. Метод испытания на растяжение. Взамен 1497–73. Введ. 01.01.85. М.: Изд-во стандартов, 1985. 40 с. (Межгосударственный стандарт).
- 18. ГОСТ 9012-59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. Взамен ОСТ 10241-40. Введ. 01.01.60. М.: Изд-во стандартов, 1959. 40 с. (Межгосударственный стандарт).
- 19. Минасарян, А. А. Влияние параметров упрочнения на механические свойства аустенитных сталей, применяемых для изготовления бандажных колец / А. А. Минасарян, М. Я. Коган // Труды ЦНИИТМАШ. Повышение прочности и долговечности деталей машин: сб. / под ред. И. В. Кудрявцева. М.: Машиностроение, 1969. С. 75–83.

УДК 621. 81: 621.753.2

**М. М. Матлин** – д-р техн. наук, **Г. П. Барабанов** – канд. техн. наук, **Е. Н. Казанкина** – канд. техн. наук, **В. А. Казанкин** – студент

# АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА ФАКТИЧЕСКУЮ ПЛОЩАДЬ КОНТАКТА ДЕТАЛЕЙ СОЕДИНЕНИЙ С НАТЯГОМ

#### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: detmash@vstu.ru)

В работе приведены результаты исследования, позволяющие выявить закономерности влияния различных факторов (твердости, способа обработки и параметров шероховатости контактирующих поверхностей) на фактическую площадь контакта.

*Ключевые слова*: пластическая твердость, фактическая площадь контакта, действительный натяг, сближение контактирующих поверхностей, контакт шероховатых поверхностей.

In work results of the research allowing to reveal laws of various factors (hardness, a way of processing and parameters of contacting details) on actual area of contact are presented.

*Keywords:* plastic hardness, actual area of contact, a valid tightness, rapprochement of contacting surfaces, contact of rough surfaces.

На стадии проектирования соединений с натягом актуальным является вопрос об определении действительного натяга  $\delta_{\rm д}$ , позволяющего обеспечить прочность соединения. Как известно, начальный (измеренный) натяг  $\delta$  в реальных прессовых соединениях несколько снижается за счет деформации микронеровностей на контактирующих поверхностях. Многие авторы пытались учитывать это отклонение действительного натяга от начального эмпирическими зависимостями. В качестве критерия выступали, например,  $R_a$  — среднее арифмети-

ческое отклонение профиля или  $R_z$  — высота неровностей профиля [1]. Но, в действительности, эти параметры могут лишь приблизительно оценить реальное снижение натяга. Как показывают исследования [2], пренебрежение при расчетах контактной жесткостью сопрягаемых поверхностей приводит к ошибке расчетного давления на поверхности сопряжения на 20 % (при среднем) и на 60 % (при малом) натяге. Такое пренебрежение влечет за собой также ошибку в определении сил трения и изменения размеров охватываемой и охватывающей деталей.

Действительный натяг может быть определен с учетом сближения контактирующих поверхностей следующим образом:

$$\delta_{\pi} = \delta - 2\alpha, \tag{1}$$

где  $\delta_{_{\rm J}}$  — действительный натяг в прессовом соединении;  $\delta$  — начальный натяг;  $\alpha$  — сближение в контакте сопрягаемых цилиндрических шероховатых поверхностей.

В общем случае полное сближение  $\alpha$  состоит из двух частей [3]: остаточного сближения и обратимой части упругого сближения  $\alpha_v$ , т. е.

$$\alpha = \alpha_{v} + h. \tag{2}$$

Составляющие α зависят от твердости контактирующих поверхностей, радиуса вершин неровностей, характера их расположения на различных уровнях и ряда других факторов.

Поскольку вершины выступов шероховатой поверхности расположены на разных уровнях, сближения в контакте отдельных выступов существенно отличаются друг от друга.

В настоящей работе контакт двух шероховатых поверхностей вала и втулки моделируется контактом гладкой поверхности втулки и поверхности вала, имеющей «эквивалентную» шероховатость [4].

Чтобы определить фактическую площадь контакта для всей шероховатой поверхности (а не для отдельных единичных выступов), использовалось уравнение начального участка кривой опорной поверхности [4]:

$$\eta_r = \frac{A_r}{A_a} = a_k b_k \varepsilon_k^{\text{o}},\tag{3}$$

где  $\eta_r$  — относительная фактическая площадь контакта;  $A_r$  — фактическая площадь контакта;  $A_a$  — номинальная площадь контакта;  $a_k$  — коэффициент, зависящий от характера контактной деформации;  $b_k$  и  $\upsilon$  — коэффициенты, зависящие от вида механической обработки шероховатой

поверхности; 
$$\varepsilon_k = \frac{\alpha}{R_{\max}}$$
 — относительное сбли-

жение ( $R_{\text{max}}$  — наибольшая высота неровностей профиля).

На основе методики [3] были проведены исследования, позволяющие выявить закономерности влияния различных факторов (твердости, способа обработки и параметров шероховатости контактирующих поверхностей, натяга прессового соединения) на фактическую площадь контакта. Исследовали контакт стального шероховатого вала высокой твердости с гладкой цилиндрической поверхностью втулки при следующих неизменных значениях:

$$d = 40$$
 мм;  $d_1/d = 0.25$ ;  $d/d_2 = 0.5$ ;  $l = 40$  мм;  $v = 1.5$ ;  $b_k = 1.0$ ;  $R = 35$  мкм;  $R_{\text{max}} = 20$  мкм;  $E_2 = 2.06 \cdot 10^5$  МПа;  $\mu_2 = 0.3$ ; НД = 980 МПа;  $\delta = 40$  мкм,

где d — диаметр сопряженной поверхности;  $d_1$  — наружный диаметр втулки;  $d_2$  — диаметр отверстия вала; v и  $b_k$  — параметры кривой опорной поверхности; R — радиус вершин выступов;  $R_{\text{max}}$  — наибольшая высота неровностей профиля;  $\delta$  — начальный натяг в прессовом соединении; НД — пластическая твердость (ГОСТ 18835—73) материала втулки.

Отметим, что значение пластической твердости не зависит от величины нагрузки и диаметра сферического индентора (т. е. не зависит от условий испытания на твердость) и, таким образом, является константой для данного материала. По своему физическому смыслу пластическая твердость представляет собой не условное давление в контакте (как, например, твердость по Бринеллю НВ), а модуль упрочнения материала при внедрении в него сферического индентора — контактный модуль упрочнения.

В таблице приведены взаимосвязи пластической твердости НД с другими числами твердости [3, 5].

Связь пластической твердости НД с другими числами твердости

Числа твердости	Пластическая твердость НД, МПа
$HRC_{\ni}$ (при $HRC_{\ni} \ge 32$ )	$3,57 \cdot 10^{-4} \cdot HRC_{3}^{4,05} + 3353$
HRB	88300/(130 - HRB)
НВ, МПа (при НВ ≤ 4000)	0,468 HB <sup>1,124</sup>
HV, МПа (при HV 10009200)	0,5 HV <sup>1,113</sup>

Результаты исследования влияния различных факторов на параметры контакта сопрягаемых поверхностей деталей прессовых соединений представлены в виде графиков на рис. 1–5.

Анализ этих графиков позволил выявить следующие закономерности.

С увеличением твердости НД в зоне контакта фактическая площадь контакта сокращается (рис. 1) вследствие уменьшения сближения α в контакте, обусловленного внедрением неровностей.

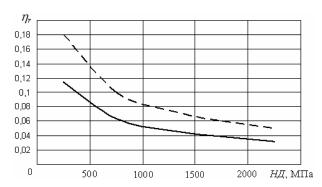


Рис. 1. Зависимость относительной фактической площади контакта от твердости при внедрении (сплошная линия) и сплющивании (пунктирная линия) выступов

При контакте цилиндрических поверхностей увеличение коэффициента кривой опорной поверхности b (повышение класса шероховатости) приводит к возрастанию величины относительной фактической площади контакта  $\eta_r$  (рис. 2). Это объясняется тем, что с ростом b увеличивается плотность распределения, и это приводит к снижению  $\alpha$ .

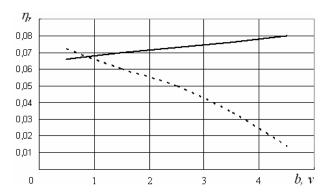


Рис. 2. Зависимость относительной фактической площади контакта от b (сплошная линия) и  $\nu$  (пунктирная линия)

С увеличением коэффициента  $\nu$  (т. е. с понижением класса шероховатости) величина  $\eta_r$  уменьшается, а  $\alpha$  возрастает (рис. 2). Это объясняется тем, что с уменьшением плотности распределения материала во внешних областях шероховатого слоя коэффициент  $\nu$  возрастает; в этих условиях возрастают и усилия, действующие в контактах отдельных выступов, что приводит к росту  $\alpha$ .

С увеличением наибольшей высоты неровностей профиля  $R_{\text{max}}$  (с понижением класса шероховатости) величина  $\eta_r$  уменьшается (рис. 3), так как рост  $R_{\text{max}}$  при неизменных b, v, R уменьшает плотность распределения материала в шероховатом слое, поэтому абсолютная величина сближения  $\alpha$  возрастает.

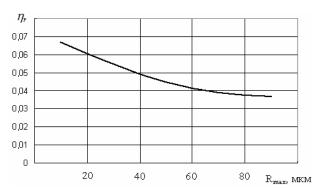


Рис. 3. Зависимость относительной фактической площади контакта от максимальной высоты неровностей  $R_{\rm max}$ 

С увеличением номинального диаметра посадочной поверхности d величина относительной площади контакта  $\eta_r$  непрерывно уменьшается (рис. 4), что является следствием аналогичной зависимости давления (от диаметра) на сопряженных поверхностях элементов соединения, собранного с натягом.

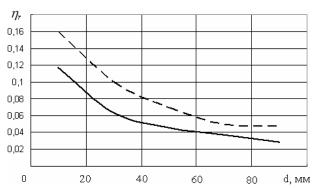


Рис. 4. Зависимость относительной фактической площади контакта от номинального диаметра посадочной поверхности d при внедрении (сплошная линия) и сплющивании (пунктирная линия) выступов

С увеличением относительной тонкостенности вала  $d_1/d$  и втулки  $d/d_2$  величина  $\eta_r$  уменьшается, что является следствием аналогичной зависимости давления  $\alpha$  от относительной тонкостенности соединяемых деталей (рис. 5).

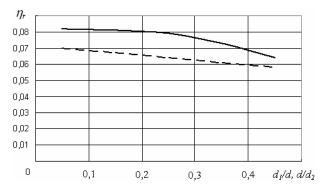


Рис. 5. Зависимость относительной фактической площади контакта от  $d_1/d$  (пунктирная линия) и  $d/d_2$  (сплошная линия)

Отметим, что большинство графиков получены для случая внедрения выступов шероховатой поверхности. Для случая сплющивания качественный характер зависимости фактической площади контакта от различных факторов аналогичен внедрению. Однако числовые значения этих параметров могут существенно отличаться. Это наглядно демонстрируют рис. 1 и 4, на которых сопоставлены результаты определения относительной фактической площади контакта при внедрении и сплющивании выступов шероховатой поверхности в соединении с натягом. Разница между площадями контакта в этих двух случаях уменьшается с ростом диаметра сопряжения d (вследствие уменьшения давления) или с ростом твердости НД, который сопровождается увеличением доли упругой составляющей α<sub>ν</sub> в общем сближении.

Таким образом, приведенный анализ подтверждает необходимость дальнейшего исследования нагрузочной способности соединений, собранных с натягом, с учетом совместного влияния основных параметров соединения: геометрических размеров деталей, упругих констант и твердости их материалов, параметров шероховатости и направления следов механической обработки на сопрягаемых поверхностях, характера деформации и микронеровностей.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Иванов, М. Н.* Детали машин : учеб. для студентов вузов / М. Н. Иванов, В. А. Финогенов. 10-е изд., перер. М.: Высшая школа, 2006. 408 с.
- 2. Иванов, А. С. Учет контактной жесткости при расчете неподвижных соединений / А. С. Иванов // Вестник машиностроения. -2005. -№ 3. C. 46-48.
- 3. *Дрозд, М. С.* Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.
- 4. Демкин, Н. Б. Качество поверхности и контакт деталей машин / Н. Б. Демкин, Э. В. Рыжов. М.: Машиностроение, 1981.-224 с.
- 5. *Матлин, М. М.* Закономерности упругопластического контакта в задачах поверхностного пластического деформирования / М. М. Матлин, С. Л. Лебский, А. И. Мозгунова. М.: Машиностроение, 2007. 218 с.

УДК 539.432+620

**А. А. Барон** – д-р техн. наук, **О. Ф. Слюсарева** – аспирант

# ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ

### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail detmash@vstu.ru)

Предложена физико-математическая модель для прогнозирования параметров C и n в уравнении Пэриса, описывающем линейный участок диаграммы усталостного разрушения. Установлены корреляционные зависимости для расчета пороговой  $K_{th} = f(\sigma_B/\sigma_T)$  и циклической  $K_{fc} = f(K_{Ic})$  трещиностойкости.

*Ключевые слова:* кинетическая диаграмма усталостного разрушения; кривая Пэриса; пороговая и циклическая трещиностойкость; остаточный ресурс.

A model for prediction of Paris' curve parameters C and n was proposed and discussed. Correlations for fatigue threshold  $K_{th} = f(\sigma_R/\sigma_T)$  and cyclic toughness  $K_{fc} = f(K_{Ic})$  estimation were established.

Keywords: Paris' curve; fatigue threshold; cyclic fracture toughness; residual lifetime.

# 1. Постановка задачи

Прогнозирование остаточного ресурса объектов различной техники в условиях циклического нагружения является весьма актуальной задачей. В настоящее время закономерности роста циклических трещин и анализ влияния дефектов на характеристики выносливости материалов наиболее успешно описываются с помощью линейной механики разрушения, оперирующей коэффициентами интенсивности напряжений около вершины трещины. В результате испытаний на циклическую трещиностойкость получают кинетическую диаграмму усталостного разрушения (КДУР), представ-

ляющую собой зависимость скорости роста трещины da/dN от размаха  $\Delta K$  или максимального значения  $K_{\rm max}$  коэффициента интенсивности напряжений в логарифмических координатах. С ее помощью можно прогнозировать остаточный ресурс.

Кинетическая диаграмма усталостного разрушения состоит из трех участков (рис. 1). Первый, нелинейный, соответствующий низким скоростям роста усталостных трещин (менее  $5 \cdot 10^{-5}$  мм/цикл), слева ограничен пороговым значением  $\Delta K_{th}$ , которое называется «порогом усталости» (fatigue threshold). Третий участок диаграммы справа ограничивается величиной

Рис. 1. Схематизация кинетической диаграммы усталостного разрушения

 $\Delta K_{fc} = K_{fc}(1-R)$ , соответствующей переходу от усталостного роста трещины к спонтанному разрушению (R — коэффициент асимметрии цикла). Второй, линейный участок диаграммы обычно описывается эмпирическим уравнением Пэриса:

$$da/dN = C(\Delta K)^n$$
 или  $da/dN = C(K_{\text{max}})^{n'}$ , (1)

где для различных материалов n = 2...10; n' = 2...6. Уравнению Пэриса обычно соответствует диапазон скоростей роста трещин от  $5 \cdot 10^{-5}$  до  $10^{-3}$  мм/цикл, где для различных материалов n = 2...10; n' = 2...6.

В соответствии с уравнением Пэриса, число циклов, при котором трещина исходного размера  $a_0$  достигнет критического размера  $a_{\rm kp}$ , может быть найдено по зависимости

$$N = \int_{a_0}^{a_{sp}} \frac{da}{C(\Delta K)^n}.$$
 (2)

Экспериментальное получение КДУР весьма трудоемко, а в ряде случаев просто невозможно (например, для металла объектов, находящихся в эксплуатации). В данной работе предпринята попытка прогнозирования параметров кинетической диаграммы усталостного разрушения.

# 2. Разработка метода прогнозирования кинетической диаграммы усталостного разрушения

Для решения поставленной задачи необходимо знать величины пороговых значений  $\Delta K_{th}$  и  $\Delta K_{fc}$  (рис. 1), а также константы C и n в эмпирическом уравнении Пэриса (1). Очевидно, что показатель степени n в уравнении Пэриса можно рассчитать как

$$n = (\lg v_{fc} - \lg v_{th})/(\lg \Delta K_{fc} - \lg \Delta K_{th}), \tag{3}$$

где  $v_{fc}$  и  $v_{th}$  — соответственно скорости роста трещины, отвечающие величинам  $\Delta K_{th}$  и  $\Delta K_{fc}$ .

ИЗВЕСТИЯ ВолгГТУ

Если упрощенно представить, что вид КДУР соответствует рис. 1, то за значения пороговых коэффициентов интенсивностей напряжений  $\Delta K_{th}$  и  $\Delta K_{fc}$  можно принять величины  $\Delta K$  или  $K_{max}$ , ограничивающие линейный участок диаграммы.

Приняв допущение, что скорость распространения усталостной трещины пропорциональна размеру пластической зоны перед ее вершиной, уравнение (3) можно переписать как

$$n = (\lg r_{fc} - \lg r_{th})/(\lg \Delta K_{fc} - \lg \Delta K_{th}), \tag{4}$$

где  $r_{fc}$  и  $r_{th}$  — соответственно радиусы обратимых пластических зон, отвечающие величинам  $\Delta K_{th}$  и  $\Delta K_{fc}$ . Значения  $r_{fc}$  и  $r_{th}$  определялись как

$$r_{fc} = \frac{(1 - 2\mu)^2}{2\pi} \left(\frac{\Delta K_{fc}}{\sigma_{\rm T}}\right)^2,$$
 (5)

$$r_{th} = \frac{(1 - 2\mu)^2}{2\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{S_k}\right)^2.$$
 (6)

где  $\mu$  – коэффициент Пуассона,  $S_k$  – истинное сопротивление разрыву.

При определении  $r_{th}$  вместо предела текучести в зависимости (6) использована величина истинного сопротивления разрыву  $S_k$ . Это обусловлено тем, что для экспериментального установления величины  $K_{th}$  осуществляют постепенное снижение  $\Delta K$ , вследствие чего рост трещины происходит в предельно упрочненном материале.

Для проверки сформулированных выше модельных представлений использованы литературные данные [1] и таблица. Образцы сталей  $15X2M\Phi A$  и  $15X2HM\Phi A$  отличались толщиной образцов t и режимами термообработки (I или II). Циклическая трещиностойкость  $K_{fc}$  в таблице соответствует первому скачку трещины.

Нами для сталей, приведенных в таблице, была установлена зависимость между константами C и n в уравнении Пэриса:

$$C = 3 \cdot 10^{-6} n^{-12,722}. (7)$$

Таким образом, можно считать, что на линейном участке КДУР скорость распространения трещины определяется единым параметром C или n.

Наши расчеты по данным таблицы свидетельствуют о том, что между критическим коэффициентом интенсивности напряжений  $K_{Ic}$  и циклической трещиностойкостью  $K_{fc}$  существует линейная зависимость.

известия волгГТУ 93

Механические свойства сталей при статическом и циклическом нагружении [1]

Марка стали	T, K	$K_{Ic}$	$K_{fc}$	$K_{th}$	$\sigma_{\scriptscriptstyle B}/\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,2}$	$S_{\kappa}$
	293	93,3	121,3	7,55	1,2	584	1400
	243	127,5	89,9	7,55	1,162	647	1470
15370) ( + 1 (7)	243	127,5	59	7,55	1,162	647	1470
$15X2M\Phi A (I)$ $t = 25 \text{ MM}$	213	108,3	40,1	7,55	1,162	674	1460
t-2S MIM	213	108	62	7,55	1,162	674	1460
	183	68,4	35	7,55	1,157	696	1325
	183	68,4	34	7,55	1,157	696	1325
15Х2МФА (I), $t = 150 \text{ мм}$	293	215	185		1,2		
	140	52			1,05		
	220	55			1,05		
	293	63	27		1,05		
	323	65	27				
	363	78	29				
15Х2МФА (II)	393	100	56				
t = 25  MM	423	115	80				
	460	140					
	523	145					
	540	150					
	620	150					
15Χ2ΜΦΑ (II) $t = 150$ мм	293	64	27		1,05		
	293	99,5	129,4		1,2		1058
15Х2НМФА (I)	243	86,4			1,15		1294
t = 25  mm	213	91,1	50,3		1,16		1156
	183	63,1	37,9		1,14		941
15Х2НМФА $t = 150 \text{ мм}$	293	282	217		1,2		1058
	293	148,6		10	1,14		
	243	106	72,46		1,17		
15X2HMФA (II)	213	83	43,54		1,17		
	183	53,5	34,2	10,6	1,13		
	153	68,4			1,17		
4	133	60,6	28,3		1,1		
15Г2АФДпс	113	56			1,02		
	93	40,4			1,02		
	203	90	39,2	5,91	1,2		
4077747	153	74,5	28		1,2		
10ГН2МФА	108	56	17,4		1,17		
	77	43,5	15,9		1,02		860
Армко-железо	83	24,5	17,4		1,05		
Сталь 45	293	28,6	•	3,3	1,6		

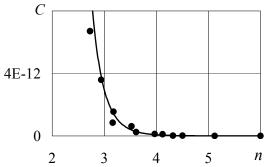


Рис. 2. Зависимость между константами уравнения Пэриса

Зависимость (рис. 3) между циклической  $K_{fc}$  и статической  $K_{Ic}$  трещиностойкостью для рассмотренных сталей описывается уравнением:

$$K_{fc} = 0.8712 \cdot K_{Ic} - 22,209.$$
 (8)

Для оценки статической трещиностойкости  $K_{Ic}$  в последней формуле можно использовать ранее предложенную нами методику [2] прогнозирования критического коэффициента интенсивности напряжений по результатам контактного деформирования.

Далее нами была установлена корреляционная зависимость между величиной пороговой трещиностойкости  $K_{th}$  и отношением  $\sigma_{\text{в}}/\sigma_{\text{т}}$  (рис. 4), описываемая уравнением (9):

$$K_{th} = 12,127 \cdot (\sigma_{\rm B}/\sigma_{\rm T})^{-2,861}$$
 (9)

Зная значения  $K_{th}$  и  $K_{fc}$ , можно по уравнению (4) рассчитать величину n. После этого значения C также могут быть определены по формуле (7).

Как показывают расчеты, погрешность в определении всех параметров КДУР по рассмотренной в настоящей работе методике не превышает 20 %. Таким образом, все параметры кинетической диаграммы усталостного разрушения могут быть рассчитаны по результа-

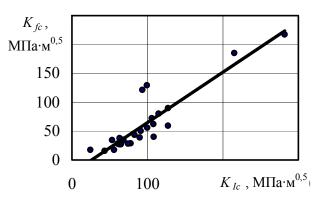


Рис. 3. Зависимость между  $K_{fc}$  и  $K_{Ic}$ 

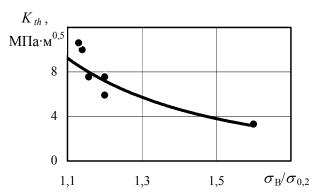


Рис. 4. Зависимость  $K_{th}$  от отношения  $\sigma_{\scriptscriptstyle B}/\sigma_{\scriptscriptstyle T}$ 

там испытаний на растяжение и статическую трещиностойкость.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трощенко, В. Т.* Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении / В. Т. Трощенко, В. В. Покровский, А. В. Прокопенко. – Киев: Наукова думка, 1987. – 256 с.

2. Барон, А. А. Оценка склонности сталей к хрупкому разрушению по результатам контактного деформирования / А. А. Барон, А. П. Осипенко, Ю. С. Бахрачева // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолгГТУ. — Волгоград, 2005. (Сер. Материаловедение и прочность элементов конструкций. Вып. 1.). — С. 56–59.

УДК 539.375

А. А. Барон – д-р техн. наук, А. П. Осипенко – ст. преподаватель, Д. С. Гевлич – канд. техн. наук

# ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ ПЕРЕД ФРОНТОМ ТРЕЩИНЫ НОРМАЛЬНОГО ОТРЫВА В УСЛОВИЯХ ПЛОСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: detmash@vstu.ru)

Разработано замкнутое решение, позволяющее рассчитать главные нормальные напряжения в зоне ограниченной пластичности перед трещиной нормального отрыва на оси X (вдоль линии продолжения трещины).

*Ключевые слова*: зона ограниченной пластичности; трещина нормального отрыва; главные напряжения; интенсивность напряжений и деформаций.

The solution was built for normal stresses calculation within small scale yielding zone on the X axis ahead of the mode I crack tip (normal tearing).

Key words: small scale yielding zone; mode I crack; main normal stresses; equivalent stresses and strains.

### 1. Постановка задачи и цель исследования

Классические решения задачи о распределении напряжений в упругопластической области перед фронтом трещины нормального отрыва [1, 2, 3] (поле HRR) приводят к сингулярности типа  $r^{-1}$  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. 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 напряженно-деформированное состояние (НДС) 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. 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 ( $\varepsilon_z = 0$ ). Рассмотрен момент, непосредственно предшествующий раз-

# Механические свойства исследуемых сталей

Т, К	σ <sub>0,2</sub> , МПа	σ, МПа	$S_k$ , МПа	δ, %	ψ <sub>k</sub> , %	$K_{IC}$ , МПам	К <sub>JC</sub> , МПам
	•	•	•	10Г2ФБ			
293	460	630	1140	24	59	40	240
243	500	665	1180	24	59	52	230
213	560	690	1460	25	59	66	180
77	960	1020	1530	21	40	40	_
				ВСт. Зкп			•
293	280	420	1860	33	55	40	170
243	370	510	1920	33	53	40	134
213	400	540	1770	33	51	44	
77	850	910	1500	18	22	28	_
				17ГС			
293	397	555	891	27	52	40	136
243	449	626	1063	28	53	44	126
213	452	630	984	28	50	52	106
77	830	898	1240	18	31	28	
				17Г1С-У			
293	340	470	2170	30	58	46	164
243	435	590	2591	29	56	50	186
213	500	630	2474	30	54	54	164
77	815	915	2077	26	40	36	
			(	06Г2НАБ			
293	359	562	1128	33	66	50	130
213	383	665	1191	29	61	54	170
77	758	948	1618	26,6	51	38	_

рушению, когда трещина притуплена, а ее раскрытие  $\delta$  и ширина зоны вытягивания W достигли критических величин. Принималось, что НДС в пластической зоне перед фронтом трещины нормального отрыва может быть описано с помощью методов механики сплошной среды. Также полагали, что при этом связь между интенсивностями напряжений  $\sigma_i$  и деформаций  $\varepsilon_i$  в пластической зоне, вдоль оси X описывается обобщенной кривой течения. Для аппроксимации диаграммы деформирования использовано уравнение Людвика, корректное во всем интервале деформаций вплоть до момента разрушения:

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

### 2. Исследуемые материалы

Для исследования было использовано несколько сталей, применяемых для изготовления труб большого диаметра. Механические испытания сталей были выполнены в Институте проблем прочности НАН Украины [4] (данные приведены в таблице).

# 3. Расчет интенсивности деформаций в пластической зоне

Согласно решению, приведенному в работе [5], интенсивность упругопластических деформаций вдоль оси X в зоне пластичности перед фронтом трещины нормального отрыва можно найти как:

$$\varepsilon_i = \varepsilon_f \exp\left[-\varepsilon_f \frac{x}{1,155W}\right],$$
 (2)

где W — ширина зоны вытягивания, которая, в свою очередь, рассчитывается по формуле

$$W = \frac{0.866\varepsilon_f r}{\ln \varepsilon_f - \ln(\varepsilon_T)},\tag{3}$$

где

$$\varepsilon_f = -\ln(1 - \psi_K), \tag{4}$$

$$\varepsilon_T = \frac{\sigma_{0,2}}{E},\tag{5}$$

$$r = \frac{(1 - 2\mu)^2}{2\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{0,2}}\right)^2.$$
 (6)

Таким образом, как следует из (2) и (3)

$$\varepsilon_{i} = \varepsilon_{f} \exp \left( -\frac{x \ln \left( \frac{\varepsilon_{f}}{\varepsilon_{T}} \right)}{r} \right). \tag{7}$$

С целью упрощения формулы (3) мы исследовали зависимость W/r от  $\varepsilon_f$ . Как видно из графика (рис. 1), между W/r и  $\varepsilon_f$  в интервале тем-

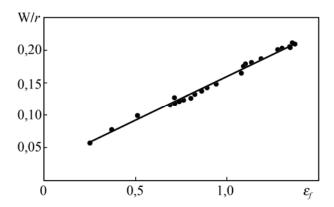


Рис. 1. Зависимость отношения W/r от деформации  $\varepsilon_f$ 

температур 77 < T < 293 К наблюдается четкая линейная зависимость.

Представленную на рис. 1 прямую можно аппроксимировать следующим уравнением:

$$W/r = (0.1352\varepsilon_f + 0.0248),$$
 (8)

откуда

$$W = (0.1352\varepsilon_f + 0.0248)r. \tag{9}$$

В дальнейшем, при расчетах значений ширины зоны вытягивания W использовалось упрощенное выражение (9).

# 4. Расчет радиуса закругления вершины трещины ρ

Исследованию таких параметров притупления трещины, как критическое раскрытие  $\delta_c$  и ширина зоны вытягивания W посвящено значительное количество работ. Авторы работы [6] 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).

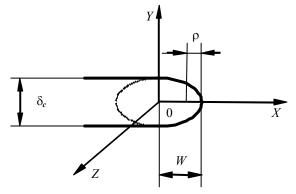


Рис. 2. Расчетная схема для определения радиуса закругления вершины трещины р

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

$$\rho = \frac{\delta_C^2}{4W}.\tag{10}$$

Здесь  $\delta_c$  рассчитано по известной зависимости [7]:

$$\delta_C = 0.58(1 - \mu^2) \frac{K_{\rm IC}^2}{E\sigma_{0.2}},$$
 (11)

# 5. Расчет напряжений перед фронтом трещины нормального отрыва

Функцию напряжений для  $\sigma_x$  искали в виде:

$$\sigma_x = \frac{x}{ax^2 + bx + c}. (12)$$

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

Зависимость между напряжениями и деформацией  $\varepsilon_z$  за пределами упругости имеет вид [8]:

$$\varepsilon_z = \frac{1}{E} \left[ \sigma_z - \mu (\sigma_x + \sigma_y) \right] + \varphi (\sigma_z - \sigma_0), \quad (13)$$

где  $\mu$  – коэффициент Пуассона ( $\mu$  = 0,33).

$$\sigma_0 = \frac{\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z}{3},\tag{14}$$

$$\varphi = \frac{3\varepsilon_i}{2\sigma_i} - \frac{1}{2G}.$$
 (15)

Интенсивность упругопластических деформаций  $\varepsilon_i$  вдоль оси X рассчитывалась по полученной ранее зависимости (2).

При плоской деформации ( $\varepsilon_z = 0$ ) из формулы (13) получим:

$$\sigma_z = \frac{3\mu + \varphi E}{3 + 2\varphi E} (\sigma_x + \sigma_y). \tag{16}$$

Ha оси X имеем:

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

Подставив выражения (1) и (16) в (17) и решив его относительно  $\sigma_{\nu}$ , получим:

$$\sigma_y = \left(\frac{3}{2\alpha} - 1\right)\sigma_x + \sqrt{\left[\left(\frac{3}{2\alpha} - 1\right)^2 - 1\right]\sigma_x^2 + \frac{\sigma_i^2}{\alpha}}, (18)$$

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

Для нахождения постоянных a, b и c в формуле (12) необходимы три уравнения. Первые два найдены из граничных условий, согласно которым при X=r, на упругопластической

границе, напряжение  $\sigma_x$  и производную  $d\sigma_x/dx$  можно определить из упругого решения Вестергаарда, модифицированного Ирвином [9, 10]:

$$\sigma_x = \frac{K_{IC}}{\sqrt{2\pi r}}.$$
 (19)

$$\frac{\mathrm{d}\sigma_x}{\mathrm{d}x} = -\frac{K_{\mathrm{IC}}}{2\sqrt{2\pi r^3}}.$$
 (20)

Третье уравнение получим из решения Хилла [11] для идеально пластического материала без упрочнения, согласно которому функция  $\sigma_v$  определяется как:

$$\sigma_{y} = \begin{cases} \frac{2\sigma_{T}}{\sqrt{3}} \cdot \left[ 1 + \ln\left(1 + \frac{x}{\rho}\right) \right] & \text{при } x \leq x_{\beta}, \\ \frac{2\sigma_{T}}{\sqrt{3}} \left( 1 + \frac{\pi - \omega}{2} \right) & \text{при } x > x_{\beta}, \end{cases}$$
(21)

где

$$x_{\beta} = \rho \left( \exp \left( \frac{\pi - \omega}{2} \right) - 1 \right);$$
 (22)

 $\rho$  — радиус закругления вершины трещины, рассчитывается по формуле (10);  $\omega$  — угол раскрытия берегов трещины. Поскольку рассматривается трещина, берега которой параллельны друг другу («щель»),  $\omega$  = 0.

Как видно из уравнения (21), функция  $\sigma_y$  при  $0 < x < x_\beta$  возрастает. При  $x \ge x_\beta$  сохраняются постоянные значения напряжений. Этого не может быть для упрочняемых материалов, так как интенсивность напряжений  $\sigma_i$  в пластической зоне по мере удаления от вершины уменьшается. В первом приближении примем, что в нашем случае для упругопластического материала с упрочнением максимум напряжения  $\sigma_y = f(x)$ , рассчитанного по формуле (18), наблюдается при  $x = x_\beta$ . В интервале  $x_\beta \le x \le r$  функция  $\sigma_y(x)$  убывает. Тогда третье уравнение для определения постоянных a, b и c в формуле (12) примет вид (23).

Для доказательства корректности такого подхода были рассчитаны значения интенсивности напряжений  $\sigma_i(x)$  при  $x = x_\beta$  и x = 0 для сталей, указанных в табл. 1. Полученные значения  $\sigma_i(0)$  и  $\sigma_i(x_\beta)$  отличаются друг от друга не более чем на 7 %. Таким образом, в пределах  $0 < x < x_\beta$ , степень упрочнения ферритноперлитных низкопрочных материалов близка к предельной и почти не меняется. Это позволяет применить формулу (22) для определения абсциссы максимума функции  $\sigma_v(x)$ .

$$\left(\frac{d\sigma_{r}}{dx}\right)_{x=x_{\beta}} = -\frac{3}{2\alpha^{2}} \frac{d\alpha}{dx} \sigma_{x} + \left[\frac{3}{2\alpha} - 1\right] \frac{d\sigma_{x}}{dx} + \frac{1}{2\sqrt{\left[\left[\frac{3}{2\alpha} - 1\right]^{2} - 1\right]} \sigma_{x}^{2} + \frac{\sigma_{r}^{2}}{\alpha}} \times \left[\frac{3}{2\alpha^{2}} - 1\right] \frac{d\alpha}{dx} \sigma_{x}^{2} + 2\left[\left[\frac{3}{2\alpha} - 1\right]^{2} - 1\right] \sigma_{x} \frac{d\sigma_{x}}{dx} + 2\frac{\sigma_{r}}{\alpha} \frac{d\sigma_{r}}{dx} - \frac{\sigma_{r}^{2}}{\alpha^{2}} \frac{d\alpha}{dx}\right]_{x=x_{\beta}} = \frac{20.25\epsilon_{f}}{\alpha^{2}} \frac{\ln \epsilon_{f} - \ln \epsilon_{f}}{r} \exp\left(-x_{\beta} \frac{\ln \epsilon_{f} - \ln \epsilon_{f}}{r}\right) \left[\sigma + A\epsilon_{r}^{n}(x_{\beta})(1 - n)\right] x_{\beta}}{\alpha^{2}(x_{\beta})\left(\sigma + A\epsilon_{r}^{n}(x_{\beta})\right)^{2}\left(ax_{\beta}^{2} + bx_{\beta} + c\right)} \times \frac{E(1 - 4\mu + 4\mu^{2})}{\left(3 + 2\phi(x_{\beta})E\right)^{3}} + \frac{1}{2\sqrt{\left[\left(\frac{3}{2\alpha(x_{\beta})} - 1\right)^{2} - 1\right]\left(\frac{x_{\beta}}{ax_{\beta}^{2} + bx_{\beta} + c}\right)^{2} + \frac{\left(\sigma + A\epsilon_{r}^{n}(x_{\beta})\right)^{2}}{\alpha(x_{\beta})}} \times \frac{40.5\left[\frac{3}{2\alpha(x_{\beta})} - 1\right]\epsilon_{f} \frac{\ln \epsilon_{r} - \ln \epsilon_{f}}{r} \exp\left(-x_{\beta} \frac{\ln \epsilon_{f} - \ln \epsilon_{r}}{r}\right)\left[\sigma + A\epsilon_{r}^{n}(x_{\beta})(1 - n)\right]x_{\beta}^{2}}{\alpha^{2}(x_{\beta})\left(\sigma + A\epsilon_{r}^{n}(x_{\beta})\right)^{2}\left(ax_{\beta}^{2} + bx_{\beta} + c\right)^{2}} \times \frac{E(1 - 4\mu + 4\mu^{2})}{\left(3 + 2\phi(x_{\beta})E\right)^{3}} + \left[\frac{3}{2\alpha(x_{\beta})} - 1\right]\frac{c - ax_{\beta}^{2}}{\left(ax_{\beta}^{2} + bx_{\beta} + c\right)^{2}} + 2\left[\left(\frac{3}{2\alpha(x_{\beta})} - 1\right)^{2} - 1\right] \times \frac{x_{\beta}(c - ax_{\beta}^{2})}{\left(ax_{\beta}^{2} + bx_{\beta} + c\right)^{3}} + 2\frac{\sigma + A\epsilon_{r}^{n}(x_{\beta})}{\alpha(x_{\beta})}A\epsilon_{r}^{n-1}(x_{\beta})n\epsilon_{f} \frac{\ln \epsilon_{f} - \ln \epsilon_{f}}{r} \times \frac{\ln \epsilon_{f} - \ln \epsilon_{f}}{r} \times \left(x_{\beta} - ax_{\beta}^{2}\right) + \frac{13.5\epsilon_{f}}{r} \frac{\ln \epsilon_{r} - \ln \epsilon_{f}}{r} \exp\left(-x_{\beta} \frac{\ln \epsilon_{f} - \ln \epsilon_{f}}{r}\right) \times \left(\sigma + A\epsilon_{r}^{n}(x_{\beta})(1 - n)\right] \frac{E(1 - 4\mu + 4\mu^{2})}{\left(3 + 2\phi(x_{\beta})E\right)^{3}} = 0.$$

$$(23)$$

Решение системы уравнений (19), (20), (23) позволило получить константы в выражении (12) для  $\sigma_x$ , следовательно, было получено распределение напряжений  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  в пластической зоне перед вершиной трещины нормаль-

ного 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 исследуемых сталей представлены на рис. 3. Не-

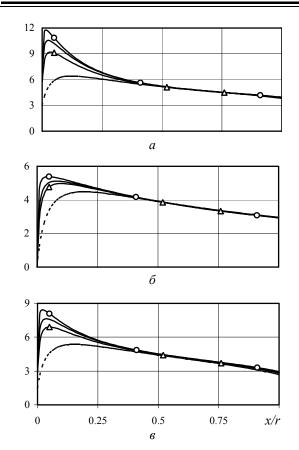


Рис. 3. Распределение напряжений  $\sigma_y/\sigma_{0,2}$  (*a*),  $\sigma_x/\sigma_{0,2}$  (*б*),  $\sigma_z/\sigma_{0,2}$  (*в*) в упругопластической области перед фронтом трещины нормального отрыва для стали 17Г1С-У: (---) – 77 К;  $\Delta$  – 213 К; (——) – 243 К; O – 293 К

которое расхождение значений напряжений  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  на упругопластической границе можно об-

объяснить использованием допущений при построении модели.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Vestergaard, H. M. Bearing Pressures and Cracks // J. Appl. Mech.–1939. 6, № 2. P. 49–53.
- 2. *Ирвин, Дж.* Основы теории роста трещин и разрушения / Дж. Ирвин, П. Парис // Разрушение. М.: Мир, 1976. Т. 3. С. 17–67.
- 3. Rice J.R., Rosengren G.F.J. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material // J. Mech. Phys. Sol. -1968.-16, No 1.-P. 1-12.
- 4. *Красовский, А. Я.* Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов / А. Я. Красовский, В. Н. Красико. Киев: Наукова думка. 1990. –176 с.
- 5. Baron, A. A. The relationship between fracture toughness, stretched zone width and mechanical properties in tensile test // Engng. Fract. Mech. 1994. 49, № 3. P. 445–450.
- 6. J.Doičhák, L.Parilák. Viužitie fraktografie pri hodnoteni procesnej zony //Zkouzky zakladnich mechanickych vlastnosti kovů. Ostrava: ČSVTS. 1988. S. 288–293.
- 7. 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.
- 8. *Малинин, Н. Н.* Прикладная теория пластичности и ползучести / Н. Н. Малинин. М.: Машиностроение. 1968. 400 с.
- 9. Vestergaard H. M. Bearing Pressures and Cracks // J. Appl. Mech.–1939. -6, No 2. P. 49–53.
- 10. *Ирвин, Дж*. Основы теории роста трещин и разрушения / Дж. Ирвин, П. Парис // Разрушение. М.: Мир, 1976. T. 3. C. 17-67.
- 11. *Хилл, Р.* Математическая теория пластичности / Р. Хилл. М.: ГТТЛ, 1956. 407 с.

УДК 620.178+539.37

**А. П. Осипенко** – ст. преподаватель, **А. А. Барон** – д-р техн. наук

# ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЗОНЕ ПОД ОТПЕЧАТКОМ СФЕРИЧЕСКОГО ИНДЕНТОРА

### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail detmash@vstu.ru)

Получено замкнутое аналитическое решение для распределения главных нормальных напряжений в пластической зоне под отпечатком сферического индентора вдоль оси его вдавливания. Разработана методика построения истинных диаграмм растяжения по результатам вдавливания сферы.

*Ключевые слова*: внедрение сферического индентора, напряжённое состояние, истинная диаграмма растяжения.

The theoretical solution was built for normal stresses distribution in the yielding zone under the spherical impression along the axis of loading. The method for tensile true stress-strain curves reconstruction through the results of indentation test was developed and discussed.

*Keywords:* sphere indentation; stress-strain state; true stress-strain curve.

В работе [1] было получено решение о напряженном состоянии материала полупространства вдоль внедрения в него сферического индентора, основанное на частном решении

дифференциального уравнения равновесия и полученном в работе [2] законе распределения интенсивности деформаций. Это решение позволяло строить истинные диаграммы растяже-

ния сталей, ограниченные величиной интенсивности деформации в центре контакта. Последующая проверка точности построения диаграмм растяжения по результатам вдавливания по сравнению с диаграммами, полученными по результатам испытаний на растяжение, показала, что для некоторых сталей расхождение теории и эксперимента в области сосредоточенной пластической деформации могло достигать 30 %. Ниже предлагается дальнейшее развитие решения, позволяющее повысить точность построения истинных диаграмм растяжения по результатам вдавливания.

Внедрение сферического индентора в упругопластическое полупространство сопровождается образованием поверхности контакта (вмятины) в виде шарового сегмента радиусом  $R_{\kappa}$ , радиусом контура a и глубиной t от исходной поверхности (см. рис. 1).

Свободная поверхность вокруг вмятины приподнимается относительно исходной поверхности, формируя так называемый наплыв высотой  $t_{\rm H}$  и шириной  $r_{\rm S}$ . На рис. 1. показана поверхность полупространства при внедрении в него сферического индентора (сплошная линия) и остаточная вмятина после снятия нагрузки (пунктирная линия). Здесь принята цилиндрическая система координат z,  $\theta$ , r с началом на исходной поверхности полупространства. Параметры остаточной вмятины: h – глубина вмятины,  $h_{\rm H}$  – высота наплыва,w – упругое восстановление глубины вмятины,  $a_{\rm B}$  – радиус контура остаточной вмятины.

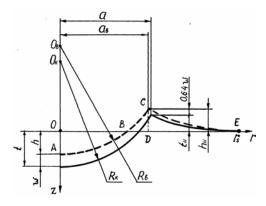


Рис. 1. Поверхность контакта и свободная поверхность полупространства под нагрузкой (сплошные линии) и после снятия нагрузки (пунктирные линии)

Геометрические параметры контакта под нагрузкой и остаточной вмятины рассчитываются согласно решению, приведенному в работе [3].

Примем выражение для напряжений на оси внедрения 0Z в виде

$$\sigma_z = -p_0 \cdot \frac{z}{(z-t) \cdot \left[c_1 \cdot (z-t) + c_2\right] + t},\tag{1}$$

$$\sigma_r = \sigma_z \cdot [1 - \varphi(z)], \tag{2}$$

где  $p_0$  – давление в центре контакта,

$$\phi(z) = \frac{(c_2 - 1) \cdot R_K}{2 \cdot t} \cdot \left(\frac{z_s - z}{z_s - t}\right) - \left(\frac{z - t}{z_s - t}\right) \cdot \frac{1}{\sigma_{zv}}, \quad (3)$$

$$c_{1} = \frac{[t + c_{2} \cdot (z_{s} - t)] \cdot \sigma_{zy} + p_{0} \cdot z_{s}}{\sigma_{zy} \cdot (z_{s} - t)^{2}},$$
 (4)

$$c_2 = 1 + \frac{1750 \cdot h}{R_k \cdot H \Pi},$$
 (5)

$$\sigma_{zy} = p_m \cdot \left[ \frac{z_s^3}{\sqrt{(z_s^3 + a^2)}} - 1 \right],$$
 (6)

среднее давление

$$p_m = \frac{F}{\pi \cdot a^2}. (7)$$

Давление на поверхности контакта определяется согласно [1]

$$p = \overline{p}_A + (p_0 - p_A) \cdot \frac{f(r) - t_H}{t - t_H},$$
 (8)

где  $p_{\rm A}$  –давление на контуре контакта.

$$p_0 = p_m >$$

$$\times \frac{(1+0.5\pi) \cdot A \cdot (t-t_{H})}{(1+0.5\pi)A(t-t_{H}) - (A(t-t_{H})-V)\arcsin(1/R_{k})}, \quad (9)$$

$$p_A = p_0 \cdot \frac{1 + 0.5\pi \cdot \arcsin(1/R_k)}{1 + 0.5\pi}.$$
 (10)

Здесь A и V – площадь проекции контактной поверхности на горизонтальную плоскость и объем вмятины под нагрузкой.

$$A = \pi \cdot a^2, \tag{11}$$

$$V = \frac{\pi}{3} \cdot (t - t_{_{\rm H}})^2 \cdot (3 \cdot R_k - t + t_{_{\rm H}}). \tag{12}$$

Интенсивность напряжений на оси внедрения определяется разностью напряжений  $\sigma_r$  и  $\sigma_z$  или, в соответствии с (6)

$$\sigma_i = -\sigma_z \cdot \psi(z). \tag{13}$$

Диаграммы растяжения, построенные по результатам вдавливания и испытания на растяжение, показаны на рис. 2.

Расчеты показали, что наибольшее расхождение между диаграммами не превышает 10 %.

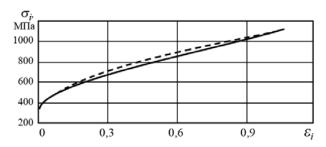


Рис. 2. Диаграммы растяжения для стали 06Г2НАБ, построенные по результатам вдавливания (сплошная линия) и испытаний на растяжение (пунктир):

 $\sigma_{\rm T} = 359 \text{ M}\Pi \text{a}; \ \sigma_{\rm B} = 562 \text{ M}\Pi \text{a}; \ S_{\rm K} = 1128 \text{ M}\Pi \text{a}; \ \varepsilon_{\rm p} = 0,136; \ \varepsilon_{\rm f} = 1,079$ 

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Дрозд, М. С. Аналитическое исследование напряженного состояния при внедрении упругой сферы в упругопластическое полупространство / М. С. Дрозд, А. П. Осипенко // Металловедение и прочность материалов : межвуз. сб. науч. тр. / ВПИ. Волгоград, 1977. Вып. VIII. С. 58–68.
- 2. Дрозд, М. С. Определение механических свойств металла без разрушения / М. С. Дрозд. М.: Металлургия, 1965.-171 с.
- 3. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.

УДК 577.31:616.314

### **В. П. Багмутов** – д-р техн. наук

# О НЕКОТОРЫХ ОСОБЕННОСТЯХ СТРУКТУРНОГО БИОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОДХОДА В ЗАДАЧАХ СТОМАТОЛОГИИ

# Волгоградский государственный технический университет

(E-mail: sopromat@vstu.ru)

В работе предложена структурная биомеханическая модель периодонта зуба с группировкой прямых наклонных волокон на поверхностях прямых круговых конусов, дискретно распределенных по длине корня. Изложены особенности расчета продольных усилий в периодической системе волокон при действии на корень трёх характерных видов нагрузки: продольной, поперечной и крутящего момента относительно оси корня. Введено понятие составного элемента связи между корнем и стенкой альвеолы, позволяющего учитывать переменную жесткость волокна и жесткость альвеолы в месте их соединения.

Показана возможность учета перестройки костной ткани во времени в рамках теории наследственных сред и оценки жёсткости материала элементов биомеханической системы в текущий момент времени.

*Ключевые слова:* биомеханическая модель, структура периодонта, зуб, корень, жесткость материала, усилие в волокне, наследственная среда.

In work the structural biomechanical model of a periodontium of a tooth with grouping of direct inclined fibres on surfaces of the direct circular cones discretely distributed on length of a root is offered. Features of calculation of longitudinal efforts in periodic system of fibres are stated at action on a root of three characteristic kinds of loading: longitudinal, cross-section and a twisting moment concerning a root axis. The concept of a component of communication between a root and a wall of the alveolus is entered, allowing to consider variable rigidity of a fibre and rigidity of an alveolus in a place of their connection.

Possibility of the account of reorganisation of a bone fabric in time within the limits of the theory of hereditary environments and an estimation of rigidity of a material of elements of biomechanical system in time present situation is shown

*Keywords:* biomechanical model, periodontium structure, a tooth, a root, rigidity of a material, effort in a fibre, the hereditary environment.

В работах [1, 2] для расчета ортодонтических систем, ортопедических конструкций и анализа напряженно-деформированного состояния зуба в норме и патологии впервые в стоматологии предложена базовая структурная динамическая модель взаимодействия корня зуба с окружающей костной тканью (далее сокращенно к-ткань) через многоуровневую дискретную систему криволинейных пучков функционально ориентированных волокон. Там же описаны упрощенный вариант структурной модели периодонта с группировкой радиальных волокон в форме плоских дисков на двух уров-

нях по длине корня и методика расчета на ее основе двухопорной ортодонтической системы «опорные зубы — ортодонтическая дуга», корректирующей положение деформированного среднего зуба. Результаты использования данного подхода в стоматологической практике приведены в работе [3].

Ниже рассматриваются некоторые вопросы дальнейшего развития и модификации базовой структурной модели, позволяющие решить прямую задачу определения усилий в пучках волокон (в дальнейшем — волокно диаметром  $d_f$ ) с учетом реальной архитектуры их пространст-

венного расположения в альвеолярной ячейке и возможного изменения физико-механических свойств к-ткани с течением времени.

Для решения поставленных задач здесь используется частный случай геометрической формы волокна базовой структурной модели [1, 2] в виде прямого отрезка с одновременным усложнением структуры и распределения свойств вдоль его оси. В дальнейшем под моделью волокна будем в общем виде понимать модель связи корня зуба или его имитатора (импланта) с окружающей к-тканью.

# 1. Моделирование взаимодействия корня зуба с костной тканью

Учесть в расчете физико-механические свойства к-ткани можно разными способами. Во-первых, через перемещения  $u_k$  места прикрепления волокна к поверхности альвеолы, используя для этого, например, результаты решения контактной задачи о давлении на полупространство распределенной с интенсивностью q нагрузки по круглой площадке диаметром  $d_f$ 

и полагая малость величины  $d_f$  по сравнению с расстоянием на поверхности альвеолы между соседними волокнами на одном уровне. Во-вторых, путем присоединения к волокну, как основному стержню в элементе связи (участок j = 1) с жесткостью  $c_f$ , дополнительного стержня (участок j = 2) с жесткостью  $c_k$ , условно моделирующего область к-ткани локализации контактного взаимодействия с волокном, при  $u_k = u_{kmax}$  в центре контактной площадки. По сути, речь идет о составном элементе связи, один конец которого в альвеоле неподвижен, другой - на корне, как и сечение стыка участков j = 1, 2, подвижен. Заметим, что учет изменения жесткости  $c_f$  по длине волокна можно произвести или непрерывной функцией, или ее кусочно-линейным аналогом путем выделения нескольких участков.

Поскольку жесткость произвольного стержня на растяжение-сжатие — это продольное усилие, отнесенное к приращению длины стержня, будем понимать под  $c_k$  величину равнодействующей нормального контактного давления N, отнесенной к перемещению  $u_k$  сечения стыка двух участков. Тогда

$$N = c_k u_k. (1)$$

Так как величина  $u_k$  не существенно зависит от характера функции q на круглой площадке давления [4], то используя для удобства клас-

сическое решение контактной задачи для полупространства при q = const, имеем

$$c_k = 0.25\pi E_k d_f / (1 - \mu_k^2),$$
 (2)

где  $E_k$ ,  $\mu_k$  — модуль Юнга и коэффициент Пуассона к-ткани, соответственно.

Если диаметр второго участка составного стержня  $d_k$ , то его длина  $\ell_k$  в соответствии с законом Гука, где  $c_k = \pi d_k^2 E_k / 4 \ell_k$ , равна

$$\ell_k = (1 - \mu_k^2) d_k^2 / d_f.$$
 (3)

Заметим, что при достаточном количестве элементов связи и их равномерном распределении вокруг и по длине импланта можно формально моделировать и его взаимодействие с ктканью, особенно при наличии на поверхности импланта пористых биоактивных покрытий, что, очевидно, не исключает расчетов с использованием непрерывной связи в рамках механики сплошных сред.

# 2. Учет эффекта перестройки костной ткани во времени

В процессе воздействия корня зуба или импланта (в том числе и в составе различных стоматологических систем и конструкций) на кткань возможна ее перестройка с участием остеобластов и остокластов. Это, а также другие факторы разной физико-химической и биологической природы, приводят к изменению во времени t физико-механических характеристик и механического поведения к-ткани и элементов связи, что должно находить отражение в определяющих соотношениях биомеханических моделей. Однако, не смотря на важность и актуальность такого рода задач для разных направлений практической стоматологии их решение существенно тормозится отсутствием и систематизацией необходимых экспериментов.

Для их постановки и выяснения качественных, а в ряде случаев количественных закономерностей поведения биомеханических систем при различного рода перестройках к-ткани, целесообразно использовать математический аппарат теории наследственных сред. В основу соотношений, описывающих процессы деформации во времени составного стержня (в том числе ползучесть и релаксацию напряжений), в данной работе на первом этапе с целью упрощения положено дифференциальное уравнение вила

$$A_1 \dot{\varepsilon} + B_1 \varepsilon + C_1 = A_2 \dot{\sigma} + B_2 \sigma + C_2, \tag{4}$$

структуры левой и правой части которого подобны, что несколько упрощает переходы между зависимостями деформаций  $\varepsilon$  и напряжений  $\sigma$  в стержневом элементе от времени t и друг от друга вида

$$\varepsilon = \varepsilon(\sigma, t), \ \sigma = \sigma(\varepsilon, t).$$
 (5)

Точка сверху означает дифференцирование по времени. Параметры  $A_i$ ,  $B_i$ ,  $C_i$  (i=1,2) в общем случае являются функцией времени и определяются для конкретного материала из экспериментов. В тоже время их можно воспринимать как параметры некоторых структурных моделей вязко-упругих сред типа Максвелла, Фойгта, Кельвина (и др.) или их комбинаций, например, при

$$A_1 = En$$
,  $B_1 = H$ ,  $C_1 = 0$ ,  
 $A_2 = n$ ,  $B_2 = 1$ ,  $C_2 = -\sigma_T$ . (6)

Здесь E, H – мгновенный и длительный модуль упругости [5]. Последний – при пренебре-

жении членами  $A_1\dot{\epsilon}$ ,  $A_2\dot{\sigma}$  по сравнению с другими, в (4) n – время релаксации по Максвеллу,  $\sigma_{\tau}$  – предел текучести материала. Если использовать кусочно-линейную аппроксимацию диаграмм деформирования инвариантного во времени материала [5], то уравнение (4) при соотношениях (6) описывает процесс на второй стадии. Первую стадию моделируют выражения (4), (6) при  $C_2$  = 0.

Решение уравнения (4) методом вариации постоянной относительно деформации  $\varepsilon = \varepsilon(\sigma, t)$  выглядит так:

$$\varepsilon = \left( s_1 + \int_0^t f_1(\tau) \exp(\int p_1 d\tau) d\tau \right) \exp(-\int p_1 dt), (7)$$
  
где  $f_1 = \left( A_2 \dot{\sigma} + B_2 \sigma + C_2 - C_1 \right) / A_1; p_1 = B_1 / A_1.$ 

Постоянная интегрирования  $s_1$  имеет вид начальных условий при рассмотрении процесса деформирования с момента t = 0. Тогда решение (7) конкретизируется следующим образом:

$$\varepsilon = \varepsilon \left(\sigma_{1} t\right) = \frac{A_{2}(t)}{A_{1}(t)} \sigma(t) + \left(\varepsilon \left(0\right) - \frac{A_{2}(0)}{A_{1}(0)} \sigma(0)\right) \exp(-\int p_{1}(t) dt) + \\
+ \int_{0}^{t} \sigma(\tau) \cdot \left(\left[B_{2}(\tau) - A_{2}(\tau) p_{1}(\tau) - \dot{A}_{2}(\tau)\right] A_{1}(\tau) + \dot{A}_{1}(\tau) A_{2}(\tau)\right) A_{1}^{-2}(\tau) \times \\
\times \exp\left(\int p_{1}(\tau) d(\tau - t) d(\tau - t) d\tau + \int_{0}^{t} \left[C_{2}(\tau) - C_{1}(\tau)\right] A_{1}^{-1}(\tau) \exp\left(\int p_{1}(\tau) d(\tau - t) d\tau\right) d\tau.$$
(8)

Аналогично в интегральной форме выглядит функция

$$\sigma = \sigma(\varepsilon_1 t) \tag{9}$$

при формальной замене в (8)  $\epsilon$  на  $\sigma$  ( $\sigma$  на  $\epsilon$ ) и использование круговой перестановки индексов 1, 2 во всех величинах (то же и для (7)).

На основе (8) и (9) можно получить выражения, описывающие процессы релаксации напряжений (из (9) при  $\varepsilon$  = const), ползучести (из (8) при  $\sigma$  = const) или разные процессы нагружения, например, с постоянной скоростью w нарастания деформаций при

$$\varepsilon = w \cdot t, \quad w = \text{const}, \tag{10}$$

тогда из (9) 
$$\sigma = (w, t);$$
 (11)

с постоянной скоростью v нарастания напряжений при

$$\sigma = v \cdot t, \quad v = \text{const},$$
 (12)

тогда из (8) 
$$\varepsilon = \varepsilon(v, t),$$
 (13)

также циклические, внезапные и другие нагрузки.

Аналитические выражения

$$\sigma = f(\varepsilon), \quad \varepsilon = f(\sigma)$$
 (14)

для описания кривых деформирования при разных условиях нагружения можно получить из зависимостей типа (11), (13) путем исключения времени с помощью (10), (12).

Диаграммы деформирования, представленные функциями типа (14), позволяют найти для заданной точки ( $\sigma$ ,  $\epsilon$ , t) величину секущего модуля  $E_{\text{сек}}$  и тем самым оценить жесткость кткани на основе (2) или материала другого элемента биомеханической системы в данный момент времени.

# 3. Определение усилий в волокнах периодонта при характерных видах усилий на корне зуба

Базовым (опорным) фрагментом рассматриваемой здесь модели структуры периодонта является периодическая система  $n=n_{\infty}$  волокон одного  $\omega$ -уровня расположения их по длине корня вдоль образующих усеченного прямого кругового корпуса. Радиус его основания (иначе сечения альвеолы) —  $r_a$ ; радиус меньшего сечения конуса (или нормального сечения корня зуба) —  $r_{\kappa}$ ; угол наклона образующей к плоскости меньшего сечения —  $\gamma_{\omega}$ . Расположение во-

локон вокруг продольной оси модели корня и конусов oz отвечает случаю осевой симметрии порядка n. Символ уровня  $\omega$  используется при обозначении величин по необходимости, иногда опускается, но не игнорируется.

Пусть в плоскости xoz лежит пара симметрично наклоненных волокон. Тогда угол  $\alpha_i$ , описываемый против часовой стрелки от xoz определяет расположение другой i-й плоскости с аналогичной парой волокон,  $\alpha_i = 2\pi \big(i-1\big)/n$ ;  $1 \le i \le n$ .

Заметим, что определение усилий в волокнах ω-уровня от нагрузок реактивного характера, действующих на корень зуба или имплант, которые функционируют самостоятельно или в составе определенной стоматологической конструкции, является довольно сложной статически неопределимой задачей. В ней можно выделить, например, в рамках метода сил два уровня статической неопределимости. Первый связан с распределением усилий по волокнам конусов, второй - с распределением реактивных усилий в меньших сечениях конусов по длине корня. Ниже анализируются особенности решения статически неопределимых задач первого уровня при действии на систему волокон конуса трех характерных усилий  $N_x$ ,  $N_z$  вдоль положительных осей ох, ог, соответственно, и крутящего момента  $M_k$  относительно оси oz. Эти усилия могут быть соотнесены к трем характерным видам перемещения зуба, а именно, по терминологии работы [6] к «корпусному» перемещению вдоль ох, «вколачиванию» вдоль ог и повороту относительно этой оси:

1) решение статически неопределимой задачи для волокон конуса  $\omega$ -уровня методом сил и перемещений показало определенные преимущества последнего при выводе итоговых зависимостей для продольных усилий в волокнах  $N_i$ ; вертикальных составляющих реакций  $R_{iz}$ , параллельных оси oz в местах прикрепления волокон к альвеоле; равнодействующей этих реакций  $R_{z\omega}$  вдоль оси oz и линейных перемещений  $u_0$  центра меньшего сечения конуса корня зуба в направлении воздействующего усилия  $N_x$ :

$$N_i = -\operatorname{sign}(\cos \alpha_i) N_x c_i / c_{\omega}; \quad R_{iz} = N_i \sin \gamma_{\omega};$$

$$R_{z\omega} = -\sum_{i=1}^{n_{\omega}} R_{iz}; \ u_0 = N_x / c_{\omega}. \ (15)$$

Здесь отсчет углов  $\alpha_i$ ,  $\gamma_{\omega}$  ведется от положительной оси *ох* соответственно в плоскостях *хоу* и *хог* правой координатной системы.

Положительная ось oz направлена вверх вдоль корня от его верхушки; жесткости i-го волокна и системы волокон  $\omega$ -уровня  $c_i$ ,  $c_\omega$  приведение к оси ox:

$$c_i = c_{fi} \cos \gamma_{\omega} |\cos \alpha_i|; \quad c_{\omega} = \sum_{i=1}^n c_{fi} \cos^2 \alpha_j, \quad (16)$$

где  $c_{fi} = c_{f\omega}$  — жесткость в общем случае составных элементов связи (составных волокон). Если использовать понятие податливости i-го составного стержня  $p_{fi}$  как обратной величины его жесткости при растяжении-сжатии, то

$$c_{fi}^{-1} = \sum_{j=1}^{K} c_{fj}^{-1}; \quad p_{fi} = \sum_{j=1}^{K} p_{fj}; \quad p_{fi} = c_{fi}^{-1},$$
 (17)

где к – количество участков составного элемента связи, так как кроме дополнительного участка с жесткостью  $c_k$  (1) на основном волокне можно выделить несколько участков с разной жесткостью  $\mathcal{C}_{fj}$  при переходе от альвеолы к цементу корня;

2) пусть на корень действует вниз вдоль оси oz усилие  $N_z$ . Тогда для системы  $\Omega$  конусов методом перемещений получаем следующие выражения для оценки продольных усилий  $N_i$  в волокнах  $\omega$ -уровня и вертикального перемещения корня w при  $\gamma_\omega \neq 0$ :

$$N_i = w \cdot c_{f\omega} \cdot \sin \gamma_{\omega},$$

$$w = N_z \left( \sum_{\omega=1}^{\Omega} n_{\omega} c_{f\omega} \sin^2 \gamma_{\omega} - c_{f\Omega+1} \right)^{-1}. \quad (18)$$

Жесткость  $c_{f\Omega+1}$  отвечает вертикальному элементу связи, соответствующему связке апикальных волокон у верхушки корня. Отсчет уровней  $\omega$  можно вести сверху-вниз.

Реактивное усилие  $R_{z\omega}$  между сечениями  $\omega$ -и  $\omega$  + 1-уровней определится из уравнения равновесия  $\omega$  конуса:

$$R_{z\omega} = w \cdot \left( \sum_{j=\omega+1}^{\Omega} n_j c_{f\omega} \sin^2 \gamma_{\omega} - c_{f\Omega+1} \right). \tag{19}$$

Заметим, что при  $\gamma_{\omega}=0$  расчет продольного усилия  $N_i$  нужно вести по деформированному состоянию с использованием итерационной схемы определения текущего угла  $\gamma$  отклонения волокон от плоскости сечения корня xоу. Например, если на систему  $n_{\omega}$  волокон длиною  $\ell_{\omega}=r_a-r_k$  действует по оси oz вертикальная нагрузка  $f_{z\omega}$ , то из итерационной схемы

$$\gamma = \arcsin(tg\gamma - f_{z\omega} \left( n_{\omega} \ell_{\omega} c_{f\omega} \right)^{-1}) \tag{20}$$

находится угол  $\gamma$ , по которому определяются усилия  $N_i$  и вертикальное перемещение w:

$$N_i = f_{z_{\omega}} (n_{\omega} \sin \gamma)^{-1}, \quad w = \ell_{\omega} tg\gamma; \tag{21}$$

3) если на конус волокон  $\omega$ -уровня действует крутящий момент  $M_k$ , то для определения продольного усилия в волокнах  $N_i$  также приходится вести расчет по деформированному состоянию. В этом случае при повороте корня на угол  $\phi$  жесткости системы волокон при кручении  $c_{\phi} = M_k / \phi$  и волокна на растяжениесжатие  $c_{fw}$  связаны следующим образом:

$$c_{\omega} = c_{f\omega} \cdot n_{\omega} r_k^2 \operatorname{tg} \varphi / \varphi. \tag{22}$$

Так как касательная к контуру сечения корня нагрузка  $N_t = M_k / n_\omega r_k$ , то для малых углов поворота  $\phi \approx \text{tg}\phi$  и с учетом (22)  $N_t = r_k \phi \, c_{f\omega}$ . Если ввести угол  $\beta$  между исходной и повернутой плоскостями расположения наклонного волокна длиною  $\ell_\omega$ , то для малых углов  $\phi$   $N_t = N_t \sin \beta \approx N_t \cdot \beta, \; \beta \approx r_k \phi / \ell_\omega$ ,

$$N_{i} = M_{k}^{2} \left( n_{\omega}^{2} r_{k}^{2} \ell_{\omega} c_{f\omega} \right)^{-1}.$$
 (23)

Решение статически неопределимых задач второго уровня сложности на основе структур-

ных биомеханических моделей связано с анализом конкретных стоматологических систем и конструкций и здесь не рассматривается.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Багмутов, В. П. Биомеханическая дискретная модель системы зуб-периодонт в альвеоле / В. П. Багмутов // Прогрессивные технологии в обучении и производстве : материалы IV Всероссийской конференции, г. Камышин, 18–20 октября 2006 г. В 4 т. Т. 1. Волгоград, 2006. С. 11–17.
- 2. Багмутов, В. П. Биомеханический подход к моделированию поведения системы коррекции положения аномально расположенного зуба / В. П. Багмутов // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст., № 3(29) / ВолгГТУ. Волгоград, 2007. (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 1). С. 116—123.
- 3. Биомеханическое обоснование комплексного лечения взрослых пациентов с аномалиями и деформациями зубных рядов / Т. Ф. Данилина, В. П. Багмутов, В. Г. Коноваленко, Е. В. Данилина // Клиническая стоматология. 2008. № 4. C. 60—65.
- 4. *Безухов, Н. И.* Основы теории упругости, пластичности и ползучести / Н. И. Безухов. М.: Высшая школа, 1961. 537 с.
- 5. *Рэканицын, А. Р.* Теория ползучести / А. Р. Ржаницын. М.: Стройиздат, 1968. 416 с.
- 6. Тугарин, В. А. Современная несъемная ортопедическая техника Эджуайс / В. А. Тугарин, Л. С. Персин, А. Ю. Порохин. М., 1996. 220 с.

УДК 620.172.24

**В. П. Багмутов** – д-р техн. наук., **В. И. Водопьянов** – канд. техн. наук, **О. В. Кондратьев** – канд. техн. наук., **А. И. Горунов** – аспирант

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ СОПРОТИВЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ С КОЛЬЦЕВЫМ НАДРЕЗОМ

### Волгоградский государственный технический университет

(E-mail: sopromat@vstu.ru)

Изучены закономерности диаграмм растяжения цилиндрических образцов гладких и с кольцевым надрезом различной остроты. Радиус R кривизны в вершине надреза варьировали в пределах от 50 до 0,5 мм. Материал образца — сталь 35. Установлено, что применение анализа напряженного состояния, полученного для шейки растягиваемого образца, позволяет описать единым образом сопротивление деформированию кривых деформирования образцов с концентратором. Оценено влияние трехосного напряженного состояния на предельную пластичность.

Ключевые слова: предельная пластичность, пластическая деформация, концентратор.

Laws of diagrams of a stretching of cylindrical samples smooth and with a ring cut of a various acuteness are studied. Radius of curvature R at the vertex of Incision ranged from 50 to 0,5 mm. A material of the sample – a steel 35. It was revealed that the analysis of stress state obtained for the neck stretched sample, allows us to describe in a unified manner the resistance to deformation curves of deformation of specimens with concentrator. Influence of the triaxial tense state shows up in diminishing of maximum plasticity.

Keywords: maximum plasticity, plastic deformation, concentrator.

В большинстве случаев надежность работы изделий связана с концентрацией напряжений, вызываемой резким изменением геометрической формы. Разработка методов прогнозирова-

ния прочности конструкций при наличии концентраторов является важной задачей [1]. Оценка влияния концентраторов на механические свойства сплавов в широком интервале деформаций важна для расчета напряжений и деформаций при пластическом деформировании, в вершине трещины [2] при обработке металлов давлением [3], для исследования механизма сопротивления деформированию и (др.) [4].

В данной работе изучено влияние напряжённого состояния, формируемого в растягиваемом образце с кольцевым надрезом, на истинные диаграммы деформирования и величину предельных напряжений и деформаций.

Испытания выполнены на гладких пятикратных цилиндрических образцах и образцах с кольцевым концентратором напряжений, изготовленных из прутка стали 35 в состоянии поставки. Радиус R кривизны контура концентратора в минимальном сечении составлял 50, 20, 10, 5, 2,5, 1 и 0,5 мм. Отношение минимального диаметра d к исходному D задавали равным 0.7, что обеспечивало протекание пластических деформаций по всему минимальному сечению (полномасштабная текучесть) при  $0.14 \le d$ /R ≤ 3,75. Растяжение образцов проводили на испытательной установке УМЭ-10ТМ с механическим приводом. Скорость перемещения захвата при испытании гладких образцов составляла 5 мм/мин, образцов с концентратором – 0,5 мм/мин, что обеспечивало близкие скорости деформации гладких и надрезанных образцов. В процессе испытаний записывали диаграмму «нагрузка – перемещение захвата». Установку периодически разгружали для контроля минимального диаметра d и радиуса R на инструментальном микроскопе БМИ-1Ц с точностью 0,001 mm.

При растяжении гладкого цилиндрического образца до образования шейки радиальное и окружное напряжения отсутствуют (т. е.  $\sigma_r = \sigma_\theta = 0$ ), так что среднее истинное напряжение  $\overline{S}$  равно интенсивности напряжений  $\sigma_i$ . На стадии шейкообразования связь между средним истинным напряжениям  $\overline{S}$  и  $\sigma_i$  через геометрические параметры шейки может быть выражена в виде [5, 6]

$$\sigma_i = \overline{S}/n, \tag{1}$$

где  $n = (1 + 4R/d)[\ln(1 + d/4R)]$  – коэффициент приведения напряжений, учитывающий трехосность напряженного состояния в шейке образца.

Жесткость сложного напряженного состояния, формируемого в зоне концентратора, оценивалась параметром жесткости η [7]

$$\eta = \sigma_0 / \sigma_i \,, \tag{2}$$

где  $\sigma_0 = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$  – среднее (гидростатическое) напряжение. Расчеты напряжений и предельной логарифмической деформации e проводили в соответствии с [5]:

$$e = 2\ln(d/d_i), \tag{3}$$

где d и  $d_i$  – исходный и текущий диаметр образца соответственно.

Диаграммы деформаций гладких и надрезанных образцов представлены на рис. 1. Диаграмма растяжения гладких образцов (кривая *I*) построена на основании осреднения результатов испытаний трех образцов и аппроксимирована степенной функцией

$$\sigma_i = S_0 e^m, \tag{4}$$

где  $S_0 = \sigma_i$  при е = 1; m — параметр деформационного упрочнения. Здесь  $S_0 = 975$  МПа, m = 0.25. Квадрат смешанной корреляции  $R^2 = 0.99$ .

Диаграммы растяжения для образцов с кольцевыми концентраторами  $\overline{S} = \overline{S}(e)$  (кривые 2–8, рис. 1) располагаются выше диаграммы растяжения гладких образцов (кривая I). Сложное напряженное состояние, формируемое в зоне концентратора, приводит к повышению среднего растягивающего напряжения  $\overline{S}^{\kappa}$ . Из общей картины выделяются кривые деформаций 7 и  $\delta$ , что будет обсуждаться ниже.

Математическая обработка экспериментальных данных показала, что с высокой степенью корреляции ( $R^2 > 0.98$ ) диаграммы растяжения образцов с концентраторами описываются функциями, аналогичными (4) и сопровождаются символом «К»

$$\overline{S}^{\kappa} = S_0^{\kappa} e^{m^k} \tag{5}$$

Изменение параметров прочности  $S_0^{\kappa}$  и деформационного упрочнения  $m^{\kappa}$  для образцов с различными параметрами концентраторов d/R приведены на рис. 2. Параметр  $m^{\kappa}$  в области d/R < 3,75, обеспечивающей полномасштабную пластическую деформацию по всему сечению, остается практически постоянным, в то время как параметр прочности  $S_0^{\kappa}$  в этом интервале интенсивно возрастает.

При значениях  $d/R \ge 3,75$  величина  $m^{\kappa}$  снижается, а скорость роста  $S_0^{\kappa}$  начинает замедляться, а затем уменьшается и по абсолютной величине. Изменение параметров m и  $S_0^{\kappa}$  при значениях d/R > 3,75 не может быть описано в рамках полномасштабной текучести, так в этом случае трещина зарождается в приповерхностных слоях концентратора и распространяется к центру минимального сечения [8].

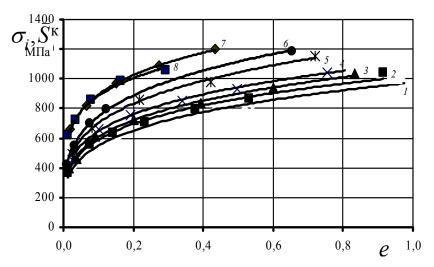


Рис. 1. Диаграммы растяжения стали 35:

I – интенсивность напряжений  $\sigma_i = \sigma_i(e)$  для гладких образцов; 2–8 истинные напряжения  $\overline{S}^{\kappa} = \overline{S}^{\kappa}(e)$  для образцов с исходным радиусом R при вершине концентратора, соответственно: 2 - 50 мм; 3 - 20 мм; 4 - 10 мм; 5 - 5 мм; 6 - 2.5 мм; 7 - 1 мм; 8 - 0.5 мм

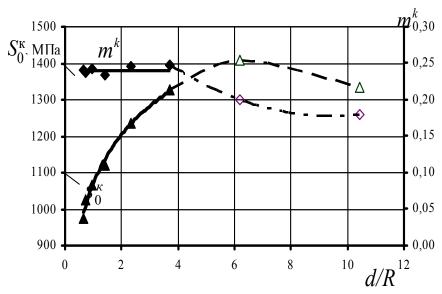


Рис. 2. Изменение параметра прочности  $S_0^{\kappa}$  и параметра деформационного упрочнения m стали 35 в зависимости от отношения d/R

На рис. 3 приведена рассчитанная на основе выражения (2) кривая изменения коэффициента η из [5]:

$$\eta = \frac{1}{3} + \ln\left(1 + \frac{d}{4R}\right),\tag{6}$$

а точки отражают экспериментальные значения, полученные в настоящей работе следующим образом [9]. Отклонение от расчетных данных наблюдается лишь у образцов с отношением радиуса кривизны при вершине R к минимальному диаметру, большим 3,75 (т. е. для кривых 7 и 8 на рис. 1).

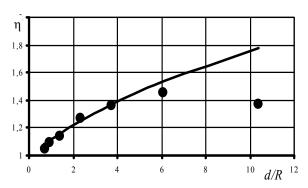


Рис. 3. Изменение коэффициента приведения напряжений η, учитывающего трехосность напряженного состояния: линия – расчет [5]; точки – эксперимент

Таким образом установлено, что возможно применение анализа напряженного состояния, полученного в шейке растягиваемого образца [5, 6], для искусственного концентратора типа кольцевого надреза до значений, не превышающих d/R = 3,75.

На рис. 4 приведена диаграмма деформирования гладкого образца  $\sigma_i = \sigma_i(e)$ . Здесь же точками представлены результаты испытаний образцов с кольцевыми концентраторами, рассчитанные в соответствии с (2) и с учетом [9]. Видно, что все экспериментальные точки, полученные при испытании образцов с кольцевыми концентраторами, ложатся на единую

кривую деформирования, полученную при испытании гладкого образца. Стрелками отмечены предельные значения деформации в момент разрушения для образцов, радиус *R* при вершине концентратора которых указан рядом со стрелкой. Видно, что чем меньше величина *R*, тем меньше предельная деформация. Жесткость напряженного состояния возрастает с увеличением остроты надреза, т. е. с уменьшением *R* (см. рис. 3). Следовательно, чем выше жесткость напряженного состояния, тем меньше предельная продольная деформация, проявляющая себя «укорочением» единой диаграммы деформирования.

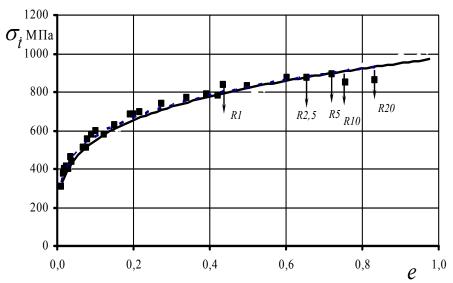


Рис. 4. Рассчитанная в соответствии с [5] единая кривая деформирования при растяжении гладких образцов из стали 35 (сплошная линия), экспериментальные значения интенсивностей напряжений для образцов с концентраторами (точки). Стрелками отмечена предельная пластическая деформация образцов, радиус при вершине которых указан у стрелки

Таким образом показано, что истинные диаграммы растяжения образцов из стали 35 с кольцевым концентратором напряжений аппроксимируются степенными функциями, причем в зависимости от геометрии надреза выделяются две области, характеризующиеся различными закономерностями изменения параметров этих функций: до критического значения концентратора диаграммы деформирования могут быть описаны степенными функциями с одинаковым для всех кривых коэффициентом деформационного упрочнения m и возрастающим параметром упрочнения  $S_0^\kappa$ .

Выявлено, что напряженное состояние в минимальном сечении концентратора при пластических деформациях вплоть до разрушения, рассчитанных по формулам, полученным для

минимального сечения шейки растягиваемого образца [5], хорошо согласуется с экспериментом только в области полномасштабной текучести. В этой же области предельные деформации уменьшаются с ростом жесткости напряженного состояния, что проявляется в укорочении (обрыве) единых диаграмм деформирования. При значениях d/R, больших критического, механизм разрушения меняется и применение анализа [5] является необоснованным.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Махутов, Н. А.* Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность / Н. А. Махутов. М.: Машиностроение, 1981. 272 с.
- 2. *Пестриков, В. М.* Механика разрушения твердых тел: курс лекций / В. М. Пестриков, Е. М. Морозов. СПб. : Профессия, 2002. 320 с.

- 3. *Сторожев, М. В.* Теория обработки металлов давлением / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. М.: Машиностроение, 1977.-423 с.
- 4. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / В. И. Трефилов [и др.]. Киев : Наукова думка, 1989. 256 с.
- 5. *Бриджмен, П.* Исследование больших пластических деформаций и разрыва / П. Бриджмен. М.: И. Л., 1955. 414 с.
- 6. Давиденков, Н. Н. Анализ напряженного состояния в шейке растянутого образца / Н. Н. Давиденков, Н. И. Спиридонова // Заводская лаборатория. 1945. Т. XI, вып. 6. С. 583—593.
- 7. Смирнов-Аляев,  $\Gamma$ . А. Сопротивление материалов пластическому деформированию /  $\Gamma$ . А. Смирнов-Аляев. М.-Л.: Машгиз, 1961.-164 с.
- 8. Водопьянов, В. И. Влияние концентрации напряжений на прочность и пластичность конструкционных материалов / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев // Проблемы прочности. -1991. -№ 3. C. 74-77.
- 9. *Багмутов*, *В. П.* Об упругопластическом поведении слоисто-волокнистого материала / В. П. Багмутов // Проблемы прочности. 1982. № 10. С. 96—101.

УДК 621.64

# **В. П. Багмутов**\* – д-р техн. наук, **В. Н. Тышкевич\*\*** – канд. техн. наук

## ОБЗОР МЕТОДОВ И ПРОГРАММ РАСЧЕТА ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ

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

(e-mail: sopromat@vstu.ru)

Представлен обзор состояния исследований по расчету трубопроводов на прочность и жесткость. Анализируются методы расчета статически неопределимых систем. Рассмотрены отечественные и зарубежные компьютерные программы расчета трубопроводов.

*Ключевые слова*: трубопроводная система, статически неопределимая система, метод расчета, программа расчета, прочность, жесткость.

We present here a review of a condition of researches by calculation of pipelines on strength and rigidity. We analyze the methods of calculation of statically indefinable systems. We consider domestic and foreign computer programs of calculation of pipelines.

*Keywords:* Pipeline system, statically indefinable system, method of calculation, the program of calculation, strength, rigidity.

Трубопроводы различного назначения применяются практически во всех отраслях народного хозяйства. Они являются неотъемлемой частью конструкций современной техники. Основное назначение трубопроводов — транспортировка жидких и газообразных сред. Надежность и безотказность трубопроводов в решающей степени определяют работоспособность конструкции в целом, поэтому расчету трубопроводов на прочность и жесткость уделяется большое внимание.

Обзоры состояния исследований, включая и существующие программные средства, содержатся в работах [1–8]. В работе [2] представлен обзор состояния исследований по динамике и устойчивости труб, проводящих жидкость; рассмотрено взаимодействие труб с невозмущенным и пульсационным внутренними потоками.

Трубопроводы представляют собой обычно многократно статически неопределимые системы нерегулярной структуры. Поэтому определение внутренних усилий, возникающих в них под действием внешних возмущений, связано в первую очередь с раскрытием их статической

неопределимости. Основными методами, применяемыми на этом этапе расчета, являются метод сил и метод перемещений. Возможно также использование смешанного метода.

Статическую неопределимость простых участков трубопроводов (имеющих не более двух опор) удобно раскрывать методом сил, в котором за лишние неизвестные принимаются усилия. Метод сил стал основой расчетов трубопроводов «вручную». Это направление исследований нашло отражение в монографии Э. Л. Аксельрада и В. П. Ильина [9], справочных книгах фирмы «Келлог» [10] и А. Г. Камерштейна, В. В. Рождественского и М. Н. Ручимского [11]. Вопросы алгоритмизации метода сил рассмотрены в монографии [4].

Вариант метода сил, основанный на применении теоремы Кастильяно, имеет большее распространение в зарубежной практике проектирования трубопроводов. В книге Л. Я. Григорьева [12] раскрытие статической неопределимости при помощи теоремы Кастильяно рекомендуется проектировщикам в более приспособленном к применению ЭВМ виде.

Статическую неопределимость сложных трубопроводов удобнее раскрывать методом перемещений. Лишними неизвестными в этом методе являются перемещения узлов. Для уменьшения числа неизвестных для сложных трубопроводов с большим числом узлов используют смешанный метод, в котором лишними неизвестными являются и усилия, и перемещения узлов. Особенности расчетов трубопроводов методом перемещений рассматриваются в книге А. А. Волошина [13].

Применение метода сил и смешанного метода требуют особого внимания к выбору основной системы, причем выбор строго индивидуален. Разрешающая система алгебраических уравнений имеет плотно заполненную матрицу коэффициентов. Эти особенности требуют от расчетчика высокой квалификации, существенно снижают возможности автоматизации расчетов, увеличивают их трудоемкость.

Расчеты методом перемещений сводятся к решению системы линейных алгебраических уравнений обычно более высокого порядка, чем при расчете методом сил. Тем не менее, матрицы коэффициентов получаются разреженными и имеют ленточную структуру, что удобно для расчета на ЭВМ. Не менее важным является и то, что вид основной системы метода перемещений не зависит от индивидуальных особенностей, что позволяет автоматизировать ее выбор. Поэтому метод перемещений становится основным методом расчета статически неопределимых систем с использованием ЭВМ.

Метод перемещений – это и основа метода конечных элементов (МКЭ). На базе МКЭ в перемещениях разработан ряд комплексов программ расчета и проектирования трубопроводов на ЭВМ. Одной из первых появилась программа АСТРА [14], созданная под руководством Д. Л. Костовецкого в ЦКТИ им. И. И. Ползунова. К достоинствам программы следует отнести сочетание метода перемещений с вычислительной схемой метода начальных параметров. Решение задачи на двух уровнях снижает порядок разрешающих уравнений, что особенно эффективно для расчёта разветвленных пространственных систем. Вместе с тем отмечается слабая устойчивость метода начальных параметров к ошибкам округления (арифметическим ошибкам), что значительное снижает точность вычислений, особенно при наличии в конструкции промежуточных опор большой жесткости. Трудности появляются и

при расчете конструкций с замкнутыми контурами. Современная версия программного комплекса АСТРА приведена в работе А. М. Белостоцкого [15].

Отмеченных недостатков лишена двухуровневая схема статической конденсации решения (суперэлементов). Такая схема вычислений реализована Ю. А. Куликовым, И. В. Стасенко в программном комплексе ASCP [16, 17]. На основе этой схемы разработаны эффективные алгоритмы решения монтажных задач [18], а также связанных задач с односторонними связями, зазорами и трением в опорах скольжения [2]. Программный комплекс позволяет определять собственные частоты и формы колебаний, рассчитывать трубопроводы из армированных пластиков, разрабатывать структуры пакетов слоев и схемы армирования, обладающие размеростабильными свойствами.

В книгах И. В. Стасенко [19, 20] МКЭ в перемещениях применяется для термоупругих расчетов трубопроводов. Представляются методики расчетов труб и трубопроводов из пластмасс. Исследуются процессы неустановившейся и установившейся ползучести.

Отметим программы CANPIPE (Е. М. Синицин), START (В. Я. Магалиф) [4], а также зарубежные разработки [21, 22].

Коммерческие универсальные компьютерные программы, реализующие МКЭ для прочностного анализа конструкций [23–27], представлены на рынке с 70-х годов XX века.

В начале XXI века В. Е. Селезневым, В. В. Алешиным, С. Н. Пряловым создана компьютерная система «Alfargus» [28]. Одна из функций этой системы — проведение поверочных прочностных и газодинамических (гидравлических) расчетов трубопроводной сети при проектировании и строительстве новых трубопроводов. Предшественниками данной системы являются вычислительная технология «PipEst», программно-математический комплекс «CorNet» и компьютерная аналитическая система «AMADEUS», ранее разработанные тем же авторским коллективом [29–35], что и «Alfargus».

При разработке вычислительной технологии «PipEst» и подсистемы «Alfargus/Structural Analysis» в качестве средств моделирования напряженно-деформированного состояния (НДС) трубопроводных конструкций использовались, в основном, комплексы ANSYS, LS-DYNA. Для удобства практического использования интерфейс пользователя вычислительной технологии

«РірЕst», начиная с 2002 года, «встраивался» в командное меню графической оболочки программы ANSYS [31, 34]. Технология «РірЕst» позволяет использовать в качестве средства моделирования НДС трубопроводов любую другую универсальную МКЭ-программу, обладающую требуемым набором функциональных возможностей, либо открытой архитектурой для дополнения необходимых модулей. Все указанные коммерческие программные продукты обладают данными возможностями и могут быть успешно использованы в качестве «решателей». Сравнение возможностей программ ANSYS и ABAQUS в области моделирования трубопроводных систем можно найти в [32, 33].

Согласно разработанным алгоритмам [29, 31, 34], задача анализа НДС сложной трубопроводной системы решается поэтапно, с применением более сложных моделей на последующих этапах.

На первом этапе задача решается в балочном приближении. Вся рассматриваемая трехмерная трубопроводная конструкция моделируется КЭ в виде прямолинейных и криволинейных балок кольцевого поперечного сечения. На данном этапе учитываются все нагрузки, существенно влияющие на общее НДС трубопровода, и нелинейное взаимодействие грунта и подземных участков трубопроводов. Расчеты, проводимые на первом этапе, являются оценочными и служат для определения общей картины НДС трубопроводных конструкций, выявления наиболее нагруженных участков и определения силовых (силы и моменты) и кинематических (смещения и углы поворота) характеристик, действующих на границах выявленных участков.

На втором этапе расчеты НДС наиболее нагруженных участков проводятся с использование оболочечных КЭ-моделей трубопроводов. Все трубопроводы, входящие в анализируемый на этом этапе участок, рассматриваются как трехмерные тонкостенные оболочки и аппроксимируются оболочечными КЭ. В результате расчетов на втором этапе моделирования пользователь получает трехмерную картину распределения НДС трубопроводной конструкции (тензоры напряжений и деформаций определяются для внутренней, срединной и наружной поверхностей оболочки) с учетом всех действующих на нее эксплуатационных нагрузок.

На третьем этапе вычислительной технологии с использованием объемных КЭ-моделей

определяется НДС в зонах краевых эффектов — в местах жесткого крепления трубопроводов, резкого изменения формы (например, в области тройниковых соединений или локальных дефектов стенок трубы). Граничные условия в виде перемещений узловых точек задаются по периметру объемной КЭ-модели. Они формируются по результатам анализа оболочечной КЭ-модели на предыдущем этапе.

Особенности работы пользователя с автоматизированными процедурами всех этапов рассмотрены в работах [34, 35].

Все рассмотренные программы реализуют схему проверочного расчета трубопроводов на прочность и жесткость.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Антикайн, П. А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов / П. А. Антикайн. М.: Энергоатомиздат, 1990. 368 с.
- 2. Куликов, Ю. А. Статика, динамика и прочность трубопроводов: Обзор современного состояния исследований / Ю. А. Куликов, Ю. В. Лоскутов; Марийск. гос. техн. ун-т. Йошкар-Ола, 1997. 42 с. Деп. рук. ВИНИТИ; № 1218-B97.
- 3. *Куликов, Ю. А.* Механика трубопроводов из армированных пластиков / Ю. А. Куликов, Ю. В. Лоскутов : моногр. Йошкар-Ола: МарГТУ, 2004. 156 с.
- 4. *Магалиф, В. Я.* Расчеты трубопроводов на вычислительных машинах / В. Я. Магалиф, Л. С. Якобсон. М.: Энергия, 1969. 295 с.
- 5. Обеспечение прочности технологических трубопроводных систем / А. З. Миркин [и др.] // Обзорная информация. – М.: Изд-во ЦНИИТЭ-нефтехим, 1988. – Вып. 2. – 56 с.
- 6. *Миркин, А. 3.* Трубопроводные системы: Расчет и автоматизированное проектирование: справ. / А. 3. Миркин, В. В. Усиньш. М.: Химия, 1991. 256 с.
- 7. Расчет и конструирование трубопроводов : справ. Пособие / Б. В. Зверьков [и др.] ; под ред. Б. В. Зверькова. Л.: Машиностроение, 1979. 246 с.
- 8. A handbook of finite element systems / Edit. Brebbia C.A. Southampton: CML Publ., 1981. 490 p.
- 9. Аксельрад, Э. Л. Расчет трубопроводов / Э. Л. Аксельрад, В. П. Ильин. Л.: Машиностроение, 1972. 239 с.
- 10. Расчет и проектирование систем трубопроводов : справочная книга фирмы «Келлог». М.: Гостоптехиздат, 1961.-474 с.
- 11. *Камерштейн, А. Г.* Расчет трубопроводов на прочность: справочная книга / А. Г. Камерштейн, В. В. Рождественский, М. Н. Ручимский. М.: Недра, 1969. 440 с.
- 12. *Григорьев, Л. Я.* Самокомпенсация, вибрация и сотрясения трубопроводов / Л. Я. Григорьев. Л.: Энергоатомиздат. Ленингр. отд., 1985. 160 с.
- 13. *Волошин, А. А.* Расчет на прочность трубопроводов судовых энергетических установок / А. А. Волошин. Л.: Судостроение, 1967. 298 с.
- 14. *Костовецкий, Д. Л.* Прочность трубопроводных систем энергетических установок / Д. Л. Костовецкий. Л.: Энергия, 1973. 264 с.

- 15. Расчетное обоснование прочности трубопроводных систем атомных электростанций на стадии их проектирования (опыт разработки и использования программно-алгоритмического комплекса) / А. Белостоцкий [и др.] // Энергетика. 1991. № 3. С. 82–91.
- 16. *Куликов, Ю. А.* Жидкостные трубопроводы: Численное исследование напряженно-деформированного состояния, индуцированного стационарным внутренним потоком / Ю. А. Куликов // Расчеты на прочность (М.). 1993. Вып. 33. С. 119–131.
- 17. *Куликов, Ю. А.* Вычислительная система расчетов на прочность пространственных трубопроводов / Ю. А. Куликов, И. В. Стасенко // Расчеты на прочность (М.). 1983. Вып. 24. С. 53–61.
- 18. *Куликов, Ю. А.* Дискретизация пространственных опор и расчет монтажных напряжений в трубопроводах / Ю. А. Куликов // Изв. вузов. Машиностроение. 1985. № 7. С. 3—6.
- 19. *Миненков, Б. В.* Прочность деталей из пластмасс / Б. В. Миненков, И. В. Стасенко. М.: Машиностроение, 1977. 264 с.
- 20. *Стасенко, И. В.* Расчет трубопроводов на ползучесть / И. В. Стасенко. М.: Машиностроение, 1986. 256 с.
- 21. *Бисконти, Н.* Исследование трубопроводов атомных реакторов / Н. Бисконти, Л. Лаззери, П. П. Стропа // Механика. Новое в зарубежной науке: сб. ст. М.: Мир, 1980. Вып. 24: Расчет напряженного состояния сосудов. С. 172–186.
- 22. *Bietenbeck, F.* Kostengunstige und anwenderfreundliche rohrleitungs berechnung mit microcomputern / F. Bietenbeck // 3R. Int., 1987. V.26, № 2. S. 102–106.
- 23. Theory Reference for ANSYS and ANSYS Workbench, Release 11.0: Documentation for ANSYS. ANSYS, Inc., USA, 2007. 1462 p.
- 24. *Hallquist, J. O.* LS-DYNA Theory Manual / J. O. Hallquist. Livermore Software Technology Corporation, USA, 2006. 680 p.

- 25. MSC.NASTRAN 2004 Reference Manual. MSC.Software Corporation USA, 2004. 880 p.
- 26. ABAQUS Theory Manual. ABAQUS Version 6.5 Documentation. ABAQUS, Inc., USA, 2004. 13 Vols.
- 27. MSC.MARS Theory and User Information. Version 2003. MSC. Software Corporation USA, 2003. Vols.
- 28. Селезнев, В. Е. Математическое моделирование трубопроводных сетей и систем каналов: методы, модели и алгоритмы / В. Е. Селезнев, В. В. Алешин, С. Н. Прялов; под ред. В. Е. Селезнева. М.: МАКС Пресс, 2007. 695 с.
- 29. Селезнев, В. Е. Методы и технологии численного моделирования газопроводных систем / В. Е. Селезнев, В. В. Алешин, Г. С. Клишин; под ред. В. Е. Селезнева. 2-е изд., перераб. М.: КомКнига, 2005. 328 с.
- 30. Численный анализ и оптимизация газодинамических режимов транспорта природного газа / В. Е. Селезнев [и др.]; под ред. В. Е. Селезнева. М.: Едиториал УРСС, 2003. 224 с.
- 31. Численный анализ прочности подземных трубопроводов / В. В. Алешин [и др.]; под ред. В. В. Алешина и В. Е. Селезнева. М.: Едиториал УРСС, 2003. 320 с.
- 32. Численный анализ пожарной опасности магистральных газопроводов / В. Е. Селезнев [и др.]; под ред. В. Е. Селезнева. М.: Едиториал УРСС, 2004. 328 с.
- 33. Numerical simulation of gas pipeline networks: theory, computational implementation, and industrial applications / V. E. Seleznev [et al]; ed. by V.E. Seleznev. Moscow: KomKniga, 2005. 720 p.
- 34. Селезнев, В. Е. Основы численного моделирования магистральных трубопроводов / В. Е. Селезнев, В. В. Алешин, С. Н. Прялов ; под ред. В. Е. Селезнева. М.: Ком-Книга, 2005.-496 с.
- 35. Селезнев, В. Е. Современные компьютерные тренажеры в трубопроводном транспорте: математические модели и практическое применение / В. Е. Селезнев, В. В. Алешин, С. Н. Прялов; под ред. В. Е. Селезнева. М.: МАКС Пресс, 2007. 200 с.

УДК 621.64

**В. П. Багмутов**\* – д-р техн. наук, **В. Н. Тышкевич\*\*** – канд. техн. наук, **В. Б. Светличная\*\*** – канд. техн. наук

# ОБЩАЯ СХЕМА РАЦИОНАЛЬНОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ

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

(e-mail: sopromat@vstu.ru)

Рассматривается общая блок-схема определения оптимальных углов армирования трубопроводов из армированных пластиков при статическом и малоцикловом нагружении. Предлагается феноменологический подход к оценке несущей способности труб.

*Ключевые слова:* трубопровод, армированный пластик, оптимальное армирование, прочность, статическое нагружение, малоцикловое нагружение.

We consider the general block diagram of definition of optimum corners of reinforcing of pipelines from reinforced plastics under static and low-cycle loading. We suggest the phenomenological approach to estimate the carrying capacity of pipes.

Keywords: the pipeline, the reinforced plastic, optimum reinforcing, strength, static loading, low-cycle loading.

В настоящее время в мире производится более 200 тысяч тонн труб из армированных пластиков (АП) в год [1]. Трубопроводы из АП

применяются в различных отраслях, но их основные достоинства – высокие удельные прочность и жесткость – особенно важны для кон-

струкций, критерием оптимизации которых является масса конструкции. Это, в первую очередь, – авиационная и космическая техника.

Трубопроводы представляют собой обычно многократно статически неопределимые системы нерегулярной структуры. Сложившаяся практика расчета трубопроводов на прочность включает два этапа. На первом этапе выбирают размеры поперечных сечений труб, исходя из условий производительности и прочности. На этом этапе еще неизвестны внутренние усилия, поэтому расчет ведется по внутреннему давлению. Этот этап расчета регламентирован соответствующими нормативными документами, например [2, 3]. Пространственная конфигурация обычно определяется компоновкой конструкции.

На втором этапе расчета определяют внутренние усилия, возникающие от внешних воздействий, основными из которых являются:

- давление транспортируемой среды;
- усилия температурной самокомпенсации, возникающие в трубопроводе при изменении температуры транспортируемой среды, а также при периодических остановах и пусках системы (малоцикловое нагружение);
- сила тяжести труб с транспортируемой средой и элементами, смонтированными непосредственно на трубопроводе;
  - реакции опор;
  - монтажные натяги.

После определения внутренних усилий проводят анализ напряженно-деформированного состояния в наиболее опасных сечениях и оценку прочности. При невыполнении условий прочности производят местные усиления. Расчет должен быть итерационным, учитывая особенность статически неопределимых систем, заключающуюся в том, что усилия в элементах зависят от их жесткости. Таким образом, здесь реализуется схема проверочного расчета на прочность.

Для раскрытия статической неопределимости и определения напряженно-деформированного состояния трубопроводов в настоящее время используются программные комплексы на базе МКЭ в перемещениях. Одной из первых появилась программа АСТРА [4], созданная под руководством Д. Л. Костовецкого в ЦКТИ им. И. И. Ползунова. Современная версия программного комплекса АСТРА приведена в работе А. М. Белостоцкого [5]. В начале века В. Е. Селезневым, В. В. Алешиным, С. Н. Пряло-

вым создана компьютерная система «Alfargus» [6], предназначенная для проектирования газопроводов. В качестве средств моделирования напряженно-деформированного состояния трубопроводов в этой системе («решателя») может использоваться любая из коммерческих универсальных компьютерных программ, реализующая МКЭ для прочностного анализа конструкций (ANSYS, LS-DYNA, MSC.NASTRAN, ABAQUS, MSC.MARS, ALGOR, COSMOSM и др.).

Программный комплекс ASCP [7] позволяет рассчитывать трубопроводы из армированных пластиков, разрабатывать структуры пакетов слоев и схемы армирования, обладающие размеростабильными свойствами, при действии температурных напряжений и внутреннего давления.

Для определения внутренних усилий в этих программах используются стержневые конечные элементы. Расчет далее в опасных сечениях и зонах краевых эффектов производится с использованием оболочечных и объемных элементов.

И в программном комплексе ASCP не решается задача оптимального армирования трубопроводов с учетом действия всех основных нагрузок.

Для принятия решений на начальных стадиях проектирования, расчетного обоснования прочности трубопроводных систем из АП, выбора оптимальных углов армирования, геометрических параметров криволинейных участков, необходимо иметь методику проектирования трубопроводов с решением основных задач определения напряженно-деформированного состояния аналитическими, приближенными методами. Такие методики особенно необходимы для трубопроводов из АП, учитывая разнообразие видов армирующих элементов (волокна, жгуты, ленты, ткани), технологических схем намотки и укладки волокон, высокую стоимость технологического оборудования.

Предлагаемая методика проектирования трубопроводов из АП представлена общей блок-схемой (рис. 1). При вычислении упругих характеристик слоистого композиционного материала используется феноменологический подход, за основной элемент принимается ортотропная полоска с экспериментально определенными характеристиками жесткости [8–10].

Расчеты на прочность при статическом и малоцикловом нагружении производятся с использованием феноменологических критериев



Рис. 1. Общая блок-схема расчета

прочности. При этом необходимые экспериментальные характеристики прочности для элементарного слоя получают на образцах-свидетелях [9, 10]. Для расчетов на малоцикловую усталость необходимы экспериментальные данные тех же характеристик прочности в зависимости от числа циклов до разрушения [11, 12].

В методике проверка прочности и определение оптимальных углов армирования производится в опасных сечениях как криволинейных, так и прямолинейных участков. Статистика разрушения трубопроводов подтверждает то, что наиболее напряженными и ответственными элементами трубопроводов являются криволинейные элементы, вследствие сложной геометрии поверхности и характерных особенностей их поведения под нагрузкой (эффект Кармана, манометрический эффект).

Для криволинейных элементов разработаны методики проведения всех инженерных расчетов: определения минимальных толщин, предельных нагрузок, коэффициентов запаса прочности, оптимальных углов армирования [12]. Общая блок-схема решения задачи расчета криволинейных участков труб представлена на рис. 2. Этот блок необходим и, как самостоятельный, для определения коэффициентов гибкости криволинейных участков перед раскрытием статической неопределимости трубопроводной системы.

Для того, чтобы учесть влияние нелинейных эффектов на напряженно-деформированное состояние криволинейный участок трубы рассматривается как часть тороидальной ортотропной слоистой оболочки. Задача решается в перемещениях с использованием тригонометрических рядов. На характер решения и целесообразность учета граничных условий на концах трубы влияют длина и кривизна труб. Проведена классификация труб по длине и кривизне [12]. На основании численного анализа МКЭ Ю. А. Куликовым и Ю. В. Лоскутовым [13] сделан вывод о том, что технологические схемы армирования и способы укладки слоев не оказывают заметного влияния на параметры напряженно-деформированного состояния криволинейных труб из армированных пластиков при изгибе. При разработке приближенных методов расчета можно не учитывать переменность угла армирования по окружной координате и принимать его равным углу на экваторе тора.

Введение безразмерных параметров кривизны, интенсификации напряжений, нагрузки позволяет использовать для проведения инженерных расчетов полученные графические зависимости [12]. Такие зависимости удобны для определения коэффициентов жесткости криволинейных участков, которые необходимы для раскрытия статической неопределимости трубопровода. Задача раскрытия статической неопределимости трубопровода может решаться с использованием любой из универсальных коммерческих программ. На этом этапе особенность расчета трубопроводов из АП заключается только в определении жесткости прямолинейных и криволинейных элементов.

Оптимальные углы армирования определяются параметрическим анализом по минимуму критериальной функции прочности выбранного критерия.

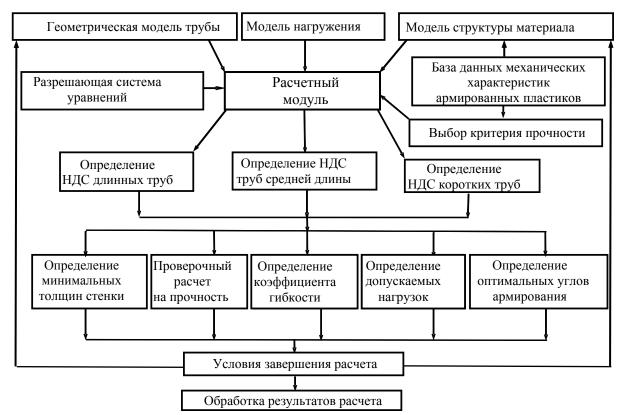


Рис. 2. Общая блок-схема расчета криволинейных труб из АП

Прямолинейные участки рассчитываются как тонкостенные стержни кольцевого поперечного сечения [8]. Напряжения от внутреннего давления определяются по формулам безмоментной теории оболочек.

Для исследованных стеклопластиков АГ- 4с и на основе ткани Т-10 даны рекомендации по оптимальным углам армирования при различных комбинациях нагрузок в зависимости от кривизны [12].

Расчет при малоцикловом нагружении в этой схеме проектирования предусмотрен как проверочный. Методика расчета труб, представленная авторами в монографии [12], позволяет производить расчеты по определению предельных нагрузок, коэффициентов запаса, определению оптимальных углов армирования при заданном числе циклов до разрушения.

Для определения числа циклов до разрушения в инженерных расчетах удобно использовать квадратные уравнения, полученные при линейной аппроксимации. Компонент тензора прочности, расчеты для исследованных стеклопластиков приведены в [11, 12, 14].

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Буланов, И. М. Технология ракетных и аэрокосмических конструкций из композиционных материалов / И. М. Бу-

- ланов, В. В. Воробей. М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 1998. 516 с.
- 2. Нормы расчета на прочность элементов реакторов, парогенераторов, сосудов и трубопроводов атомных электростанций, опытных и исследовательских ядерных реакторов и установок. М.: Металлургия, 1973. 408 с.
- 3. Нормы Американского общества инженеров-механиков для котлов и сосудов высокого давления. М.: ЦНИИатоминформ, 1974, вып. 4.
- 4. *Костовецкий, Д. Л.* Прочность трубопроводных систем энергетических установок/ Д. Л. Костовецкий. Л.: Энергия, 1973. 264 с.
- 5. Расчетное обоснование прочности трубопроводных систем атомных электростанций на стадии их проектирования (опыт разработки и использования программно-алгоритмического комплекса)/ А. Белостоцкий, Г. Воронова, И. Духовный, Ф. Школьникова // Энергетика.  $1991.-N_2 3.-C. 82-91.$
- 6. Селезнев, В. Е. Математическое моделирование трубопроводных сетей и систем каналов: методы, модели и алгоритмы / В. Е. Селезнев, В. В. Алешин, С. Н. Прялов; под ред. В. Е. Селезнева. М.: МАКС Пресс, 2007. 695 с.
- 7. *Куликов, Ю. А.* Вычислительная система расчетов на прочность пространственных трубопроводов / Ю. А. Куликов, И. В. Стасенко // Расчеты на прочность (М.). 1983. Вып. 24. С. 53–61.
- $8.\ Bасильев,\ B.\ B.\ Механика конструкций из композиционных материалов / В. В. Васильев. М.: Машиностроение, <math>1988.-272$  с.
- 9. Зайцев, Г. П. Рациональное проектирование криволинейных перекрестно армированных труб из стеклополастика / Г. П. Зайцев, В. Н. Тышкевич // Механика композитных материалов. -1992. -№ 4. -C. 470–475.
- 10. Багмутов, В. П. Несущая способность криволинейных труб из армированных пластиков при статическом

нагружении / В. П. Багмутов, В. Н. Тышкевич, В. Б. Светличная // Изв. вузов. Авиационная техника. -2004. -№ 4. -C. 71-73.

- 11. *Тышкевич, В. Н.* Долговечность криволинейных труб из армированных пластиков при малоцикловом нагружении / В. Н. Тышкевич // Изв. вузов. Авиационная техника. -2003. -№ 2. -C. 67–69.
- 12. Багмутов, В. П. Расчет и рациональное проектирование криволинейных труб из армированных пластиков:

моногр. / В. П. Багмутов, В. Н. Тышкевич, В. Б. Светличная; ВПИ (фил. ВолгГТУ). – Волгоград, 2008. – 158 с.

- 13. *Куликов, Ю. А.* Механика трубопроводов из армированных пластиков / Ю. А. Куликов, Ю. В. Лоскутов : моногр. Йошкар-Ола: МарГТУ, 2004. 156 с.
- 14. *Тышкевич*, *В. Н.* Подбор критерия прочности для стеклопластика при малоцикловом нагружении / В. Н. Тышкевич // Механика и процессы управления : Труды XXXIII Уральского семинара. Екатеринбург : УрО РАН, 2003. С. 26–28.

УДК 539.3

**В. П. Багмутов** – д-р техн. наук, **Е. П. Богданов** – д-р техн. наук, **И. А. Шкода** – аспирант

# ОЦЕНКА ОПАСНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ В ГЛАДКИХ И НАДРЕЗАННЫХ ОБРАЗЦАХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТАТИСТИЧЕСКИХ КРИТЕРИЕВ ПРОЧНОСТИ

# Волгоградский государственный технический университет Волгоградский кооперативный институт

(e-mail: sopromat@vstu.ru)

Проведена оценка опасности разрушения гладких цилиндрических образцов и образцов с кольцевыми концентраторами. Использованы статистические критерии прочности, разработанные авторами. Показано, что для образцов с надрезами наилучшую оценку наступления предельного состояния обеспечивает критерий ориентированного разрушения.

Ключевые слова: статистические критерии прочности, концентратор, разрушение.

The rating of danger of destruction of smooth cylindrical specimens and specimens with ring concentrators is carried out. The statistical criteria of strength developed by the authors are used. Is shown, that for specimens with cuts the best rating of approach of a limiting status is provided with criterion of focused destruction.

Keywords: statistical criteria of strength, concentrators, destruction.

Ранее в работах [1, 2] предложены статистические критерии разрушения, рассматривающие различные процессы формирования зоны разрушения, базирующиеся на зависимостях концентрации микронапряжений, ответственных за разрушение, от вида напряженного состояния. Эти критерии включают в себя, как частные случаи, большое число известных условий прочности. В работах [1, 2] они использованы для описания прочности гладких образцов ряда конструкционных материалов, имеющих различную кристаллическую решетку. Установлено, что критерий ориентированного разрушения хорошо описывает результаты испытаний для материалов, зерна которых обладают малой прочностной анизотропией, то есть не имеют ярко выраженных семейств плоскостей спайности (отдельности) или имеют их очень много. Условие ориентированного разрушения имеет вид:

$$\chi_{q} \sqrt{P\sigma_{1}^{2} + \sigma_{2}^{2} + \sigma_{3}^{2} + 2Q(\sigma_{1}\sigma_{2} + \sigma_{1}\sigma_{3}) + 2F\sigma_{2}\sigma_{3}} + + (1 - \chi_{q}\sqrt{P})\sigma_{1} = \sigma_{p}, \quad (1)$$

где 
$$\chi_p = \frac{\sigma_p}{\sigma_c}$$
, а  $\sigma_p, \sigma_c$  – истинные разрушаю-

щие напряжения при растяжении и сжатии;

$$P = \frac{D(\overline{\xi}_{11}^1)}{D(\overline{\xi}_{11}^2)}; \ Q = \frac{\text{cov}_{12}(\overline{\xi}_{11}^1\overline{\xi}_{11}^2)}{D(\overline{\xi}_{11}^2)}; \ F = \frac{\text{cov}_{23}(\overline{\xi}_{11}^2\overline{\xi}_{11}^3)}{D(\overline{\xi}_{11}^2)}.$$
 Здесь 
$$D(\overline{\xi}_{11}^k) - \text{дисперсии};$$
 
$$\text{cov}_{km}(\overline{\xi}_{11}^k\overline{\xi}_{11}^m) = \left\langle \overline{\xi}_{11}^k\overline{\xi}_{11}^m \right\rangle - \left\langle \overline{\xi}_{11}^k \right\rangle \left\langle \overline{\xi}_{11}^m \right\rangle - \text{ковариации}$$
 микронапряжений  $\overline{\xi}_{11}^k$ , возникающих от действия единичных макронапряжений  $\sigma_k$ . При этом  $\overline{\xi}_{11}^k$  коллинеарные главному макроскопическому напряжению  $\sigma_1$ .

Критерий неориентированного разрушения, напротив, лучше описывает разрушение для материалов с выраженной анизотропией прочности кристаллитов-зерен. Условие неориентированного разрушения имеет вид:

$$\frac{(1+\chi_q)}{2}\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 + 2\rho_{\tau}(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_1\sigma_3 + \sigma_2\sigma_3)} + \frac{3(1-\chi_q)}{2}\sigma_0 = \sigma_p, \quad (2)$$

где  $\rho_{\tau} = \mu_{kl}(\overline{\xi}_{\{001\}})/D(\overline{\xi}_{\{001\}})_k \ge -0.5$  – коэффициент корреляции нормальных микронапряжений на различно ориентированных плоскостях семейства  $\{001\}$ .

Пока остается невыясненным, какой из критериев следует применять для случаев расчета

на прочность с концентраторами напряжений, когда траектория развивающейся трещины, в основном, определяется формой и ориентацией концентратора. Трудности использования критериев прочности для образцов с концентраторами связаны с тем, что точно определить напряженно-деформированное состояние в надрезе пока удается только в случае упругой деформации. При переходе в область упругопластических деформаций в результате изменения коэффициента поперечной деформации простое нагружение превращается в сложное, когда в процессе нагружения меняется соотношение главных напряжений. Получаемые результаты решения задачи теории пластичности зависят от используемого условия текучести, закона упрочнения (изотропного, трансляционного), трансформации поверхности текучести в процессе нагружения и метода решения.

Здесь оценка разрушения проводится на основании результатов экспериментально-теоретического исследования, проведенного в работах [3, 4] для цилиндрических образцов с кольцевым надрезом, когда в процессе расчёта методом конечных элементов с использованием пакета Ansys, на каждом шаге нагружения добивались точного соответствия деформированного состояния внешней поверхности зоны концентратора и конечно-элементной модели. Достижение этого соответствия обеспечивалось последовательным многократным изменением конфигурации зоны, расположенной в прилегающих к кольцевому надрезу элементах, в которой разрешены пластические деформации. Аналогичный подход был использован для моделирования процесса образования шейки на гладком образце. Инициирование шейки достигалось за счет того, что в момент, соответствующий равномерному удлинению, в некоторой зоне средней части образца разрешалось дальнейшее развитие пластических деформаций, а в других частях образца – запрещалось. Исходной информацией для моделирования были кривые деформирования гладких образцов, а также зависимости изменения поперечной деформации в различных областях, прилегающих к концентраторам и шейке. Выходной информацией являлись расчетные кривые деформирования образцов и напряженно-деформированное состояние (НДС) в зоне концентратора на различных стадиях деформирования. Сравнение экспериментальных и расчетных кривых деформирования для гладких и надрезанных образцов показало достаточно хорошее соответствие.

Для сравнения эффективности статистичекритериев прочности использовалось НДС, полученное расчетом при нагрузке, соответствующей разрушающей, которая определялась экспериментально. В данной работе рассматриваются только результаты моделирования для сплава ЭИ961 с механическими свойствами  $\sigma_{0,2} = 1308$  МПа,  $\sigma_{\rm B} = 1530$  МПа,  $S_{\kappa} =$ = 3100 МПа,  $\psi_p$  = 10 %,  $\psi_k$  = 70 %. Изучались гладкие цилиндрические образцы, а также три типа образцов с кольцевыми надрезами с радиусами R, равными 10, 1 и 0,25 мм с соотношением диаметра образца в надрезе d к наибольшему диаметру D 0,71. Расчет эквивалентных напряжений по рассматриваемым критериям разрушения показал, что место разрушения зависит от вида образца. Для гладких образцов и радиусов надреза 10 и 1 мм – это центр сечения образца, а для образца с предельно острым надрезом 0,25 мм зона разрушения перемещается к концентратору, но отстоит от вершины концентратора приблизительно на величину 0,15*d*.

В критерии (2) имеется три структурно-чувствительных параметра  $\rho_{\xi}, \chi_{q}, \sigma_{p}$  . Используя величины главных напряжений в наиболее опасной точке в момент разрушения, для четырех видов образцов можно составить четыре уравнения. Кроме того, можно использовать следующие ограничения:  $(1-4\chi+\chi^2)/(1+\chi)^2 > \rho_{\epsilon} \ge$ ≥-0,5. Минимальное значение в ограничении следует из условия, что при любом виде напряженного состояния дисперсия нормальных напряжений на плоскости спайности не может быть отрицательной, а максимальное - из условия открытости поверхности разрушения в области всестороннего сжатия. Величина  $\sigma_n$ , которая должна отражать прочность при растяжении, здесь также рассматривается в качестве неизвестного структурного параметра, так как сплав ЭИ961 обладает высокой пластичностью, вследствие чего на образце формируется ярко выраженная шейка, которая создает неоднородное поле напряжений. Оценка напряженно деформированного состояния в шейке на оси образца показывает, что показатель жесткости напряженного состояния в этой области перед разрушением  $N = 3\sigma_0/\sigma_i$  достигает 2,44. В таком случае экспериментально определить оп можно только приближенно, используя метод

многократных переточек [4, 5], что довольно трудоемко. Решение системы четырех уравнений позволяет найти  $\sigma_{_{D}}$  без дополнительных обработок, при этом величина истинного напряжения при разрушении  $S_k$ , определяемая экспериментально, является ограничением свер-ху, так как известно, что трехосное растяжение в зоне шейки завышает разрушающую нагрузку по сравнению с чисто одноосным растяжением. Величины  $\rho_{\xi} = -0.45; \chi = 0.825;$  $\sigma_p = 2,78 \cdot 10^9 \,\text{Па}$  определены в результате приближенного решения системы уравнений с помощью функции Minerr (пакет MathCad) при задании вышеназванных ограничений. Сравнение эквивалентных напряжений, вычисленных по полученным параметрам для четырех типов образцов, показало, что имеются существенные отклонения, составляющие приблизительно  $\pm$  18 % по сравнению с  $\sigma_{\rm p}$ . Исключение из системы уравнений уравнения для гладкого образца изменило только величину  $\chi = 0,561$ , при этом точность описания для образцов с надрезами повысилась и составила ± 7 %, однако для гладкого образца погрешность достигла 39 %. То есть можно заключить, что критерий неориентированного разрушения не позволил достоверно описать разрушения образцов различного типа.

Для критерия (1) составлены также четыре системы уравнений для получения параметров  $\chi_q$ ,  $\sigma_p$ , P, Q, F по напряженному состоянию в наиболее опасной точке в момент разрушения для образцов различной конфигурации. Кроме того, на  $\chi_q$  накладывается ограничение  $0 \le \chi_p < \frac{1}{\sqrt{P}}$ . Ограничение сверху следует из физических предпосылок рассматриваемого критерия, а именно: локальная прочность  $\xi_c$  не может быть отрицательной. Другим ограничением яв-

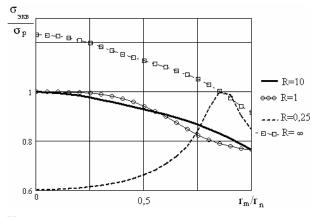
ских предпосылок рассматриваемого критерия, а именно: локальная прочность  $\xi_{\rm c}$  не может быть отрицательной. Другим ограничением является выражение  $P+4Q+2F+2\geq 0$ , которое следует из условия положительности дисперсий микронапряжений при гидростатическом напряженном состоянии. Дополнительное уравнение может быть получено из условия выпуклости девиаторного сечения поверхности разрушения. Для этого следует преобразовать выражение (1) к осям симметрии поверхности разрушения, найти вторую производную от функции контура сечения. Равенство нулю вто-

рой производной соответствует моменту изменения кривизны. Откуда легко получить, что F = 1 в момент смены кривизны сечения. Эта величина является максимально возможной, так как F является коэффициентом корреляции  $ho_{23}(\overline{\xi}_{11}^{2}\overline{\xi}_{11}^{3})$ . Тогда дополнительным неравенством будет  $F \le 1$ . Видно, что постулат Друкера о выпуклости предельных поверхностей имеет ясную физическую трактовку в статистической теории прочности, основанной на влиянии вида напряженного состояния на концентрацию микронапряжений  $\xi_{11}$ . Кроме того, учитывая, что  $\rho_{12}(\overline{\xi}_{11}^{1}\overline{\xi}_{12}^{2}) = Q/\sqrt{P}$ , где  $\rho_{12}$  коэффициент корреляции  $\overline{\xi}_{11}^1$  и  $\overline{\xi}_{11}^2$ , можно получить ограничения  $-1 \le Q/\sqrt{P} \le 1$ . Таким образом, имеем четыре основных уравнения и шесть ограничений на величины структурно-чувствительных параметров.

В результате решения получено

$$\chi_q = 0.302 \,\sigma_p = 3.01 \cdot 10^9 \,\text{Ha};$$
  
 $P = 0.125; \ Q = -0.2; \ F = -0.362.$ 

Полученные параметры достаточно хорошо описывают разрушение для трех типов образцов с надрезами. При этом относительная погрешность  $\sigma_{_{9KB}}/\sigma_{_{p}}$  для этих образцов находится в интервале от 0 до 5 %. Однако для гладкого образца погрешность составляет почти 23 %. Если исключить из системы уравнений условие разрушения для гладкого образца, то получается  $\chi_{_{q}} = 0,472; \ \sigma_{_{p}} = 2,9 \cdot 10^{9} \, \text{Па}; \ P = 0,115; \ Q = -0,198, \ F = -0,314. При этом относительная погрешность оценки разрушения надрезанных образцов была близка к нулю, а для гладкого образца$ 



Изменение эквивалентных напряжений в момент разрушения в наименьшем сечении образца для различных радиусов надреза R. Здесь  $r_{m}/r_{n}$  — отношение текущего радиуса к радиусу поперечного сечения

составляла 23 %. На рисунке показаны эквивалентные напряжения для половины сечения для этого случая. Начало координат соответствует оси образца. Важно отметить, что наиболее опасная точка для предельно острого надреза R=0.25 мм смещается от оси образца ближе к устью концентратора.

Можно предположить, что для рассмотренного материала критерий ориентированного разрушения (1) хорошо отражает механизм разрушения образцов с надрезами, когда траектория развития трещины полностью определена НДС. Для гладких образцов, когда траектория развития трещины определяется в основном структурными факторами, для рассматриваемого материала должен использоваться критерий неориентированного разрушения (2).

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Багмутов*, *В. П.* Микронеоднородное деформирование и статистические критерии прочности и пластичности: моногр. / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов // ВолгГТУ. Волгоград, 2003. 358 с.
- 2. Багмутов, В. П. О возможности учета типа кристаллической решетки и анизотропии прочности зерен в критериях разрушения / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов // Проблемы машиностроения и надежности. 2004. № 1. С. 24—30.
- 3. Багмутов, В. П. Особенности организации вычислительного эксперимента по формированию шейки цилиндрического образца при растяжении // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 3(12) / ВолгГТУ. Волгоград, 2005. (Сер. Материаловедение и прочность элементов конструкций. Вып. 1.). С. 71-74.
- 4. Багмутов, В. П. Влияние концентраторов на сопротивление упругопластическому растяжению / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, С. В. Бабичев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. № 6. 2005. Т. 71. С. 47-50.
- 5. Патент РФ № 2319944. Способ определения максимальных истинных напряжений и деформаций / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, А. И. Горунов, С. Б. Гаманюк.

УДК 539.432+620

## **А. Н. Савкин** – д-р техн. наук

# О КРИТЕРИЯХ ПОВРЕЖДЕННОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

## Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: sopromat@vstu.ru)

В работе рассматриваются параметры петли механического гистерезиса, которые при переменном нагружении могут быть критериями поврежденности материалов. Показана взаимосвязь между ними. Отмечено, что эти критерии адекватно отражают структурные изменения в металле при усталости.

*Ключевые слова:* критерии поврежденности, петля механического гистерезиса, усталость металлов, дефект модуля, ширина петли гистерезиса.

The parameters of mechanical hysteresis loop that at variable loading can be the criterion of material damage are examined in this very work. The interrelation between them is shown here. It is marked that these criteria adequately reflect the structural changes at metal fatigue.

Keywords: criterion damage, mechanical hysteresis loop, fatigue metal, defect of the module, width of a loop hysteresis.

Рассеяние энергии в материале определяется развитием микропластических деформаций [1, 2], что приводит к отступлению от «идеальной» упругости и развитию неупругих деформаций. Выбор метода измерения рассеяния энергии для настоящего исследования определялся, исходя из требования измерения рассеяния энергии непосредственно в процессе испытания на усталость без остановки машины и снятия образца.

При испытаниях на растяжение-сжатие — это методика регистрации в процессе нагружения динамической петли механического гистерезиса, а в процессе знакосимметричного чистого изгиба с вращением — измерение измене-

ния прогиба образца в процессе испытания. Такое требование вытекает из условия необходимости исключения влияния старения и перерывов испытания. Кроме того, методика должна позволять проводить исследования и при нестационарных режимах нагружения, связанных с переходом на разные уровни напряжения, также без остановки машины. На рис. 1 приведена петля механического гистерезиса, площадь которой определяет необратимо рассеянную энергию в единице объема материала при амплитуде деформации  $\varepsilon_0$ . Здесь  $E=\mathrm{tg}\alpha_0$  — начальный модуль упругости, а  $E_\mathrm{c}=\mathrm{tg}\alpha$  — текущее значение секущего модуля упругости, со-

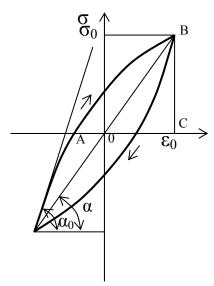


Рис. 1. Схема петли гистерезиса

соответствующее некоторому текущему «раскрытию» петли гистерезиса в ходе усталостных испытаний.

Примем связь между напряжениями и деформациями, описывающими восходящую и нисходящую ветви петли гистерезиса, согласно предложения Н. Н. Давиденкова, в виде параболы *n*-го порядка:

$$\stackrel{=}{\sigma} = E\{\varepsilon \mp \frac{\upsilon}{n} [(\varepsilon_0 \pm \varepsilon)^n - 2^{n-1} \varepsilon_0^n]\}, \tag{1}$$

где  $\upsilon$  и n параметры петли гистерезиса.

Значение энергии, рассеянной в единице объема материала за цикл деформирования, будет определяться интегрированием по контуру петли и равно

$$\Delta W = \int_{-\varepsilon_0}^{\varepsilon_0} \vec{\nabla} d\varepsilon - \int_{-\varepsilon_0}^{\varepsilon_0} \vec{\nabla} d\varepsilon = \frac{2^{n+1} \upsilon(n-1) E \varepsilon_0^{n+1}}{n(n+1)}.$$
 (2)

Секущий модуль упругости в точке B, согласно схеме, приведенной на рис. 1 определяется выражением

$$E_{c} = \frac{\sigma_{0}}{\varepsilon_{0}} = E - 2^{n-1} \frac{\upsilon}{n} E \varepsilon_{0}^{n-1}.$$
 (3)

Следовательно, дефект модуля будет равен

$$\frac{\Delta E}{E} = \frac{E - E_c}{E} = 2^{n-1} \frac{\upsilon}{n} \varepsilon_0^{n-1}.$$
 (4)

Коэффициент рассеяния энергии при усталостных испытаниях определяется отношением рассеянной энергии  $\Delta W$  к полной энергии деформации единицы объема материала образца [3], равной удвоенной площади  $S_{ABC}$ :

$$W = E[\varepsilon_0^2 - \frac{\upsilon}{n} \varepsilon^{n+1} 2^{n-1} + \frac{2^n \upsilon(n-1)\varepsilon_0^{n+1}}{n(n+1)}].$$
 (5)

Тогда, решая совместно уравнения (2), (4) и (5), получим окончательно

$$\Psi = \frac{\Delta W}{W} = \frac{4\frac{n-1}{n+1}(\frac{\Delta E}{E})}{1 - \frac{3-n}{n+1}(\frac{\Delta E}{E})}.$$
 (6)

Раскладывая полученное выражение  $\psi$  в ряд по степеням  $\frac{\Delta E}{E}$ , получим удобную формулу для приближенного вычисления  $\psi$ , а именно

$$\Psi = \frac{4(n-1)}{n+1} \left[ \left( \frac{\Delta E}{E} \right) + \left( \frac{3-n}{n+1} \right) \left( \frac{\Delta E}{E} \right)^2 + \left( \frac{3-n}{n+1} \right)^2 \left( \frac{\Delta E}{E} \right)^3 + \dots \right].$$
 (7)

Если ветви петли гистерезиса описываются параболическими кривыми (n = 2), то уравнение (7) принимает вид

$$\Psi = \frac{4}{3} \left[ \left( \frac{\Delta E}{E} \right) + \frac{1}{3} \left( \frac{\Delta E}{E} \right)^2 + \frac{1}{9} \left( \frac{\Delta E}{E} \right)^3 + \dots \right], \tag{8}$$

т. е. величина коэффициента  $\Psi$  определяется непосредственно через дефект модуля упругости  $\frac{\Delta E}{E}$  или отношение пластической доли де-

формации к общей ее части  $\frac{\mathcal{E}_n}{\mathcal{E}}$ . При малых величинах рассеяния энергии, а, следовательно, и неупругости первый член разложения был использован для приближенного определения рассеяния энергии, так что

$$\Psi = \frac{4}{3} \left( \frac{\Delta E}{E} \right) = \frac{4}{3} \left( \frac{\varepsilon_n}{\varepsilon} \right). \tag{9}$$

Установим верхнюю границу возможного применения формулы (6), учитывая, что при больших значениях Ψ верхняя ветвь петли гистерезиса может выйти на горизонталь и дальнейший ее ход не будет следовать уравнению (1), принятому за основу вывода формулы (6). Поэтому предельным случаем использования формулы (6) будет значение первой производной от функции, описывающей восходящую и нисходящую ветвь петли механического гистерезиса (1), равное нулю, а именно

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = E \mp E \upsilon (\varepsilon_0 \pm \varepsilon)^{n-1}. \tag{10}$$

Первая производная от этой функции  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  представляет собой изменение мгновенного модуля упругости  $E_{\rm M}$  по обходу контура петли гистерезиса, который графически можно представить тангенсом угла наклона касательной в данной точке контура (рис. 2).

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 121

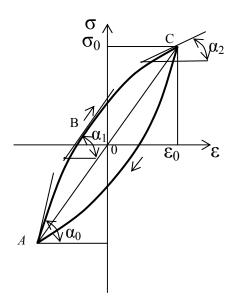


Рис. 2. Изменение мгновенного модуля упругости  $E_{\scriptscriptstyle \rm M}$  по обходу восходящей ветви петли механического гистерезиса

По мере продвижения точки по восходящей ветви петли механического гистерезиса  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ . уменьшается и в верхнем пределе для точки с координатами  $(\sigma_0; \, \varepsilon_0)$  при достижении, например, текучести может быть весьма малым. Выход же ветви петли гистерезиса на горизонтальный участок  $\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0\right)$  будет являться пре-

дельно возможным для использования зависимости вида (6) так как нарушается справедливость уравнения (1), предусматривающая непрерывный рост  $\sigma$  с увеличением  $\varepsilon$ . Тогда для точки с координатами ( $\sigma_0$ ;  $\varepsilon_0$ ) запишем

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = E - E\upsilon(2\varepsilon_0)^{n-1} = 0$$

$$(2\varepsilon_0)^{n-1} = \frac{1}{\upsilon}.$$
(11)

или

Дефект мгновенного модуля упругости  $\frac{\Delta E_{_{\rm M}}}{E}$  будет равен

$$\frac{\Delta E_{_{\rm M}}}{E} = \frac{\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right)_{\sigma=0} - \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right)_{\sigma=\sigma_0}}{\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right)_{\sigma=0}} = \upsilon(\varepsilon_0 + \varepsilon)^{n-1}.$$
 (12)

Соотношение между дефектами мгновенного и секущего модуля упругости для критического значения  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}=0$ , определяемые уравнениями (4) и (12), выразится как

$$\frac{\frac{\Delta E}{E}}{\frac{\Delta E_{\rm M}}{E}} = \frac{2^{n-1}}{n} \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0 + \varepsilon}\right)^{n-1}.$$
 (13)

Зная граничные условия для мгновенного модуля упругости и его соотношение с дефектом секущего модуля, получим, решая (13) совместно с уравнениями (11) и (12) для точки с координатами ( $\sigma_0$ ;  $\varepsilon_0$ ) при значении, когда

мгновенный модуль упругости  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0$ 

$$\frac{\Delta E}{E} = \frac{1}{n},\tag{14}$$

где n — параметр в уравнении (1), являющийся показателем параболы n-й степени, что и является условием верхнего граничного значения  $\Delta E$ 

изменяемости секущего модуля материала  $\frac{\Delta E}{E}$ .

В таблице приведены наибольшие предельные значения дефекта модуля материала и рассеяния энергии, которые могут определяться по формуле (6) для различной формы петли механического гистерезиса (коэффициент n для металлов, как известно, обычно представляется величиной n=2, но не выше, чем n=3). Полученное выражение для определения  $\Psi$  удобно использовать при усталостных испытаниях на чистый изгиб с вращением, а также при растяжении-сжатии.

Параметр <i>п</i>	Предельное значение $\frac{\Delta E}{E}$	Предельное значение ү
2	0,50	0,80
3	0,33	0,66
4	0,25	0,57

Известно, что вследствие развития неупругости при усталостных испытаниях на изгиб может существовать разница между действительными и номинальными напряжениями в наружных волокнах при одних и тех же значениях максимальной деформации [4]. В ходе увеличения числа циклов микропластическая деформация, имеющая место в наружных волокнах, будет постепенно распространяться на некоторую глубину. Следовательно, если рассматривать поперечный изгиб образца, то в нем выделяются поверхностные слои с различной интенсивностью микропластической деформации, т. е. слои металла, имеющие различную ширину гистерезиса. Таким образом, измеряемый при изгибе дефект модуля материала [5] будет некоторой осредненной величиной, отнесенной ко всему объему материала. Как показали расчеты [4], действительные значения дефекта модуля, отнесенные к деформации наружного поверхностного слоя, могут быть больше осредненного его значения по секущему модулю. Однако характер его изменения в зависимости от циклического напряжения аналогичен изменению осредненного дефекта модуля. Тоже относится и к изменению коэффици-

ента неупругости  $\frac{\varepsilon_{\scriptscriptstyle n}}{\varepsilon}$  и рассеяния энергии  $\Psi$  .

При однородном напряженном состоянии (растяжение-сжатие) все сечение образца деформируется одинаково, и точность определения неупругих деформаций зависит только от точности постановки эксперимента и надежности работы применяющихся приборов и оборудования. Другое дело, при изгибе, определяемая неупругая деформация характеризуется в основном свойствами поверхностных слоев, которые и определяют служебные характеристики материала в целом. Было проведено сравнение выбранного критерия поврежденно-

сти  $\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon}$  при чистом знакосимметричном изгибе

с вращением и растяжении - сжатии в зависимости от долговечности в многоцикловой области усталости (рис. 3). Для сравнения резуль-

татов из значений  $\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon}$  было вычислено его зна-

чение на пределе усталости материала  $\left(\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon}\right)$ 

Результаты показывают, что при растяжениисжатии и знакосимметричном изгибе с вращением при одном и том же значении «опасной» неупругой деформации сталь 40 в многоцикловой области имеет одну и ту же долговечность до разрушения N. Это говорит о том, что вы-

бранный критерий поврежденности  $\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon}$  адек-

ватно отражает структурные изменения в поверхностном слое металла при растяжениисжатии и изгибе в многоцикловой области усталости, приводящие его к разрушению.

Полученные результаты свидетельствуют об особой роли поверхностного слоя металла в накоплении им усталостных повреждений и в определенной мере оправдывают проведение

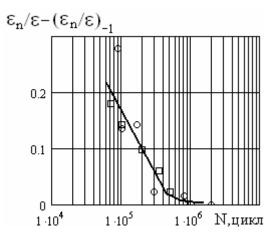


Рис. 3. Взаимосвязь «опасной» части неупругости  $\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon} - \left(\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon}\right)_{-1}$  для стали 40 в зависимости от долговечности разрушения N ( $\circ$  – растяжение-сжатие;  $\square$  – чистый изгиб

с вращением)

изгибных испытаний наряду с растяжениемсжатием. Однако надо признать, что испытаниям на растяжение-сжатие несомненно должна отводится главенствующая роль, и в данном исследовании они выступают в качестве проверочных и корректирующих опытов по определению закономерностей усталостного повреждения в металле, полученных при циклических нагружениях на чистый изгиб.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Трощенко, В. Т.* Рассеянное усталостное повреждение металлов и сплавов. Сообщ. І. Неупругость, методы и результаты исследования / В. Т. Трощенко // Проблемы прочности. -2005. -№ 4. C. 5–33.
- 2. *Гурьев, А. В.* Роль микропластических деформаций в развитии усталостных повреждений в металлах / А. В. Гурьев, А. Н. Савкин // Механическая усталость металлов : материалы VI Междунар. коллоквиума. Киев, 1983. С. 122–129.
- 3. *Гурьев, А. В.* Об изменении демпфирующей способности конструкционных сталей в процессе циклического деформирования / А. В. Гурьев, А. Н. Савкин // Рассеяние энергии при колебаниях механических систем. Киев, 1976. С. 122–127.
- 4. *Трощенко, В. Т.* Исследование несущей способности образцов в условиях неоднородного напряженного состояния при циклическом упруго-пластическом деформировании / В. Т. Трощенко, А. Ф. Гетман, Л. А. Хамаза // Проблемы прочности. 1970. № 12. С. 14–19.
- 5. Савкин, А. Н. Определение усталостной долговечности стальных образцов с учетом их индивидуального неупругого поведения при знакосимметричном изгибе / А. Н. Савкин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 73. № 2. С. 60–64.

УДК 539.4.015/019

**Л. В. Кукса** – д-р техн.наук, **Е. Е. Евдокимов** – канд. техн.наук

# ИССЛЕДОВАНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ЭЛЕМЕНТАХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА ОСНОВЕ ПОСТРОЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

## Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет

(e-mail: botanic1989@rambler.ru)

Работа посвящена актуальным исследованиям концентрации напряжений в элементах конструкций из структурно-неоднородных материалов. Построены векториальные модели модуля Юнга для металлов с кубической кристаллической решеткой. На основе разработанной модели структурно-неоднородного тела исследована концентрация напряжений в пластинах ограниченных размеров, ослабленных круглыми или эллиптическими отверстиями при различных видах напряженного состояния с учетом анизотропии упругих свойств. Показано, что коэффициенты концентрации напряжений могут принимать значения, существенно отличающиеся от решений, полученных для изотропного тела, в зависимости от анизотропии упругих свойств и вида напряженного состояния.

*Ключевые слова:* метод расчета, физико-механическая модель структурно-неоднородного тела, метод конечных элементов, векториальные модели упругих свойств, анизотропия упругих свойств, концентрация напряжения, виды напряженного состояния.

The paper present of actuality investigation stress concentration of construction elements of structurally heterogeneous materials. Vector models of elastic properties of metals with cubic lattices are constructed. The models structurally heterogeneous body was used to study stress concentration for plates with a circular or ellipse holes and with various stresses states and anisotropy of elastic properties. It was show, that coefficients of concentration of stresses on depending on anisotropy of elastic properties and stresses states can have values, which are considerable differ from values for isotropic body.

*Keywords:* calculation method, physicomechanical models structurally heterogeneous body, finite element method, vector models of elastic properties, anisotropy of elastic properties, stress concentration, states of stresses.

Классические представления о сплошном однородном, изотропном, линейно-упругом теле в большинстве случаев уже не удовлетворяют требованиям практики, так как почти все материалы, применяемые в технике, являются структурно-неоднородными, обладающими анизотропией свойств [1]. В связи с этим большое значение приобретает вопрос о влиянии анизотропии свойств материала на концентрацию напряжений и деформаций в элементах конструкций. Исследованию этого вопроса посвящен ряд работ [2, 3]; тем не менее, в настоящее время еще недостаточно исследована концентрация напряжений в поликристаллических материалах с учетом анизотропии упругих свойств и геометрических факторов, что обусловлено, в частности, сложностью модели материала и геометрической модели. Поэтому представляются актуальными исследования концентрации напряжений в элементах конструкций на основе разработки моделей структурно-неоднородных материалов, учитывающих влияние анизотропии упругих свойств, структурных и геометрических факторов концентрации напряжений при различных видах наряженного состояния.

В основе разработанной модели структурно-неоднородного тела положен прием рассмотрения на различных уровнях, применявшийся в работе [1]: 1) самым низким уровнем является уровень структурной неоднородности, масштаб этого уровня равен некоторому характерному размеру, например, отдельное зерно в поликристалле, отдельные компоненты композита и т. п.; 2) следующий уровень – наименьший объем структурно-неоднородного тела, который можно наделить осредненными свойствами макрообъема, определяемый на основе изучения масштабного эффекта физико-механических свойств; граничные условия при рассмотрении этого объема могут быть взяты при использовании решения, полученного с помощью методов классической теории упругости, рассматривающей сплошное, однородное, линейно-упругое и изотропное тело; 3) и, наконец, самый высокий уровень определяется характерными размерами рассчитываемого тела.

Расчет модели структурно-неоднородного тела с геометрическими факторами концентрации напряжений проводится с использованием метода конечных элементов [4]. Формирование системы уравнений (1) включает вычисление

матрицы жесткости для группы зерен, образующих наименьший объем (2) как сумму соответствующих n членов матрицы жесткости отдельных элементов (3):

$$[K]{\delta} = {F}; \tag{1}$$

$$K_{sl} = \sum_{i=1}^{n} k_{ij}; \qquad (2)$$

$$[k] = [D]^{T} [E_{\varepsilon}][D] At, \qquad (3)$$

где [K] — матрица жесткости минимального объема;  $\{\delta\}$  — вектор перемещений;  $\{F\}$  — вектор нагрузок; [k] — матрица жесткости отдельного элемента; [D] — некоторая прямоугольная матрица, элементы которой зависят от вида конечного элемента и координат рассматриваемой точки;  $[E_{\varepsilon}]$  — матрица упругих свойств; A, t — площадь и толщина элемента, соответственно.

Решение системы уравнений (1) позволяет вычислить вектор деформаций  $\{\epsilon\}$  и вектор напряжений  $\{\sigma\}$  по формулам

$$\{\varepsilon\} = [D]\{\delta\}; \tag{4}$$

$$\{\sigma\} = [E_{\varepsilon}]\{\varepsilon\}. \tag{5}$$

Связь между напряжениями и деформациями анизотропного тела в тензорной форме задается зависимостями

$$\sigma_{ij} = c_{ijkl} \varepsilon_{kl}; \qquad (6)$$

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl} \sigma_{kl}, \qquad (7)$$

где  $c_{ijkl}$ ,  $s_{ijkl}$  — упругие модули и коэффициенты податливости.

Компоненты  $c'_{ijkl}$  и  $s'_{ijkl}$  для лабораторной системы координат определяются на основании использования закона преобразования тензора 4-го ранга:

$$c'_{ijkl} = a_{im}a_{jn}a_{kp}a_{lq}c_{mnpq}; (8)$$

$$s'_{ijkl} = a_{im} a_{jn} a_{kp} a_{lq} s_{mnpq}. (9)$$

С помощью разработанных конечноэлементой модели и метода расчета структурнонеоднородного тела было исследовано распределение напряжений при одноосном растяжении, двухосном растяжении и чистом сдвиге для пластин ограниченных размеров, выполненных из различных металлов, и ослабленных круглым и эллиптическими отверстиями. Эпюры коэффициентов концентрации напряжений для пластин из изотропных материалов, полу-

ченные по результатам расчетов, показаны на рис. 1. Значения коэффициентов концентрации напряжений  $\sigma_y$  и  $\sigma_x$  для пластин из изотропных и анизотропных материалов приведены в табл. 1–6.

Были построены векториальные модели модуля упругости, модуля сдвига и коэффициента Пуассона различных металлов [5]. Векториальные модели модуля упругости, показанные на рис. 2, представляют собой зависимости величины модуля Юнга от направления по отношению к кристаллографическим осям и позволяют определить ориентировки кристаллов по направлению наименьшего и наибольшего значения модуля упругости для различных металлов. Для кубических кристаллов модуль Юнга имеет наибольшее значение по направлениям [111], а наименьшее — по направлениям [010].

При одноосном растяжении наибольший интерес вызывает распределение коэффициентов концентрации растягивающих напряжений о,, для которых отмечается существенное изменение характера распределения в зависимости от анизотропии упругих свойств металлов. При ориентации кристаллов в направлении  $E_{\min}$  имеет место существенное уменьшение значений  $\alpha_{\sigma}$  (табл. 1 и 4). Для алюминия, являющегося слабо анизотропным металлом, коэффициент концентрации напряжений равен 2,84 и 4,62 (круглое и эллиптическое отверстие, соответственно) и наиболее близок к значению, полученному для изотропного тела (рис. 1 a, z). Для меди, обладающей большей степенью анизотропией упругих свойств, коэффициент концентрации напряжений еще меньше и достигает значения 2,29 и 3,68, что меньше на 24 и 25 % значений, соответствующих изотропной пластине. Ориентация кубических кристаллов по направлению  $E_{\rm max}$  приводит к повышению значений коэффициентов концентрации растягивающих напряжений (табл. 1 и 4), причем для слабо анизотропного алюминия для пластины с круглым отверстием увеличение коэффициента концентрации является менее существенным и составляет 13 % ( $\alpha_{\sigma_v} = 3,13$ ), а для сильно анизотропной меди – более значительным 39 %  $(\alpha_{\sigma y} = 4,15)$ . Для пластины с эллиптическим отверстием наибольшее значение коэффициента концентрации наблюдается для меди  $(\alpha_{\sigma} = 7,206, \text{ что больше на } 46,1 \% \text{ по сравне-}$ нию с изотропным случаем).

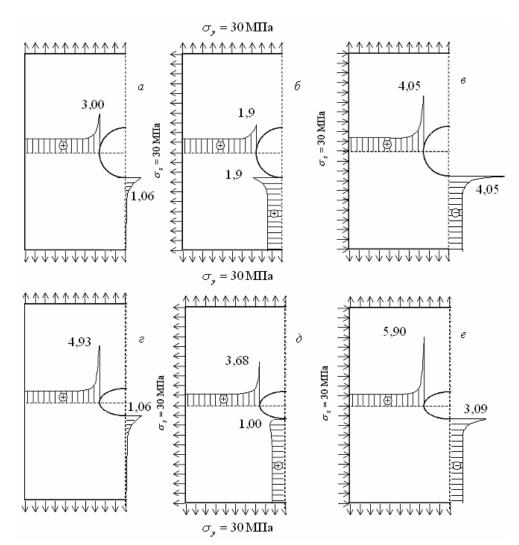


Рис. 1. Эпюры коэффициентов концентрации напряжений для пластин, выполненных из изотропного материала: a, e – при одноосном растяжении;  $\theta$ ,  $\theta$  – при двухосном растяжении;  $\theta$ , e – при чистом сдвиге; a,  $\theta$ , e – для пластин с круглым отверстием; e, e – для пластин с эллиптическим отверстием

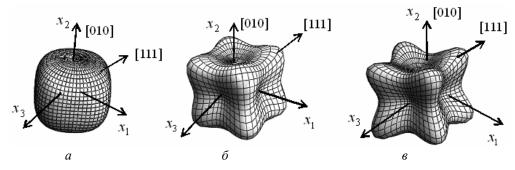


Рис. 2. Векториальные модели модуля упругости E для кристаллов: a – алюминия;  $\delta$  – железа; s – меди

Следует отметить, что характер распределения коэффициентов концентрации напряжений  $\sigma_x$  для рассмотренных ориентаций кристаллов практически не изменяется по сравнению с решением, полученным для изотропного

тела (рис. 1 a, z). Значения коэффициентов концентрации для всех металлов близки к единице (табл. 1 и 4).

При ориентации кристаллов в направлении  $E_{\min}$  при двухосном равномерном растяжении

Таблица 1

Значения коэффициентов концентрации напряжений при одноосном растяжении для пластины с круглым отверстием

	Коэффициен-	11					
Ориентация кристаллов в направлении	ты концентрации напряжений $\sigma_y$ и $\sigma_x$	изотроп- ный ма- териал	алю- миний	желе- 30	медь		
$E_{ m min}$	$lpha_{\sigma_y}$	3,00	2,84	2,43	2,29		
min	$lpha_{\sigma_x}$	1,06	1,00	0,98	0,97		
F	$lpha_{\sigma_y}$	3,00	3,13	3,75	4,15		
$E_{\mathrm{max}}$	$lpha_{\sigma_x}$	1,06	1,00	0,93	0,88		

Таблица 2

Значения коэффициентов концентрации напряжений при двухосном растяжении для пластины с круглым отверстием

	Коэффициен-		Металл					
Ориентация кристаллов в направлении	ты концентрации напряжений $\sigma_y$ и $\sigma_x$	изотроп- ный ма- териал	алю- миний	желе- 30	медь			
$E_{ m min}$	$lpha_{\sigma_y}$		1,79	1,42	1,30			
min	$lpha_{\sigma_x}$	1,94	1,80	1,42	1,29			
$E_{ m max}$	$lpha_{\sigma_y}$	1,,,	2,04	2,47	2,76			
max	$lpha_{\sigma_{_{x}}}$	2,03	2,35	2,53				

Таблица 3

Значения коэффициентов концентрации напряжений при чистом сдвиге для пластины с круглым отверстием

	Коэффициен-							
Ориентация кристаллов в направлении	ты концентрации напряжений $\sigma_y$ и $\sigma_x$	изотроп- ный ма- териал	алю- миний	желе- 30	медь			
$E_{ m min}$	$lpha_{\sigma_y}$		3,88	3,43	3,27			
™in	$lpha_{\sigma_x}$	4,05	3,80	3,38	3,23			
$E_{ m max}$	$lpha_{\sigma_y}$	7,03	4,23	5,02	5,55			
	$\alpha_{\sigma_x}$		4,02	4,21	4,29			

коэффициент концентрации растягивающих напряжений, даже для слабо анизотропного алюминия, уменьшается на 10,3 % и 8,3 % для пластин с круглым и эллиптическим отверстием, соответственно. Для металлов, обладающих

Таблица 4

# Значения коэффициентов концентрации напряжений при одноосном растяжении для пластины с эллиптическим отверстием

	Коэффициен-	* '					
Ориентация кристаллов в направлении	ты концентрации напряжений $\sigma_y$ и $\sigma_x$	изотроп- ный ма- териал	алю- миний	желе- 30	медь		
$E_{ m min}$	$lpha_{\sigma_y}$	4,93	4,62	3,81	3,68		
min	$lpha_{\sigma_x}$	1,06	1,05	1,01	1,00		
$E_{ m max}$	$lpha_{\sigma_y}$	4,93	5,21	6,40	7,21		
<i>L</i> max	$\alpha_{\sigma_x}$	1,06	1,04	0,97	0,92		

Таблица 5

# Значения коэффициентов концентрации напряжений при двухосном растяжении для пластины с эллиптическим отверстием

	Коэффициен-	11 .					
Ориентация кристаллов в направлении	ты концентрации напряжений $\sigma_y$ и $\sigma_x$	изотроп- ный ма- териал	алю- миний	желе- 30	медь		
$E_{ m min}$	$lpha_{\sigma_y}$	3,68	3,67	2,86	2,59		
— min	$lpha_{\sigma_x}$	1,00	0,90	0,73	0,67		
$E_{ m max}$	$lpha_{\sigma_y}$	3,68	4,21	5,22	2,93		
max	$lpha_{\sigma_x}$	1,00	1,02	1,23	1,35		

Таблица 6

Значения коэффициентов концентрации напряжений при чистом сдвиге для пластины с эллиптическим отверстием

	Коэффициен-	ициен- Металл				
Ориентация кристаллов в направлении	ты концентрации напряжений $\sigma_y$ и $\sigma_x$	изотроп- ный ма- териал	алю- миний	желе- 30	медь	
$E_{ m min}$	$lpha_{\sigma_y}$	5,90	5,58	4,71	4,41	
2 min	$lpha_{\sigma_x}$	3,09	3,00	2,75	2,67	
$E_{ m max}$	$lpha_{\sigma_y}$	5,90	6,21	7,57	8,48	
	$\alpha_{\sigma_x}$	3,09	3,11	3,16	3,18	

более высокой степенью анизотропией упругих свойств, уменьшение коэффициента концентрации более значительно. Например, для меди, это уменьшение составляет 35,2 и 35 %; для цинка — 23 и 34 % для пластин с круговым

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 127

и эллиптическим отверстием, соответственно (табл. 2 и 5). Ориентация кристаллов в направлении наибольшего модуля упругости увеличивает коэффициент концентрации растягивающих напряжений для пластины, выполненной из меди, на 38 и 48 % (круглое и эллиптическое отверстие, соответственно) по сравнению с изотропным решением (рис.  $1 \, \delta, \, \delta$ ).

При чистом сдвиге пластины, выполненные из монокристаллов алюминия, испытывают напряжения, близкие к изотропному решению (рис. 1 в, е). Для монокристаллов железа, меди и цинка наблюдается значительная зависимость коэффициентов концентрации напряжений от ориентации кристаллов. Например, в зависимости от ориентации кристаллов, коэффициент концентрации для меди уменьшается на 18 и 27 % или увеличивается на 39 и 41,2 % для пластин с круглым и эллиптическим отверстием соответственно (табл. 3 и 6).

В заключение необходимо отметить, что коэффициенты концентрации напряжений в

пластинах, выполненных из анизотропных материалов, могут принимать значения, существенно отличающиеся от решений, полученных для изотропного тела, в зависимости от анизотропии упругих свойств и вида напряженного состояния, что следует учитывать в расчетах элементов конструкций.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Болотин, В. В.* Механика многослойных конструкций / В. В. Болотин, Ю. Н. Новичков. М.: Машиностроение, 1980. 375с.
- 2. *Савин, Г. Н.* Распределение напряжений около отверстий / Г. Н.. Савин. Киев: Наук. думка, 1968. 887 с.
- 3. *Лехницкий, С. Г.* Анизотропные пластинки / С. Г. Лехницкий. М.–Л.: Гостехиздат, 1947. 355 с.
- 4. *Кукса, Л.В.* Концентрация напряжений в элементах конструкций из изотропных и анизотропных структурнонеоднородных материалов / Л. В. Кукса, Е. Е. Евдокимов // Известия ВолгГТУ, 2005. № 3. С. 81–85. (Сер. Материаловедение и прочность материалов).
- 5. *Кукса, Л. В.* К вопросу о микронапряжениях и микродеформациях в поликристаллах / Л. В. Кукса, Е. Е. Евдокимов // Металлы. 2002. № 5. С. 77–85.

УДК 539.4.015/019

**Л. В. Кукса** – д-р техн. наук, **Л. М. Арзамаскова** – канд. техн. наук

# СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МАСШТАБНОГО ЭФФЕКТА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОДНОФАЗНЫХ И ДВУХФАЗНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

### Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет

(e-mail: botanic1989@rambler.ru)

Приведены результаты сравнительного исследования масштабного эффекта упругих и пластических свойств однофазных и двухфазных поликристаллических материалов с кубической и гексагональной решет-ками. Разработаны экспериментальные и теоретические методы, позволяющие изучать роль масштабного фактора при рассмотрении на микро- и макроуровнях и особенности формирования физико-механических свойств материала в целом. Получены зависимости, характеризующие изменение физико-механических свойств при различных масштабах рассмотрения.

*Ключевые слова:* масштабный эффект, упругие и пластические свойства, однофазные и двухфазные поликристаллические материалы, физико-механические свойства, макро- и микроуровень, кубическая и гексагональная решетка, упругие постоянные, анизотропия.

Elastic and plastic properties of single-phase and two-phase polycrystalline materials were investigated depending on the choice of the scale level of the investigation. The experimental and theoretical methods were developed which allow one to study the role of the scale factor in considering the phenomena studied on both micro- and macrolevels and the formation of the physicomechanical properties of a material as a whole. Dependences were obtained that characterize the changes in the physicomechanical properties on different scales of the consideration.

*Keywords:* scale effect, elastic and plastic properties, single-phase and two-phase polycrystalline material, physicomechanical properties, micro- and macrolevels, cubic and hexagonal lattice, elastic constants, anysotropy.

Практически все применяемые в техники материалы являются структурно-неоднородными и имеют различия физико-механических свойств в макро- и микрообластях [1]. Однофазные и двухфазные поликристаллические металлы, являющиеся конгломератами различно

ориентированных кристаллитов (зерен), для областей достаточной протяженности могут считаться квазиизотропными. Однако отдельные зерна, образующие поликристалл, характеризуются высокой анизотропией упругих, пластических и прочностных свойств, а также ани-

зотропией упрочнения. Сложность такой системы, какой является поликристаллический материал, обуславливает целесообразность рассмотрения на различных уровнях [2]: 1) самым нижним уровнем (микроуровень) является уровень структурной неоднородности; масштаб этого уровня равен характерному размеру, например, размеру зерна в поликристаллическом агрегате или части размера зерна; 2) следующим уровнем (мезоуровень) может служить группа зерен поликристаллического агрегата, образующих элементарный объем, который можно наделить осредненными свойствами; 3) самый высокий уровень (макроуровень) определяется характерными размерами рассчитываемого элемента конструкции.

Изучение масштабного фактора имеет большое значение для композитных материалов, к которым можно отнести и поликристаллические материалы. Исследование масштабного эффекта упругих свойств позволяет определить размеры элементарного объема поликристалла, который можно наделить осредненными свойствами макрообъема, что необходимо для построения модели, а также изучения особенности формирования упругих свойств поликристаллического материала в целом, исходя из упругих свойств отдельных микрообъемов. Изучение масштабного эффекта физико-механических свойств имеет большое значение для обоснования размеров экспериментальных образцов, в особенности тонкостенных плоских и трубчатых, применяющихся при испытаниях на устойчивость, а также в условиях сложного напряженного состояния и сложного нагружения.

Ниже приводится метод оценки масштабного эффекта упругих свойств однофазных и двухфазных поликристаллических материалов, основанный на осреднении упругих свойств отдельных объемов поликристалла с различным количеством зерен и соотношением объемов фаз, а также вычислении средних квадратических отклонений упругих характеристик и коэффициентов вариации [3]. В плоской задаче форма элементарной ячейки может быть принята квадратной и составленной из  $n^2$  равновеликих квадратных зерен, в пространственной задаче — из  $n^3$  зерен в виде кубов. Такой подход применяется в механике структурно-неоднородных тел. При формировании механических свойств реальных материалов главную роль играют различие упругих констант и анизотропия, а второстепенную – форма зерен [4].

Был принят следующий порядок проведения расчетов при исследовании масштабного эффекта упругих свойств однофазных и двухфазных поликристаллических материалов.

- 1. Случайным образом выбираются значения углов Эйлера  $\psi$ ,  $\varphi$ ,  $\theta$  с помощью датчика случайных чисел. Вычисляется матрица направляющих косинусов  $a_{ij}$  между лабораторными и кристаллографическими осями зерен.
- 2. Для зерен каждой из фаз вычисляются матрицы упругих свойств относительно лабораторных осей на основе использования закона преобразования тензора 4-го ранга [5].
- 3. Выполняется осреднение с использованием приближения Хилла [6] по формуле

$$\left(S_{ij}\right)_{H} = \frac{1}{2} \left[ \left(C_{ij}\right)_{V}^{-1} + \left(S_{ij}\right)_{R} \right]. \tag{1}$$

Затем рассчитываются модули упругости для объемов поликристалла с различным количеством зерен по формулам: для модуля Юнга — (2), для модуля сдвига — (3), для коэффициента Пуассона — (4).

$$E_H = \frac{1}{\langle s_{11} \rangle_H},\tag{2}$$

$$G_H = \frac{1}{2(\langle s_{11} \rangle_H - \langle s_{12} \rangle_H)},\tag{3}$$

$$v_H = \frac{\langle s_{12} \rangle_H}{\langle s_{11} \rangle_H}.$$
 (4)

- 4. Вычисляются значения средних квадратических отклонений и коэффициентов вариации.
- 5. Для двухфазных поликристаллических материалов при исследовании масштабного эффекта сначала определяются модули упругости по Ройссу и Фойгту. Осреднение по объему фаз проводится по правилу механического смешивания [2]:

$$E_R = \psi' E_R' + \psi'' E_R''; E_v = \psi' E_v' + \psi'' E_v'',$$
 (5) где  $\psi'$  и  $\psi''$  – объемные доли для первой и второй фаз. Аналогично определяются  $G_v$ ,  $G_R$ ,  $V_v$ ,  $V_R$ .

Затем, используя осреднение Хилла [6], вычисляются модули упругости  $E_H$ ,  $G_H$ ,  $\nu_H$ , т. е. определяется среднее арифметическое из значений, найденных по Фойгту и Ройссу. Далее вычисляются значения коэффициентов вариации (так же, как и для однофазных поликристаллических материалов).

На рис. 1 показаны полученные нами результаты изменения модуля Юнга E для двухфазных поликристаллов в зависимости от объ-

емного содержания второй фазы  $\psi$ . Результаты, приведенные на рис. 1, показывают возможность применения приближения Хилла также и для двухфазных поликристаллических материалов. Различия в значениях модуля Юнга E и модуля сдвига G, вычисленные по Фойгту и Ройссу для двухфазных поликристаллов, не превышают таковых для наиболее анизотропной фазы.

Определение коэффициентов вариации дает возможность вычислить статистические характеристики анизотропии, так как коэффициенты

вариации  $v_E$ ,  $v_G$ ,  $v_v$ , вычисленные для значения n=1, т. е. для одного зерна, по существу могут быть приняты за таковые.

Ниже приведены результаты исследований масштабного эффекта упругих свойств двухфазных поликристаллических материалов, составленных из зерен (кристаллитов) железа и титана, цинка и алюминия, меди и цинка, и для сравнения однофазных. Об анизотропии упругих свойств можно судить по векториальным моделям, представленным на рис. 2.

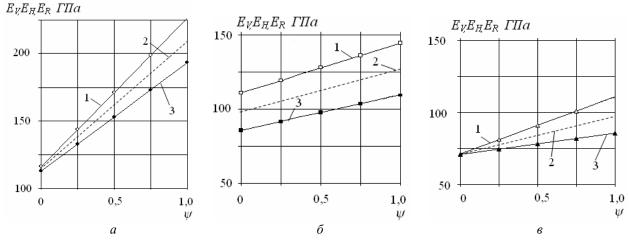
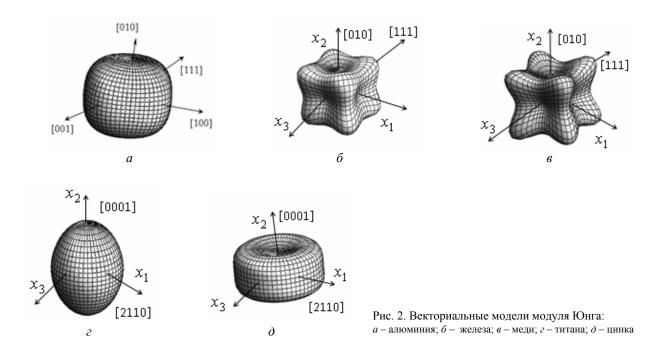


Рис. 1. Изменение модуля Юнга E при осреднении по Фойгту  $(E_v)$ , Ройссу  $(E_R)$  и Хиллу  $(E_H)$  для двухфазных поликристаллов в зависимости от объемного содержания второй фазы  $\psi$ : a – поликристалл Fe-Ti;  $\delta$  – поликристалл Cu-Zn;  $\epsilon$  – поликристалл Zn-Al; I – зависимости  $E_V$  для двухфазных поликристаллов Fe-Ti (a) (от содержания  $\psi$  Fe); Cu-Zn  $(\delta)$  (от содержания  $\psi$  Cu), Zn-Al  $(\epsilon)$  (от содержания  $\psi$  Zn), соответственно; 2 – то же для  $E_R$ ; 3 – то же для  $E_R$ 



130 ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ

Упругие постоянные использовались в расчетах по данным работ [7]. Композиции составлены таким образом, чтобы в них были представлены поликристаллы с различной кристаллической решеткой, разной концентрацией фаз, разной и близкой величиной анизотропии. На рис. 3 представлены кривые изменения коэффициентов вариации модуля Юнга для двухфазных поликристаллических материалов, составленных из зерен железа и титана (рис. 3, a), цинка и алюминия (рис. 3,  $\delta$ ), цинка и меди (рис. 3,  $\delta$ ) и для сравнения чистых материалов. В первых двух композициях железо и цинк являются более анизотропными, чем титан и алюминий. По мере уменьшения содержания железа

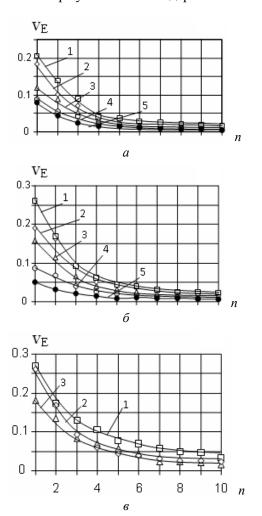


Рис. 3. Масштабный эффект упругих свойств однофазных и двухфазных поликристаллических материалов:  $a, \, \delta, \, \delta -$  изменение коэффициента вариации  $v_E$ , модуля Юнга  $E; \, a-l-$  для железа,  $2, \, 3, \, 4-$  для двухфазного поликристапла железо-титан с объемным содержанием железа  $\psi = 0,75; \, \psi = 0,5; \, \psi = 0,25$ , соответственно; 5- для титана  $(a); \, \delta - l-$  для цинка;  $2, \, 3, \, 4-$  для двухфазного поликристалла цинк-алюминий с содержанием цинка  $\psi = 0,75; \, \psi = 0,5; \, \psi = 0,25$  соответственно; 5- для алюминия  $(\delta); \, \delta - l-$  для меди, 2- для двухфазного поликристалла цинк-медь  $(\psi = 0,5 \, \mathrm{Cu}; \, \psi = 0,5 \, \mathrm{Zn}); \, 3-$  для цинка  $(\delta)$ 

(кривые 2, 3, 4, рис 2а) и цинка (кривые 2, 3, 4, рис. 3, б) наблюдается снижение значений коэффициентов вариации. В композиции, составленной из зерен цинка и меди, оба поликристаллических материалов обладают близкой по значению степенью анизотропии, поэтому кривые изменения коэффициентов вариации двухфазного композита (кривая 2, рис. 3, 6) располагаются близко к положению кривых изменения коэффициентов вариации для однофазных поликристаллов меди и цинка (кривые 1, 3, соответственно, рис. 3). Сопоставление результатов исследования для сплава меди и цинка, т. е. В-латуни с двухфазным поликристаллом, составленным из зерен меди и цинка, показывает, что для β-латуни кривые изменения коэффициентов вариации расположены существенно выше и степень анизотропии упругих свойств здесь также существенно больше.

Величина минимального объема, который можно наделить осредненными упругими свойствами для двухфазных поликристаллов, принимает промежуточные значения, по сравнению с соответствующими однофазными поликристаллами.

Изучение масштабного эффекта пластических свойств проведено на основе исследования микронеоднородности деформации технически чистых металлов: меди (гранецентрированная кубическая решетка) – железа (объемноцентрированная кубическая решетка), титана (гексагональная решетка),- на разных базах измерения с наименьшей базой в 10 мкм. Испытывали на растяжение цилиндрические образцы диаметром 10 мм и с длиной рабочей части 100 мм. После отжига цилиндрическую поверхность образцов, подготавливаемую как металлографический шлиф, подвергали многократной электролитической полировке с последующим химическим травлением для выявления микроструктуры. Средний размер зерна d исследованных образцов составил 140 мкм для меди, 80 мкм для железа, 100 мкм для титана. Для сравнения были также проведены испытания двухфазных сплавов: стали с содержанием углерода С 0,66 % в состоянии после отжига со структурой феррит + перлит и в состоянии после закалки и отпуска со структурой сорбит.

На поверхности образцов вдоль оси нагружения наносили реперные точки на установленном на независимый фундамент усовершенствованном микротвердомере с автоматическим нагружением индентора с наименьшей ба-

зой 10 мкм. Деформации образцов на различных базах измерения определяли по методике, описанной в работе [1]. Для каждого испытанного образца общее количество исследованных микроучастков составляло от 200 до 400. Средняя деформация на ступени равнялась 2–4 %. Деформацию *i*-го микроучастка на первой и последующей ступенях подсчитывали следующим образом:

$$\varepsilon_{i1} = \frac{L_{i(1)} - L_{i(0)}}{L_{i(0)}}, \quad \varepsilon_{i2} = \frac{L_{i(2)} - L_{i(1)}}{L_{i(1)}}$$
ит. д., (6)

где  $L_{i(0)}$  — длина i-го микроучастка до деформации образца;  $L_{i(1)}$  — длина этого же микроучастка после первой ступени деформирования и т. д.

Для построения графиков микронеоднородной пластической деформации определяли параметр  $K_{\rm E}$ :

$$K_{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_i}{\overline{\varepsilon}}, \, \overline{\varepsilon} = \frac{\sum_{i=1}^n \varepsilon_i}{n},$$
 (7)

где n — число исследованных микроучастков.

С целью сравнительной оценки неоднородности пластической деформации, приходящейся на единицу деформации, вычисляли коэффициент вариации v:

$$v = \frac{\sigma_{ck}}{\overline{\epsilon}},\tag{8}$$

где  $\sigma_{c\kappa}$  – среднее квадратическое отклонение.

Графики микронеоднородной деформации, полученные при растяжении образцов из меди, железа и титана в ходе трех последовательных ступеней нагружения, показывают высокое постоянство и закрепление очагов повышенной и уменьшенной деформации в ходе всего процесса пластического деформирования. Возникшая в начале пластического деформирования микронеодородность деформации, наиболее выгодная в энергетическом отношении и обеспечивающая условие неразрывности материала, практически без изменения действует в процессе всего пластического деформирования, т. е. имеет место повторяемость микроочагов повышенной и уменьшенной деформации [1].

Линейная протяженность объема поликристалла, для которого пластические свойства определяются средними значениями, может быть принята равной базе, при измерении деформаций на которой значение неоднородности деформации должна быть близким нулю, что можно получить путем экстраполяции прямых на весьма малые значения коэффициента вариации v (0,05–0,1), (рис. 4). Минимальный

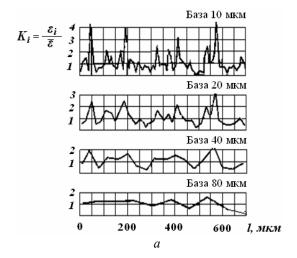
объем поликристалла, который можно наделить осредненными свойствами, представим в виде куба с ребром, равным размеру базы, полученному при данной экстраполяции.

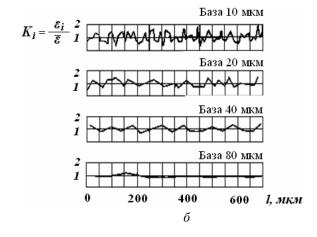
Экстраполяция прямых на значения базы, выраженная через средний размер зерна, дает следующие значения: для меди  $l_{\rm M}=(3-4)d$ , для железа  $l_{\rm K}=(5-8)d$ , для титана  $l_{\rm T}=(12-16)d$ .

На рис. 4 представлены графики микронеоднородности деформации, полученные на различных базах измерения, и зависимость коэффициента вариации от базы для образцов из двухфазного поликристаллического материала – стали с содержанием углерода С 0,66 % со структурой феррит + перлит (после отжига) и со структурой сорбит (после закалки и отпуска). Степень микронеоднородности деформации стали со структурой сорбита невысока, параметр К не превышает здесь 2 (рис. 4, б) на минимальной базе в 10 мкм, а значение коэффициента вариации составляет  $v \approx 0.33$  (рис. 3), в то время как для структуры феррит + перлит отдельные значения К превышают 4 (рис. 4, а), а коэффициент вариации v = 0.8. С уменьшением относительного количества менее прочных, но более пластичных ферритных зерен и, следовательно, с увеличением количества более прочных, но малопластичных перлитных зерен происходит усиление локализации деформации по ферриту. Резкое увеличение степени микронеоднородности деформации в сталях с ферритно-перлитной структурой приводит к значительному снижению пластических свойств [8].

Зависимость коэффициента вариации от базы здесь так же, как и для однофазных металлов может быть аппроксимирована линейной функцией (рис. 4). Значения коэффициента вариации для структуры стали феррит+перлит при различных базах измерения выше, чем для структуры типа сорбит. Экстраполяция на ноль, дающая значение линейной протяженности объема поликристалла со средними значениями пластических свойств для стали со структурой феррит + перлит, более чем в 2 раза превышает таковое для структуры сорбита.

Приведенные на основе разработанных методов результаты могут быть использованы при построении расчетных моделей элементов конструкций из структурно-неоднородных материалов, а также при исследовании микромеханизма формирования физико-механических свойств в зависимости от структуры.





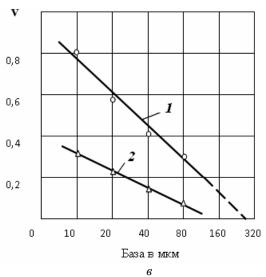


Рис. 4. Графики микронеоднородной деформации стали с содержанием углерода С 0,66 % : a — отжиг при 900 °C, 1 ч (структура феррит + перлит);  $\delta$  — закалка от 850 °C, отпуск при 670 °C, 2 ч (структура сорбит);  $\epsilon$  — зависимости коэффициента вариации  $\nu$  от базы d в мкм: I — феррит + перлит; 2 — сорбит

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Кукса, Л. В.* Механика структурно-неоднородных материалов на микро- и макроуровнях : моногр. / Л. В. Кукса; ВГАСУ. Волгоград, 2002. 160 с.
- 2. *Болотин*, *B*.  $\dot{B}$ . Механика многослойных конструкций / В. В. Болотин, Ю. Н. Новичков. М.: Машиностроение, 1980.-375 с.
- 3. *Ломакин, В. А.* Масштабный эффект упругих свойств поликристаллических материалов / В. А. Ломакин, Л. В. Кукса, Ю. А. Бахтин // Прикладная механика. 1982. № 9. Т. 18. С. 10—15.
- 4. Ильюшин, А. А. Некоторые проблемы неоднородной теории упругости / А. А. Ильюшин // Проблемы тео-

- рии пластичности. Механика. Новое в зарубежной науке. М.: Мир, 1976. № 7. С. 219.
- 5. *Най, Дж.* Физические свойства кристаллов / Дж. Най. М. : Мир, 1967. 385 с.
- 6. *Шермергор, Т. Д.* Теория упругости микронеоднородных сред / Т. Д. Шермергор. М. : Наука, 1977. 399 с.
- 7. *Хантингтон*, Г. Упругие постоянные кристаллов / Г. Хантингтон // Успехи физических наук. 1964. Т. 74, вып. 2. С. 302; вып. 3. С. 464.
- 8. *Кукса, Л. В.* Микродеформации и механические свойства поликристаллических сплавов при статических, динамических и высокотемпературных испытаниях // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 84, вып. 1. С. 96–105.

УДК 669.14.252.2:621.77

**Д. А. Гурьянов** — канд. техн. наук, **Е. И. Тескер** — д-р техн. наук, **Б. Н. Замотаев** — канд. техн. наук, **И. В. Рубежанская** — инженер

# УЛУЧШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛИ 30ХНМС МЕТОДОМ КОМБИНИРОВАННОЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: omd@vstu.ru)

Предложена новая технология комбинированной высокотемпературной термомеханической обработки (BTMO). Показано, что прокатка, реализованная по схеме: BTMO + отжиг с 950 °C + BTMO благоприятно влияет на весь комплекс механических свойств специальной стали.

*Ключевые слова*: высокотемпературная термомеханическая обработка (BTMO), феррит, дробная деформация, полигонизация, аустенит, субграницы.

A new technology of combined high temperature thermo mechanical treatment is proposed (HTTMT). It is shown that rolling processing carried out according to the following technology: HTTMT + tempering at 950 °C + HTTMT favourably influences the whole complex of the special steel's mechanical properties.

*Keywords:* high temperature thermo mechanical treatment (HTTMT), ferrite, fractional rolling processing, polygonization, austenite, sublimits (underboundaryes).

Применение новых схем термомеханической обработки, предусматривающих деформацию в межкритическом интервале температур, значительно расширяет возможность использования двухфазных сталей. С целью повышения пластичности и вязкости высокопрочной конструкционной стали при сохранении высокого уровня прочности используют мартенситоферритное состояние при небольшой доле ферритной составляющей.

Установлено [1], что распределение ферритных участков в структуре должно быть максимально равномерным, а сами они — весьма дисперсны. Эти представления стали предпосылкой для разработки физических основ новой технологии прокатки стали методом комбинированной ВТМО.

Цель работы — разработка режимов прокатки специальной стали с BTMO, реализуемой в следующей последовательности: BTMO + отжиг с 950 °C, 2 ч + BTMO с отпуском при температуре  $t_{\rm отn}$  = 250 °C, 2 ч, а также исследование механических свойств после термомеханического упрочнения.

В работе [2] показано, что более высокие механические свойства достигаются при проведении ВТМО с дробной деформацией (когда с большей полнотой протекают процессы динамической полигонизации), по сравнению с одноразовой деформацией при тех же обжатиях. С учетом вышеизложенного, на первом этапе прокатку с ВТМО осуществляли за 5 проходов.

Заготовки размером 150x80x15 мм нагревали в кселитовой печи до температуры 950 °С и

выдерживали для образования однородного твердого раствора аустенита (время нагрева до заданной температуры выбирали из расчета 1 мин на 1 мм сечения, время выдержки - не менее 20 минут). Затем заготовку подстуживали до температуры 880 °C и прокатывали на толщину 9,5 мм за 5 проходов с суммарным обжатием  $\varepsilon_{\Sigma} = 35 \%$  в температурном интервале 880-760 °C. Перед закалкой в воду осуществляли выдержку заготовки 20 с. В результате закалки образуется мартенсит в пределах деформированных мелких зерен аустенита. В результате развития динамической полигонизации зерна аустенита измельчаются до 40 мкм. Далее прокатанную заготовку нагревали в кселитовой печи до температуры 950 °C и выдерживали при этой температуре 2 ч, а затем охлаждали на воздухе. В процессе отжига после ВТМО происходит выделение феррита в деформированном аустените. В качестве мест его предпочтительного зарождения помимо границ зерен выступают субграницы, сформированные при проведении ВТМО.

На заключительном этапе комбинированной обработки отожженную заготовку размером 200x85x9,5 мм нагревали в печи до температуры 950 °C, выдерживали при этой температуре не менее 20 мин и прокатывали за 2 прохода на толщину 6 мм с суммарным обжатием  $\epsilon_{\Sigma} = 35$  % в температурном интервале 950-880 °C. Перед закалкой в воде осуществляли выдержку заготовки в течении 20 с, проводили отпуск  $t_{\text{отп}} = 250$  °C, 2 ч. При реализации повторного ВТМО формируются зерна феррита и аустенита размером 24-20 мкм.

Результаты испытаний образцов, полученных с использованием комбинированной тер-

момеханической обработки по различным технологическим вариантам, приведены в таблице.

Влияние комбинированной термомеханической обработки на механические свойства стали 30ХНМС

		Механические свойства					
Номер варианта	Способ обработки	Предел проч- ности ов, МПа	Предел текучести $\sigma_{02}$ , МПа	Относительное удлинение δ, %	Относительное сужение Ψ, %	Ударная вязкость КСV, Дж/см <sup>2</sup>	
1	Двухкратное ВТМО Ст. 30ХНМС	1980	1820	8,0	48	8,5	
2	ВТМО Ст. 30ХНМС* по данным[3]	1860	1680	10	50	5,3	
3	Ст.30ХНМС**	1800	1520	10	52	4,3	

<sup>\*</sup> Однократное ВТМО от 860 °C, за 5 проходов, с  $\epsilon_{\Sigma}$  = 35 % + отпуск 250 °C, 2 ч.

Как видно из таблицы, при испытаниях образцов по варианту 1 выявлено повышение прочностных характеристик ( $\sigma_{\rm B}$  и  $\sigma_{02}$ ) более чем на 100 МПа и ударной вязкости (KCV) на 2,5 Дж/см<sup>2</sup>, по сравнению с однократным ВТМО (вариант 2). Для сравнения в таблице приведены свойства исследованной стали после обычной термической обработки (вариант 3).

#### Выводы

Выполнены исследования влияния деформационных параметров BTMO при проведении комбинированной термомеханической обработки.

Установлено, что эффективным методом упрочнения высокопрочных листовых (толщина 5–6 мм) сталей типа 30ХНМС является комби-

нированная термомеханическая обработка с деформацией в межкритическом интервале температур и получением двухфазного структурного состояния — мартенсит и небольшое количество феррита.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Структура и свойства высокопрочной конструкционной стали 40ХНМС в двухфазном состоянии / М. Л. Бернштейн [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. № 3. 1985. С. 84—88.
- 2. *Берншпейн, М. Л.* Прочность стали / М.Л. Бернштейн. М.: Металлургия, 1974. 198 с.
- 3. Использование высокого динамического давления в процессе деформационного старения мартенсита / Проблемы металловедения и физики металлов: темат. отраслевой сб.  $\mathbb{N}$  4. М.: Металлургия, 1977. С. 52–59.

УДК 669.14.252.2:621.77

Д. А. Гурьянов – канд. техн. наук, Е. И. Тескер – д-р техн. наук, Б. Н. Замотаев – канд. техн. наук, И. В. Рубежанская – инженер

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ ПРИ ПОВТОРНОЙ ВТМО НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: omd@vstu.ru)

Предложена новая комплексная технология процесса прокатки двухкратной высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). Показано, что повторная ВТМО благоприятно влияет на весь комплекс механических свойств стали.

*Ключевые слова*: высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО), феррит, дробная деформация, полигонизация, аустенит, субграницы, ортогональный план второго порядка, уравнения регрессии.

A new complex technology of the process of rolling processing of the double high temperature thermo mechanical treatment is proposed (HTTMT). It is shown that repeat HTTMT favourably influences the whole of the steel's mechanical properties.

Keywords: high temperature thermo mechanical treatment (HTTMT); ferrite; fractional rolling processing; polygonization; austenite; sub limits (underboundaryes); orthogonally planning second level; regression equations.

<sup>\*\*</sup> Закалка от 920 °C + отпуск 250 °C, 2 ч.

Известно [1, 2], что для эффективного повышения механических свойств проката может быть использовано явление наследования упрочнения от ВТМО при повторной термической обработке. Однако эффект упрочнения от ВТМО сохраняется только в том случае, если сталь перезакалить с кратковременной выдержкой при температуре нагрева под закалку. При этом субструктура, созданная при горячей деформации аустенита, образованная при γ→αпревращении во время ВТМО, в определённой мере сохранилась и наследовалась во время перезакалки при  $\alpha \rightarrow \gamma$ - и  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращениях. Короткая выдержка при повторной закалке предотвращает развитие рекристаллизации аустенита, которая уничтожила бы полигонизованную структуру и соответственно упрочнение от предшествующей ВТМО.

Ниже представлены результаты исследований физических основ новой технологии прокатки с двухкратной BTMO.

На первом этапе заготовку размером 150x80x15 мм в лабораторных условиях нагревали в кселитовой печи до температуры 950 °C и выдерживали для образования однородного твердого раствора аустенита не менее 20 минут. Затем заготовку подстуживали до температуры 880 °C и прокатывали за 5 проходов с суммарным обжатием  $\epsilon_{\Sigma} = 35$  % в температурном интервале 880-760 °C. Перед закалкой осуществ-

ляли выдержку заготовки в течении 20 с и закаливали в воду.

На втором этапе провели планируемый эксперимент с использованием ортогонального плана второго порядка по повторной термомеханической обработке прокатанных заготовок с ВТМО размером 200х85х9,5 мм. Режим ВТМО характеризовался следующими параметрами: температура начала деформации  $t_{\rm H.~ J} = 950$  °C, время выдержки между проходами и перед окончательной закалкой в воду  $\tau_{\rm B1} = 5$  с и  $\tau_{\rm B2} = 20$  с, соответственно; температура отпуска  $t_{\rm отп} = 250$  °C, 2 ч.

Область изменения деформационных параметров BTMO стали 30ХНМС и их кодирование приведены ниже:

Наименование	n	$k_{\epsilon}$
Нулевой уровень ( $X_i = 0$ )	4	$k_{ m p}$
Интервал варьирования ( $\delta_i$ )	2	_
Нижний уровень ( $X_i = -1$ )	2	$k_{\rm v}$
Верхний уровень ( $X_i = +1$ )	6	$k_{\scriptscriptstyle \mathrm{B}}$
Кодовое обознач. факторов	$X_1$	$X_2$

При проведении полного факторного эксперимента второго порядка исследовали влияние указанных выше параметров ВТМО на механические свойства проката  $Y_1$  ( $\sigma_B$ , МПа),  $Y_2$  ( $\sigma_{02}$ , МПа),  $Y_3$  ( $\delta_5$ , %),  $Y_4$  ( $\psi$ , %),  $Y_5$  (КСV, Дж/см²). Результаты лабораторных экспериментов приведены в таблице.

Условия и результаты экспериментов, полученные при исследовании совместного влияния режима и дробности деформации на механические свойства стали 30XHMC с BTMO

№ п/п	Факторы		Отклики						
J\ <u>\</u> 11/11	$n(X_1)$	$k_{\varepsilon}\left(\mathrm{X}_{2}\right)$	$σ_{\scriptscriptstyle B}$ , ΜΠ $a$	$σ_{02}$ , ΜΠ $a$	$\delta_5$ , %	ψ, %	КСV, Дж/см²		
1	6	$\mathbf{k}_{\mathrm{y}}$	1860	1770	9,0	55	7,5		
2	2	k <sub>B</sub>	1830	1730	8,4	52	7,0		
3	6	k <sub>B</sub>	1900	1750	10,5	52	7,0		
4	2	$k_y$	2000	1860	8,8	53	7,2		
5	6	k <sub>p</sub>	1960	1800	9,0	52	7,4		
6	2	k <sub>p</sub>	1950	1800	8,8	50	7,6		
7	4	k <sub>B</sub>	1950	1780	9,0	52	6,9		
8	4	$k_y$	1900	1740	9,0	50	6,8		
9	4	k <sub>p</sub>	1960	1770	10,0	52	6,0		

 $\Pi$  р и м е ч а н и е :  $k_v$ ,  $k_B$ ,  $k_D$  — убывающий, возрастающий и равномерный режимы деформации.

При исследовании влияния числа проходов и характера распределения обжатия по проходам постоянными были значения скорости и суммарной степени деформации. В соответствии с методикой исследования реализовали ор-

тогональный план второго порядка. Полученные при обработке результатов экспериментов уравнения регрессии имеют вид:

$$\widetilde{Y}_{1}(\sigma_{B})=1970,0+35X_{1}+32,5X_{1}X_{2}-25X_{1}^{2}-45X_{2}^{2}$$
 (1)

$$\widetilde{Y}_{2}(\sigma_{02})=1785,6+21,7X_{1}+37,5X_{1}X_{2}-23,3X_{2}^{2}$$
 (2)

$$\widetilde{Y}_3(\delta_5) = 91,0-0,6X_2-0,6X_1X_2+X_2^2$$
 (3)

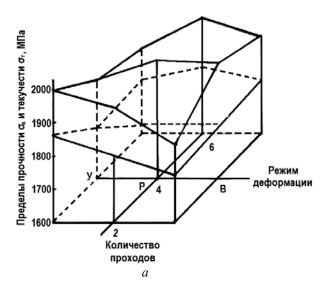
$$\widetilde{Y}_{4}(\psi) = 50,7-3,7X_{1}+4X_{1}X_{2}+6X_{1}^{2}$$
 (4)

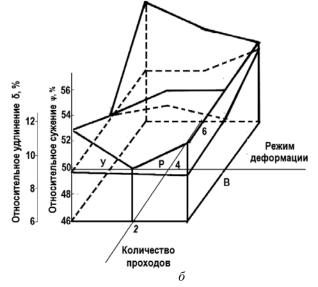
$$\widetilde{Y}_{5}(KCV) = 7,0+0,2X_{2}+0,5X_{1}^{2}-0,4X_{2}^{2}$$
 (5)

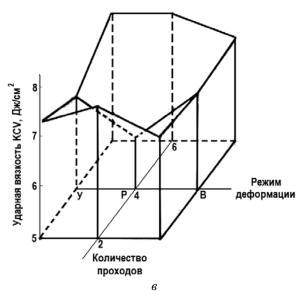
Проверка, выполненная с помощью критерия Р. Фишера [3], подтвердила адекватность полученных уравнений экспериментальным данным при уровне значимости 0,05. Совместное влияние дробности и режима деформации, построенное по уравнениям (1)–(5), представлено на рисунке.

Как видно из таблицы, прокатка с повторной ВТМО обеспечивает повышение прочностных свойств  $\sigma_{B}$  и  $\sigma_{02}$  по всем девяти исследуе-

мым режимам прокатки, а пластичность при испытании на ударный изгиб  $a_{kcv}$  выше на 30-40 %, по сравнению с полученными при прокатке листов с ВТМО в промышленных условиях толщиной 10 мм за 5 проходов с однократного нагрева [4]. 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 температуры 950 °C (на 100-70 °C выше практикуемой при прокатке с ВТМО с однократного нагрева высоколегированных сталей). Повышение температуры начала прокатки при реализации повторной ВТМО может обеспечить прокатку листов толщиной 5-6 мм на листовых станах.







Поверхность откликов при оптимизации режимов прокатки с двухкратной ВТМО стали 30 XHMC:  $a-Y_1$  ( $\sigma_0$ ),  $Y_2$  ( $\sigma_0$ );  $\delta-Y_3$  ( $\delta_5$ ),  $Y_4$  ( $\psi$ );  $e-Y_5$  (KCV)

## Выводы

Экспериментально исследовано комплексное влияние деформационных параметров после повторной ВТМО на формирование механических свойств специальной стали 30ХНМС. С помощью математической обработки результатов экспериментов получены уравнения регрессии и построены графики зависимости механических характеристик стали от исследуемых факторов процесса.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Бернштейн, М. Л.* Прочность стали / М. Л. Бернштейн. М.: Металлургия, 1974. 198 с. 2. *Бернштейн, М. Л.* Термомеханическая обработка
- 2. *Бернштейн, М. Л.* Термомеханическая обработка металлов и сплавов / М.Л. Бернштейн. М.: Металлургия, 1968. 1171 с.
- 3. Винарский, М. С. Математическая статистика в черной металлургии / М. С. Винарский, В. Т. Жадан, Ю. К. Купак. Киев : Техника, 1973. 220 с.
- 4. Использование высокого динамического давления в процессе деформационного старения мартенсита / Л. Е. Ватник [и др.] // Проблемы металловедения и физики металлов: темат. отраслевой сб. № 4. М.: Металлургия, 1977. С. 52–59.

УДК 669.15:620.184.6

**О. П. Бондарева** – канд. техн. наук, **И. Л. Гоник** – канд. техн. наук

# ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ ФЕРРИТО-АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 02Х22Н5

## Волгоградский государственный технический университет

(e-mail:tm@vstu.ru)

Проведено исследование свариваемости экономнолегированной феррито-аустенитной стали 02X22H5 опытной плавки. Показано положительное влияние снижения содержания углерода и микролегирования церием на стойкость к охрупчиванию после воздействия термического цикла сварки.

*Ключевые слова:* феррито-аустенитная сталь, микролегирование, термический цикл сварки, околошовная зона

The investigation on welding capacity of the leanalloyed ferrite-austenite steel 02X22H5 of experimental fusion was conducted. Positive effect of carbon reduction and microalloying by cerium on embrittlement resistance after the influence of the welding thermal cycle was demonstrated.

Keywords: ferrite-austenite steel, microalloying, welding thermal cycle, weld-affected zone.

Одним из возможных путей повышения стойкости к охрупчиванию сталей с ферритной составляющей в структуре является уменьшение содержание углерода и микролегирование церием и кальцием [1, 2].

В исследованиях применяли сталь типа 02X22H5 вакуумно-индукционной плавки, содержащую ~0,020 %С и не содержащую титан. Химический состав стали приведен в табл. 1, а механические свойства — в табл. 2. Под воздействием термического цикла сварки (ТЦС) в околошовной зоне (ОШЗ) сварных соединений феррито-аустенитных сталей наблюдается

интенсивный рост ферритного зерна, изменяется отношение фаз, происходит распад нестабильных структур, что приводит к охрупчиванию при сварке и температурах эксплуатации [1, 2]. Влияние ТЦС исследовали на образцах, вырезанных из основного металла, с последующей имитацией ТЦС на установке скоростного электронагрева. Максимальная температура нагрева составляла 1300 °C, скорость нагрева — 100 °C/c, скорость охлаждения — 5,25 и 100 °C/c. В процессе нагрева имитировали высокотемпературный участок ОШЗ сварного соединения.

 $\it Tаблица~1$  Химический состав исследуемых феррито-аустенитных сталей 02X22H5, 02X22H5Ч и 08X22H6T

Марка стали,	Способ выплавки Содержание элемента, %									
плавка	Спосоо выплавки	С	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	Ce
08X22H6T (ЭП-53)	Промышленный	0,06	0,51	0,20	0,020	0,015	21,4	5,7	0,31	
02X22H5	Опытный вакуумно-	0,015	0,52	0,24	0,011	0,018	22,0	5,6	-	
02X22H5Y	индукционной плавки	0,018	0,51	0,20	0,012	0,015	21,4	6,2	_	0,036

Несмотря на низкое содержание углерода, прочностные свойства стали 02X22H5, по сравнению со сталью 08X22H6T, практически не снижаются ( $\sigma_8 \sim 680$  МПа), а пластичность ее лишь незначительно больше ( $\sigma_5 = 44$  %). Микролегирование церием и кальцием повышает прочность стали 02X22H54 до 710 МПа, незначительно снижает пластичность (табл. 2) по сравнению со сталью 02X22H5.

В исходном состоянии сталь 02X22H5 имеет высокую ударную вязкость, даже при минус  $40^{\circ}$ C KCV  $\sim 1.8$  МДж/м<sup>2</sup>, что значительно выше, чем у стали 08X22H6T. Микролегирование

Таблица 2 Механические свойства сталей 02X22H5, 02X22H5Ч и 08X22H6T

Сталь, плавка	Температура испытания, °C	σ <sub>в</sub> , МПа	$σ_{02}$ , ΜΠ $a$	δ <sub>5</sub> , %
02X22H5	20	680	460	44
02X22H5Y	20	710	470	43
08X22H6T	20	670	417	40

церием и кальцием не сказывается на значениях ударной вязкости стали в исходном состоянии (табл. 3).

 $\it Tаблица~3$  Ударная вязкость сталей 02X22H5, 02X22H5Ч и 08X22H6T

		Ударная вязкость, КСV МДж/м <sup>2</sup> температура испытания, °C				
Сталь, плавка	Состояние металла					
		-40	-20	20		
02X22H5	Исходное состояние «закалка» от 1000 °C	1,80	1,80	2,2		
	После ТЦС: W <sub>охл</sub> = 5 °C/c	0,45	0,65	1,8		
	$W_{\text{OXJI}} = 25 \text{ °C/c}$	0,60	0,70	2,0		
	W <sub>охл</sub> = 100 °C/с	0,80	1,05	2,0		
02X22H5Y	Исходное состояние «закалка» от 1000 °C	1,80	1,80	2,2		
	После ТЦС: W <sub>охл</sub> = 5 °C/c	0,55	0,73	2,0		
	W <sub>OXJI</sub> = 25 °C/c	0,70	0,81	2,1		
	W <sub>охл</sub> = 100 °C/с	0,90	1,20	2,1		
08X22H6T	Исходное состояние «закалка» от 1000 °C	0,60	0,75	1,8		
	После ТЦС: W <sub>охл</sub> = 5 °C/c	0,14	0,17	1,8		
	W <sub>OXJI</sub> = 25 °C/c	0,29	0,58	1,0		
	W <sub>охл</sub> = 100 °C/с	0,35	0,84	1,3		

Стойкость к охрупчиванию после воздействия термического цикла сварки у стали 02X22H5 выше. При минус 40 °С ударная вязкость металла, имитированной ОШЗ, охлажденной в процессе ТЦС со скоростью 5 °С/с, у стали 08X22H5 составляет  $\sim 0,45$  МДж/м² против 0,14 МДж/м у стали 08X22H6T.

При скорости охлаждения 100 °С/с значения ударной вязкости металла ОШЗ еще выше. Микролегирование церием и кальцием повышает устойчивость к охрупчиванию в процессе сварки. Ударная вязкость стали 02X22H5Ч после воздействия ТЦС выше при всех темпера-

турах испытания по сравнению со сталью 08Х22Н6Т (табл. 3).

В структуре стали 02X22H5 в исходном состоянии содержится 28 % δ-феррита. Церий является ферритизатором, повышает содержание δ-феррита в стали до 32 %. Легирование церием и кальцием уменьшает склонность к росту зерна при воздействии термического цикла сварки [2, 3]. В стали без церия, в зависимости от скорости охлаждения, диаметр ферритного зерна меняется от 360 до 381 мкм. Размер ферритного зерна стали с церием не зависит от скорости охлаждения и составляет ~ 355 – 360 мкм (табл. 4).

 $\it Tаблица~4$  Влияние скорости охлаждения при термическом цикле сварки на параметры решетки сталей 02X22H5, 02X22H6T

		Коли-	Лиомотр		α-	фаза	ү-фаза	
Сталь	Состояние металла	чество б-феррита, ферритного %		Твердость, HV	параметры решетки, нм	истинная ширина ли- ний, рад, 10 <sup>-3</sup>	параметры решетки, нм	истинная ширина ли- ний, рад, 10 <sup>-3</sup>
	Исходное:	28	-	214	0,2878	3,14	0,3586	2,70
02X22H5	После ТЦС $W_{\text{охл}} = 5  ^{\circ}\text{C/c}$	80	381	220	0,2867	4,80	0,3582	3,27
	$W_{\text{охл}} = 25  ^{\circ}\text{C/c}$	85	375	222	0,2870	4,50	0,3583	2,90
	$W_{\text{охл}} = 100  ^{\circ}\text{C/c}$	90	360	228	0,2877	_	0,3584	2,80
02X22H5H	Исходное	32	_	220	0,2892	3,24	0,3682	2,90
	После ТЦС:							
	$W_{\text{oxn}} = 5  ^{\circ}\text{C/c}$	85	360	231	0,2891	4,70	0,3882	3,11
	$W_{\rm oxn} = 25  {\rm ^oC/c}$	88	355	235	0,2891	4,80	0,3681	2,90
	$W_{\rm oxn} = 100 {\rm ^oC/c}$	92	358	240	0,2892	-	0,3682	2,70
02X22H6T	Исходное	40	_	225	_	_	_	_
	После ТЦС:							
	$W_{\rm oxn} = 5  {\rm ^oC/c}$	70	410	231	_	-	ı	_
	$W_{\text{охл}} = 25 \text{ °C/c}$	75	400	235	_	_	ı	_
	$W_{\rm oxn} = 100  {\rm ^oC/c}$	80	380	241	_	-	_	-

Параметр решетки  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз стали 02X22H5Ч выше, что свидетельствует о том, что при легировании часть церия вошла в твердый раствор. При имитации ТЦС с низкой скоростью охлаждения –5 °С/с параметр решетки  $\alpha$ -фазы стали 02X22H5 уменьшается. Это свидетельствует о процессе карбидообразования. Рост ферритного зерна при сварке неизбежен. Однако вследствие малого содержания углерода феррит обладает высокой пластичностью, а образовавшийся вторичный аустенит содержит незначительное количество карбидной фазы. В результате этого ударная вязкость сталей 02X22H5Ч и 02X22H5 при воздействии ТЦС с  $W_{\text{охл}}$  = 5 °С/с остается высокой.

При скорости охлаждения  $\sim 100$  °C/с параметр решетки  $\alpha$ -фазы увеличивается до 0,2877 нм, что свидетельствует , по-видимому, об образовании мартенсита. Параметр решетки  $\gamma$ -фазы практически не зависит от скорости охлаждения. В стали, микролегированной церием и кальцием, параметр решетки  $\alpha$ -фазы проявляет большую устойчивость к воздействию термического цикла сварки.

Феррито-аустенитные стали склонны к охрупчиванию в интервале температур 300–500 °C в результате так называемой «475-градусной хрупкости». В интервале температур 500–800 °C

происходит процесс интенсивного карбидообразования. Представляется интересным выяснить, как влияет длительность пребывания в указанных интервалах температур на механические свойства стали 02Х22Н5Ч в состоянии поставки и после имитации ТЦС со скоростью охлаждения 5 °C. Отпуск при температуре 400°С изменяет свойства стали и имитированной зоны термического влияния, например, прочность металла ОШЗ возрастает с 710 до 750 МПа, а пластичность и ударная вязкость падают с 43 до 15 % и с 0,55 до 0,30 МДж/ $M^2$ , соответственно. Такое изменение свойств при нагреве связано с развитием процессов «475градусной хрупкости». Повышение температуры отпуска до 600 °C приводит к дальнейшему повышению прочностных свойств стали 02Х22Н5Ч в исходном состоянии и после воздействия ТЦС.

Пластичность и вязкость падают. Эти изменения свойств связаны, по-видимому, с процессом карбидообразования.

Отпуск при 800 °C практически не влияет на значение характеристик прочности. Пластичность стали и метала ОШЗ остается высокой. Ударная вязкость металла ОШЗ равна 0,40 МДж/м². Свойства стали после отпуска 900 °C практически не меняются (табл. 5).

Влияние термической обработки длительностью 1 ч на механические свойства стали 02Х22Н5Ч

Исходное состояние	Термическая обработка, °С	$\sigma_{\scriptscriptstyle B},$ МПа	σ <sub>02</sub> , МПа	δ <sub>5</sub> , %	КСV <sub>−40</sub> ° <sub>С</sub> МДж/м²	Твердость, HV
После закалки от 1000 °C	400 600 800 900	710 720 720 700	485 500 498 481	35 15 30 40	1,80 1,20 1,0 1,80	240 250 241 220
После ТЦС: $W_{\text{охл}} = 5  ^{\circ}\text{C/c}$	400 600 800 900	750 781 730 720	490 511 510 500	15 10 12 15	0,30 0,20 0,40 0,51	270 279 260 255

### Выводы

- 1. Установлено положительное влияние снижения содержания углерода и микролегирования кальцием и церием на стойкость к охрупчиванию после воздействия ТЦС на ферритоаустенитные стали.
- 2. Отпуск в интервале температур 400–800 °C приводит к снижению значения ударной вязкости основного металла и металла ОШЗ. Падение ударной вязкости при температуре 400 °C, по-видимому, связано с явлением «475-градусной хрупкости», а при температурах 600 и 800 °C с процессами выделения избыточных

фаз ферритной и аустенитной составляющих структуры.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Каховский, Н. И. Сварка нержавеющих сталей / Н. И. Каховский. – Киев: Техника, 1975. – 375 с.
- 2. Кинетика фазовых и структурных превращений стали 08X22H6T под воздействием термического цикла сварки / М. А. Хубрих [и др.] // Химическое и нефтяное машиностроение. -1986.  $\mathbb{N} 3$ .  $\mathbb{C}$ . 23–25.
- 3. Влияние кальция и церия на структуру и свойства стали  $08X18\Gamma8H2T$  и ее сварных соединений / Г. А. Сальников [и др.] // Химическое и нефтяное машиностроение. 1986. № 3. С. 21—23.

УДК 621.73

**В. С. Максимук** – канд. техн. наук, **Д. Н. Гурулёв** – канд. техн. наук

# НОВАЯ РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРУПНЫХ ШТАМПОВАННЫХ ПОКОВОК ТИПА ПУСТОТЕЛЫХ СТУПИЦ С ФЛАНЦЕМ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: tm@vstu.ru)

В статье описана новая ресурсосберегающая технология штамповки крупных поковок (масса более 40 кг) типа высоких пустотелых ступиц с фланцем горячим обратным выдавливанием на кривошипных горячештамповочных прессах (КГШП). Новая технология в сравнении с действующим производством обеспечивает: увеличение более чем в два раза производительности штамповки, значительное снижение трудоемкости, расхода энерго- и теплоносителей, экономию металла, повышение точности и качества поковок, исключение ручного труда за счет возможности автоматизации и механизации процесса штамповки.

Ключевые слова: штамповка, поковка, выдавливание, деформация, КГШП.

The article deals with a new resource-saving technology of large hot-stamped forgings (weight more than 40 kg) of high hollow naves type with the flange produced by inverted extrusion with the help of gyratory hot-stamp press. In comparison with the current manufacture the new technology provides productivity of the punching more than twice, considerable decrease in labour input, the reduction of the expenses in power- and heat-carriers, the economy of metal, the increase in exactness and quality of the punching, the exception of manual work due to possible automation and mechanization of the punching process.

Keywords: forgings, punching, extrusion, deformation, gyratory hot-stamp press.

Изготовление крупных уникальных изделий типа высоких пустотелых ступиц с фланцем традиционными методами горячей объемной

штамповки обычно связано со значительным расходом металла, а также с повышенной энерго- и трудоемкостью.

Одним из наиболее эффективных направлений оптимизации упомянутых технологических процессов является изготовление их методами горячего обратного выдавливания на КГШП.

Этот метод успешно реализован применительно к изготовлению поковок для детали «Коронная шестерня», чертеж которой показан на рис. 1, а. Данная деталь применяется на гусеничных тракторах типа ДТ-75, «Волгарь».

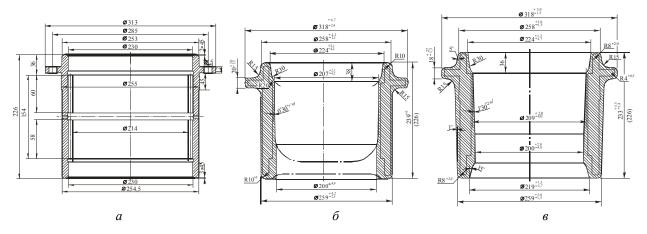


Рис. 1. Чертежи детали (a) и штампованных поковок коронной шестерни гусеничного трактора типа «Волгарь», изготовленных по действующей ( $\delta$ ) и новой (a) технологии

В действующем производстве в кузнечном цехе ОАО «Росмашком» (г. Волгоград) поковка коронной шестерни (масса около 42 кг) штампуется последовательно в двух линиях с двумя нагревами в пламенных полуметодических пе-

чах: сперва в линии паровоздушного штамповочного молота (ПШМ) с массой падающих частей 10 т, затем (после повторного нагрева) — доштамповывается в линии КГШП с номинальным усилием P = 40МН (рис. 2).



Рис. 2. Действующий технологический процесс изготовления штампованных поковок коронной шестерни гусеничного трактора типа «Волгарь»

Такая технология малопроизводительна, связана с большими трудозатратами и расходом энерго- и теплоносителей, повышенными потерями металла на угар. Отштампованные по этой технологии поковки имеют неудовлетворительную точность и низкое качество поверхности.

С целью поиска оптимальной технологии проведены исследования и разработан новый технологический процесс изготовления коронной шестерни методом закрытого обратного выдавливания на КГШП, достаточно надежно подтвержденный результатами теоретических и экспериментальных исследований [1].

Технологическая схема нового процесса представлна на рис. 3, а на рис. 1 показаны чертежи поковок, получаемых по действующей  $(1, \delta)$  и по новой технологии  $(1, \epsilon)$ .

Обратное выдавливание полуфабриката во втором переходе (рис. 3) является самой энергоемкой операцией, поскольку происходит на протяжении достаточно большого рабочего хода ползуна пресса до нижней мертвой точки (нмт), соответствующего углу поворота эксцентрикового вала около 60°. При обычной штамповке поковок формоизменение осуществляется при угле поворота вала 15–25°.

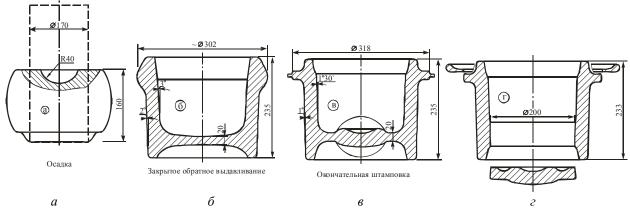


Рис. 3. Новый технологический процесс изготовления штампованных поковок коронной шестерни гусеничного трактора типа «Волгарь»:

а, б, в – переходы штамповки на КГШП усилием 80 МН; г – обрезка облоя и прошивка на обрезном прессе усилием 10 МН

Известно, что энергетические возможности КГШП и допускаемая прочность деталей его привода не позволяют перегрузок. Например, по информации Новокраматорского машиностроительного завода, запасенная энергия привода КГШП с номинальным усилием P = 63 МН при холостом ходе составляет 8000 кДж. Однако в процессе одиночного рабочего хода ползуна пресса допускается расходовать около 48 % этой энергии, т. е. около 3800 кДж. Величина энергии, которая может быть израсходована на полезную работу пластического деформирования, еще меньше и составляет лишь 10-50 % от 3800 кДж (зависит от величины КПД привода, изменяющегося в зависимости от угла поворота эксцентрикового вала), т. е. 380-1900 кДж.

С целью отработки оптимальных технологических параметров штамповки, обеспечивающих минимально возможные значения усилия и работы пластического деформирования при обратном выдавливании во втором переходе, проведены экспериментальные исследования по моделированию штамповки по схеме, показанной на рис. 3 [1]. Масштаб моделирования принят 1:3,2; материал заготовки — сталь 45. Штамповку производили на КГШП с номинальным усилием P=10 МН. Температура по-

ковки-модели в штампе второго перехода в момент доштамповки составляла 1050–1100 °С (непрерывное измерение температуры производили с помощью зачеканенных в пуансоне хромель-алюмелевых термопар). Силовые и энергетические режимы штамповки по переходам исследовали с помощью специально разработанных способов и тензометрических устройств [2, 3] с применением стандартной тензометрической аппаратуры.

Исследовано влияние на усилие и работу пластического деформирования при обратном выдавливании: температуры металла, величины уклона образующей пуансона и матрицы; формы заготовки при осадке в первом переходе; состава технологической смазки.

В процессе экспериментального моделирования получены достаточно надежные результаты, позволяющие оптимизировать форму и размеры поковки и штампов в каждом переходе, а также с достаточной точностью оценивать напряженно-деформированное состояние металла, силовые и энергетические параметры при обратном выдавливании во втором переходе. На рис. 4 показаны меридиональные сечения заготовки и поковок по переходам и операциям экспериментальной штамповки.



Рис. 4. Операции и переходы экспериментальной штамповки поковки-модели коронной шестерни на КГШП с  $P_{\text{ном}} = 10$  МН: a – осадка заготовки с образованием разгрузочной полости;  $\delta$  – обратное закрытое выдавливание;  $\epsilon$  – окончательная штамповка;  $\epsilon$  – обрезка облоя, прошивка отверстия; материал – сталь 45; температура заготовки 1150 °C; масштаб моделирования 1:3,2

В процессе моделирования установлен оптимальный вид и состав технологической смазки, обеспечивающей минимальные энергосиловые параметры обратного закрытого выдавливания — масло-графитовая смесь с соотношением компонентов: индустриальное масло 60 % и пластинчатый графит 40 %.

Еще больший эффект наблюдается, когда наряду с применением такой технологической смазки в центре верхнего торца заготовки при ее осадке в первом переходе выдавливается полусферическая разгружающая полость с радиусом сферы, составляющим 0,15 диаметра осаженной заготовки.

Однако максимальное снижение энергосиловых параметров при обратном выдавливании во втором переходе достигнуто, когда наряду с упомянутой смазкой для штампов в полусферическую полость на торце осаженной заготовки укладывали мерной ложкой смесь состава: 50 % пластинчатого графита + 50 % влажных древесных опилок. Удельные усилия в этом случае снижаются на 28 %, а работа пластического деформирования — на 14,4 %. При этом поковка никогда не остается на пуансоне, что очень важно.

Эффект разгружающей полости заключается в изменении потоков радиального течения металла вдоль торца пуансона: металл течет и к центру торца, и в противоположном направлении. Это существенно изменяет условия контактного трения, а, следовательно, и напряженное состояние металла под пуансоном, что приводит к снижению гидростатического давления.

Кроме того, разгружающий эффект усиливается тем, что в результате мгновенного сгорания опилок в замкнутом объеме разгружающей полости в начальный момент выдавливания между боковой поверхностью пуансона и внутренней поверхностью пустотелого полуфабриката образуется газовая прослойка, значительно снижающая контактное трение, а, значит, — и энергосиловые параметры выдавливания.

Напряженное состояние металла и силовые параметры штамповки коронной шестерни исследованы также теоретически с помощью метода линий скольжения [1].

Значения усилий пластического деформирования вычисляли с использованием уточненной на основе производственных исследований [4] методики расчета максимальных усилий штамповки на КГШП, описанной в работе [5].

Таким образом, для практической реализации в промышленном производстве нового технологического процесса решающее значение имеет предложенный в настоящей работе простой и эффективный метод снижения энергосиловых параметров во втором переходе штамповки — закрытом обратном выдавливании, — включающий:

- применение разгружающей полусферической полости на верхнем торце заготовки;
- заполнение разгружающей полости на заготовке, уложенной в матрицу второго перехода, смесью: 50 % пластинчатого графита + 50 % влажных древесных опилок;
- применение технологической смазки для штампов состава: 40 % пластинчатого графита + 60 % индустриального масла.

Если принять допущение, что достигнутое применением этого метода при экспериментальном моделировании снижение во втором переходе удельных усилий на 28 % и работы пластического деформирования на 14,4 % может быть распространенно на натурную поковку, то, например, при нижнем(наименее вероятном) температурном пределе 1050 °С получим:

Таким образом, величина работы  $A_{\text{пл}}$  во втором переходе существенно меньше величины запасенной энергии привода КГШП с  $P_{\text{ном}}$  = 63 МН, равной 1900 кДж, которая может быть израсходована на полезную работу пластического деформирования.

Однако для реализации новой технологии в промышленном производстве рекомендуется КГШП с  $P_{\text{ном}} = 80$  МН, проект которого был создан на Воронежском заводе «Тяжмехпресс». Этот пресс имеет бо́льшую величину хода ползуна, чем КГШП 63 МН, что необходимо для свободного манипулирования тяжелой поковкой в рабочем пространстве пресса при использовании средств механизации или автоматизации.

Полная энергия привода КГШП с  $P_{\text{ном}}$  = 80 МН при холостом ходе составляет около 10000 кДж. Таким образом, при одиночном рабочем ходе может расходоваться около 5000 кДж. При этом наибольшая величина энергии, которую допустимо использовать на полезную работу пластического деформирования, составляет ориентировочно 2500 кДж, что более, чем в 2 раза

превышает величину вышеуказанной расчетной работы  $A_{\text{пл}} = 1206 \text{ кДж}$ .

Новая технология изготовления штампованных поковок коронной шестерни имеет неоспоримые преимущества перед действующей, основные из которых:

- а) увеличение производительности штамповки более чем в 2 раза; снижение трудоемкости в несколько раз;
- б) заменат одной штамповочной линией на базе КГШП четырех линий действующего производства, что обеспечивает значительное снижение: капитальных затрат и затрат на энергои теплоносители; трудоемкости, себестоимости продукции;
- в) существенное повышение качества и размерной точности поковок, снижение расхода металла на их производство;
- г) возможность автоматизации и механизации технологических операций обеспечивает исключение тяжелого ручного труда.

При изготовлении штампованных поковок коронной шестерни по новой технологии масса поковки уменьшается почти на 1 кг, масса заго-

товки – на 1,5 кг, расход металла на одну поковку – почти на 3 кг.

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Максимук, В. С.* Новый технологический процесс изготовления штампованных поковок коронной шестерни гусеничного трактора типа «Волгарь» / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2007. № 7. С. 36–41.
- 2. *Максимук*, *В. С.* Способ и устройство для повышения точности измерения силовых параметров кривошипных прессов методом электротензометрии / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2002. № 3. С. 45–46.
- 3. *Максимук*, *В. С.* Тензометрический пружинный ходограф / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Кузнечноштамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2008. № 7. С. 43–44.
- 4. К оценке точности расчета усилий штамповки на КГШП / В. С. Максимук [и др.] // Кузнечно-штамповочное производство. 1974. № 7. С. 1–4.
- 5. *Максимук, В. С.* Номограммы для расчета максимальных усилий штамповки на кривошипных горячештамповочных прессах / В. С. Максимук // Э.-и. ЦНИИТЭИТСХМ. Сер.10.06. Технология и оборудование кузнечно-штамповочного производства. Отдельный вып. № 2(68). Москва, 1975. 24 с.

УДК 621.791.019:669.788

#### **Н. И. Егоров** – канд. техн. наук

# ОСНОВНЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ ДЛЯ АНАЛИЗА ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ ВОДОРОДА ПРИ СВАРКЕ

# Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: egorov ni@mail.ru)

Исследована температурная зависимость эффективного коэффициента диффузии водорода в условиях сварочного термического цикла, которая зависит от структурных превращений на стадиях нагрева и охлаждения. Получены температурные зависимости эффективного коэффициента диффузии водорода для сталей различных структурных классов на стадиях охлаждения после сварки.

Ключевые слова: сварка; коэффициент диффузии водорода; стали; термический цикл.

In this paper temperature dependence of effective hydrogen diffusion ratio was investigated during the welding thermic cycle. Hydrogen diffusion depends on structural change during the heat and cooling stages. Also temperature dependences of effective hydrogen diffusion ratio were obtained for different structural classes of steels on the cooling stage after welding.

Keywords: welding, hydrogen diffusion ratio, steels, thermic cycle.

При изготовлении сварных конструкций из высокопрочных легированных сталей наиболее частым дефектом являются холодные трещины. Возникновение холодных трещин обусловлено следующими факторами [1]:

- 1. Структурный фактор.
- 2. Наличие диффузионного водорода.
- 3. Сварочные напряжения І рода.

Для успешной борьбы с холодными трещи-

нами необходимо исследование перераспределения водорода при сварке.

Основными физическими предпосылками для анализа перераспределения водорода при сварке являются:

1. Температурная зависимость эффективного коэффициента диффузии водорода в условиях сварочного термического цикла для металла шва и основного металла.

- 2. Параметры, определяющие температурную зависимость при переходе остаточного водорода в диффузионный.
- 3. Начальное содержание диффузионного водорода в металле шва и начальное содержание остаточного водорода в основном металле.
- 4. Термоградиентный коэффициент, определяющий величину и направление потока термодиффузии.

Для определения параметров (по п.п. 1–3) создана экспериментальная установка, позволяющая имитировать сварочный термический цикл и изотермическую выдержку в вакууме, и при этом с достаточной точностью анализировать кинетику выделения водорода (рис. 1).

Коэффициент диффузии водорода определялся по методу десорбции в вакуум [2]. Перед испытанием образцы насыщали водородом в специальной многоместной электролитической ячейке с платиновым анодом. Измерение кинетики десорбции водорода в вакуум производили в вакуумной установке, состоящей из трех основных частей:

- 1. Печь, в которой анализируемый образец нагревается и подвергается экстракции газа.
- 2. Устройство для транспортирования экстрагированной газовой смеси.
- 3. Измерительное устройство, в котором определяется количество водорода.

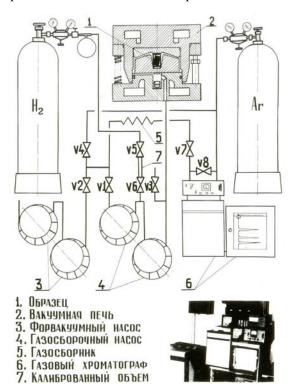


Рис. 1. Принципиальная схема вакуумной установки для анализа экстрагированного газа

Для создания структуры, характерной околошовной зоне сварного соединения на стадии охлаждения, в образце осуществляли имитацию сварочного термического цикла.

Образцы быстро нагревали со скоростью  $w=105-110\,^{\circ}\mathrm{C}$  до температуры  $T_{\mathrm{max}}=1250-1350\,^{\circ}\mathrm{C}$  и осуществляли охлаждение путем теплоотвода в водоохлаждаемые медные контакты печи (скорость охлаждения  $w_{500}^{600}\approx10\,^{\circ}\mathrm{C}$ ). При охлаждении образца до исследуемой температуры включали ток и определяли коэффициент диффузии водорода в процессе изотермической выдержки при этой температуре. Время выдержки соответствует полному выделению водорода из образца. Газовый анализ проводился в следующие моменты времени:

- 1) сразу после термического цикла;
- во время изотермической выдержки, в момент, когда выделилось 70–80 % диффузионного водорода;
  - 3) в конце изотермической выдержки.

По данным скорости выхода водорода вычислялся коэффициент диффузии водорода  $D_{\rm H}$  [3]. (рис. 2).

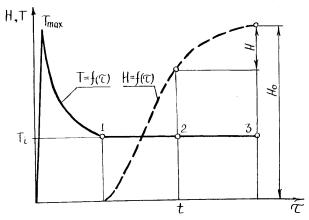


Рис. 2. Методика измерения коэффициента диффузии водорода в условиях термического цикла сварки (ТЦС)

Определение коэффициента диффузии водорода выполнялось как на стадии нагрева, так и на стадии охлаждения.

Температурная зависимость  $D_{\rm H}$  на стадиях нагрева и охлаждения термического цикла сварки приведена на рис. 3.

Из рисунка видно, что скачок в температурной зависимости, соответствующий полиморфному превращению, происходит при различных температурах на ветви нагрева и охлаждения. На стадии нагрева он происходит в интервале температур 700–800 °C, а на стадии охлаждения

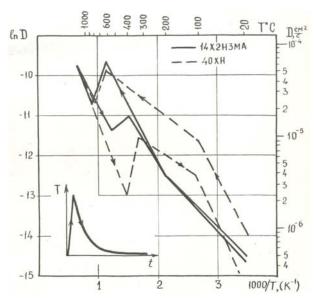


Рис. 3. Температурная зависимость коэффициента диффузии водорода на стадиях нагрева и охлаждения ТЦС сталей 14X2H3MA и 40XH

 $500{\text -}300\,$  °C. Характер зависимости для стали 14X2H3MA в других температурных интервалах отличается незначительно. Для стали 40X Н коэффициент диффузии водорода на стадии нагрева, соответствующей  $\alpha$ -области, выше, чем на стадии охлаждения. Это можно объяснить образованием мартенситной структуры при охлаждении, для которой  $D_{\text{H}}$  имеет меньшее значение.

Произведены исследования  $D_{\rm H}$  для сталей различного химического состава. Исследовались как присадочный металл Св-08, Св-08ГСМТ,

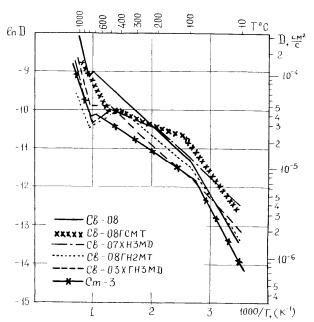


Рис. 4. Температурная зависимость коэффициента диффузии водорода для сталей феррито-перлитного класса на стадии охлажления

Св-08ГН2МТ, Св-03ХГН3МД, Св-Х16Н25М6АФ, так и основной металл Ст3, 14Х2Н3МА, 18Х2Н3МА, 18Х2Н4МА, 08Х15Н5Д2Т, АК45 и 40ХН. Исследуемые стали относятся к феррито-перлитному, перлитному, бейнитному, мартенситостареющему и аустенитному структурным классам.

На рис. 4 представлена зависимость коэффициента диффузии водорода от температуры для стальных сварочных проволок феррито-перлитного класса различного химического состава.

Полиморфное превращение для этих сталей находится в диапазоне 800–700 °C. Характер кривых зависит от химического состава стали. Наибольшее влияние оказывает углерод. С его увеличением уменьшается коэффициент  $D_{\rm H}$ . Причем, химический состав влияет на общий характер изменения  $D_{\rm H}$  в зависимости от T. Для сталей бейнитного класса в области  $\gamma$ -структуры существенных изменений для сталей различного химического состава не установлено. Температурный интервал фазового превращения находится в диапазоне 500–400 °C. Ниже 100 °C отмечен перегиб, связанный с несовершенствами структуры (рис. 5).

В области  $\alpha$ -структуры отмечено резкое изменение характера зависимости от химического состава стали. Можно отметить существенное различие  $D_{\rm H}$  при температуре 400 и 200 °C. В зависимости от химического состава стали изменяется и общий характер зависимости.

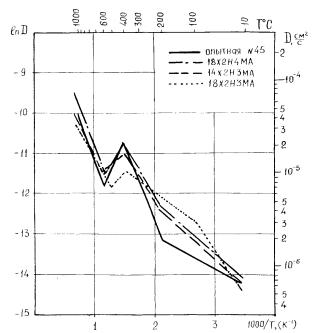


Рис. 5. Температурная зависимость коэффициента диффузии водорода для сталей бейнитного класса на стадии охлажления

В  $\gamma$ -области характер прямых зависит от степени легирования. С увеличением общего количества легирующих элементов значение  $D_{\rm H}$  уменьшается для соответствующих температур. Температурная область полиморфного превращения для сталей различного структурного класса находится в диапазоне различных температур. Для феррито-перлитных сталей — в интервале  $800-700~{\rm ^{\circ}C}$ , для бейнитных  $500-400~{\rm ^{\circ}C}$ , для мартенсито-стареющих — в области  $100~{\rm ^{\circ}C}$ , а для аустенитных эта температурная область не установлена в исследуемом диапазоне температур.

При комнатной температуре коэффициент для исследованных сталей бейнитного класса находится на одном уровне (данные представлены в таблице).

Исследовалось изменение температурной зависимости коэффициента диффузии водорода на стадии охлаждения термического цикла сварки для сталей различного структурного класса (рис. 6).

В  $\alpha$ -области для феррито-перлитных и бейнитных сталей температурная зависимость  $D_{\rm H}$  не имеет монотонного характера. В области 200–100 °C наблюдается перегиб в температур-

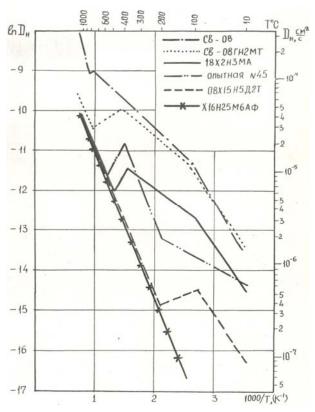


Рис. 6. Сопоставление температурной зависимости коэффициента диффузии водорода для сталей различных структурных классов на стадии охлаждения

## Параметры температурной зависимости коэффициента диффузии водорода на стадии охлаждения ТЦС $D_{\rm H} = D_0 \cdot \exp\!\left(-\frac{Q}{T}\right), {\rm где} \ \emph{T} - {\rm температура}, {\rm K}$

Марка стали	γ – Fe		$\alpha - \text{Fe}(T > 200 - 100^{\circ}\text{C})$		$\alpha - \text{Fe}(T < 200 - 100^{-0}\text{C})$	
	$D_0$	Q	$D_0$	Q	$D_0$	Q
Св-08	$2,73 \cdot 10^{-2}$	6000	$4,62 \cdot 10^{-4}$	1360	$1,22 \cdot 10^{-2}$	2600
Св-08ГСМТ	$1,84 \cdot 10^{-3}$	2940	9,33 · 10 <sup>-5</sup>	512	$4,99 \cdot 10^{-3}$	2100
Св-08ГН2МТ	$9,11\cdot 10^{-4}$	3640	$4,10\cdot 10^{-4}$	1340	$7,45 \cdot 10^{-3}$	2440
Св-03ХГН3МД	$6,11\cdot 10^{-3}$	5120	$2,69 \cdot 10^{-4}$	1330	$6,43\cdot 10^{-4}$	1660
Св-07ХН3МД	$4,97 \cdot 10^{-2}$	7700	$9,85 \cdot 10^{-5}$	600	$5,73 \cdot 10^{-4}$	1430
Св-Х16Н25М6АФ	$5,26\cdot 10^{-4}$	3370	ı	_	_	-
Ст3	$5,30\cdot10^{-3}$	5130	$1,07 \cdot 10^{-4}$	990	$3,51\cdot 10^{-2}$	3080
18X2H3MA	$2,70\cdot 10^{-4}$	2830	6,13·10 <sup>-5</sup>	1110	$8,67 \cdot 10^{-4}$	2220
18X2H4MA	$1,15 \cdot 10^{-3}$	4280	$1,11\cdot 10^{-3}$	2720	$5,28 \cdot 10^{-5}$	1150
14X2H3MA	$2,75 \cdot 10^{-4}$	2670	$5,53 \cdot 10^{-4}$	2430	$4,54 \cdot 10^{-5}$	1230
AK-45	$1,11\cdot 10^{-3}$	4280	$5,63\cdot10^{-3}$	3750	$8,72 \cdot 10^{-6}$	730
08Х15Н5Д2Т	$5,06\cdot 10^{-4}$	3590	_	-	$1,01\cdot 10^{-4}$	1980
40XH	$3,71 \cdot 10^{-4}$	2500	$6,44\cdot10^{-5}$	1070	$6,34 \cdot 10^{-2}$	3750

ной зависимости, который, по-видимому, связан с молезацией водорода в микропорах, приводящей к локализации напряжений и концентрации водорода, препятствующей диффузии водорода.

Для сталей бейнитного класса различного химического состава в  $\alpha$ -области температурная зависимость  $D_{\rm H}$  имеет различный характер. Причем характер зависимости отличается от аналогичной зависимости у сталей ферритоперлитного и бейнитного классов.

Это, по-видимому, можно объяснить закалочными явлениями в области ниже полиморфного превращения, которые не доходят до завершения, что приводит к смешанной бейнитной структуре при комнатной температуре. Для сталей мартенсито-стареющего класса собласть недостаточно изучена, так как исследуемый интервал температур не охватывает полностью диапазон полиморфного превращения классов на стадии охлаждения

#### Выводы

1. Доказано, что основным физическим фактором, обуславливающим перераспределение водорода при сварке, является температурная зависимость эффективного коэффициента диф-

фузии водорода в условиях сварочного термического цикла.

- 2. Получены температурные зависимости эффективного коэффициента диффузии водорода для сталей феррито-перлитного, перлитного, бейнитного, мартенсито-стареющего и аустенитного классов на стадии охлаждения термического цикла сварки.
- 3. Установлено, что скачок в температурной зависимости, соответствующий полиморфному превращению, происходит при различных температурах на ветви нагрева и охлаждения сварочного термического цикла.
- 4. Выявлено, что для феррито-перлитных и бейнитных сталей температурная зависимость в области температур 200–1000 °С имеет перегиб, связанный с молезацией водорода в микропорах, препятствующей диффузии водорода.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Макаров, Э. Л.* Проблемы свариваемости высокопрочных легированных сталей / Э. Л. Макаров // Труды МВТУ. 1980. № 341. С. 153–161.
- 2. Определение коэффициента диффузии водорода в условиях сварочного термического цикла / Э. Л. Макаров [и др.] // МиТОМ. 1981. № 7. С. 56–58.
- 3. *Герцрикен, С. Д.* Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе / С. Д. Герцрикен, И. Я. Дехтяр. М.: Физматиздат, 1960. С. 564.

УДК 621.791.019:669.788

#### **Н. И. Егоров** – канд. техн. наук

### ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПЕРЕХОДА ОСТАТОЧНОГО ВОДОРОДА В ДИФФУЗИОННЫЙ НА СТАДИИ НАГРЕВА ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ

#### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: egorov ni@mail.ru)

Получена температурная зависимость параметров процесса перехода остаточного (металлургического) водорода в диффузионный при нагреве для сталей различного химического состава. Предложен метод определения начального содержания водорода в металле сварного шва.

Ключевые слова: сварка, водород, диффузия, сталь.

Temperature dependence of parameters transition process from residual (metallurgic) hydrogen to diffusive when heating was obtained for steel of different chemistry. Defining method of initial hydrogen content in weld metal was proposed.

Keywords: welding, hydrogen, diffusive, steel.

При изготовлении сварных конструкций из высокопрочных легированных сталей наиболее частым дефектом являются холодные трещины. Возникновение холодных трещин обусловлено наличием диффузионного водорода в комплексе со сварочными напряжениями и структурным фактором[1].

Для успешной борьбы с холодными трещинами необходимо исследование перераспределения диффузионного водорода при сварке.

Основными физическими предпосылками для анализа перераспределения диффузионного водорода при сварке являются:

- 1. Параметры, определяющие температурную зависимость «переход остаточного водорода в диффузионный».
- 2. Начальное содержание диффузионного водорода в металле шва и начальное содержание остаточного водорода в основном металле.

ИЗВЕСТИЯ ВолгГТУ 149

Для исследования параметров перехода остаточного водорода в диффузионный и для определения начального содержания водорода в металле шва использовалась вакуумная установка для газового анализа при различных температурах [2].

Для исследования параметров процесса перехода остаточного водорода в диффузионный применили метод ступенчатого нагрева от 100 до 1000 °C с последующим плавлением, с шагом в 100 °C. При каждой температуре производили выдержку до полного удаления диффузионного водорода, перешедшего из остаточного водорода образцов. При этом определяли константу скорости перехода остаточного водорода в диффузионный по формуле:

$$k = \frac{1}{t} \ln \frac{a}{a - x},$$

где: a — общее количество водорода, выделившееся при исследуемой температуре; x — часть водорода, выделившаяся за время t.

Полученные результаты по выходу диффузионного водорода, перешедшего в эту форму из остаточного водорода, приведены на рис. 1.

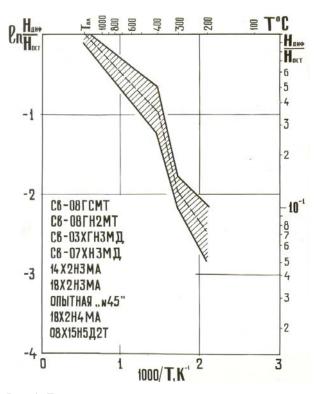


Рис. 1. Температурная зависимость относительного перехода остаточного водорода в диффузионный для различных сталей при нагреве  $\left(H_{\text{диф}}/H_{\text{ост}}\right)$ :

 ${
m H}_{_{{
m Ли}}{
m h}}-$  часть остаточного водорода, перешедшего в диффузионный при данной температуре;  ${
m H}_{_{{
m ocr}}}-$  начальное количество остаточного водорода

Начальное количество остаточного водорода в исследованных сталях находится на уровне 0,5–1,5 см<sup>3</sup>/100 г. Первые порции диффузионного водорода обнаружены свыше 200 °С (рис. 2). Наибольшее количество остаточного водорода переходит в диффузионный в интервале температур 300...400 °С. По-видимому, в этом температурном интервале молекулярный водород в микропорах преодолел энергетический барьер, диссоциировал на атомарный и вышел с поверхности образца. Подтверждением явлений, наблюдаемых при переходе остаточного водорода в диффузионный, служат исследования в работе [3]

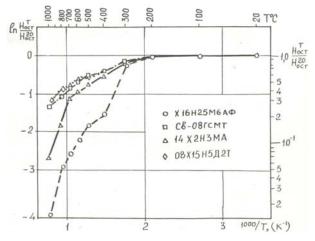


Рис. 2. Температурная зависимость относительного содержания остаточного водорода для сталей различного класса на стадии нагрева:

 ${
m H}_{
m oct}^{
m T}\,$  – количество остаточного водорода при данной температуре;  ${
m H}_{
m oct}^{
m 20}\,$  – начальное содержание остаточного водорода

Константа скорости процесса перехода остаточного водорода в диффузионный имеет температурную зависимость. Причем эта зависимость одинаковая для исследованных сталей. По-видимому, скорость диссоциации молекулярного водорода определяется его природой и состоянием поверхности микропор (рис. 3).

Оценив преимущества и недостатки существующих способов определения начального содержания водорода в металле шва [4], принято в качестве образца использовать составную пластину с канавкой, как показано на рис. 4. В качестве материала для пластины использовали основной металл сварного соединения. Наплавку производят в медном водоохлаждаемом приспособлении, с целью воспроизведения термических условий, свойственных массивному изделию.

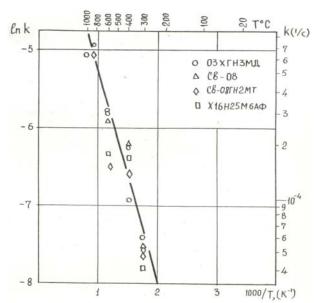


Рис. 3. Температурная зависимость константы скорости (*k*) перехода остаточного водорода в диффузионный водород

Сразу после сварки образец закаливается в воду, где очищается от шлака и окалины. Затем образец замораживается в смеси сухого льда и ацетона. При этом образец разламывается на составные части. Определение диффузионного водорода производится на вышеописанной установке для газового анализа. Анализ ведется при температуре 190 °C, так как при этой температуре остаточный водород еще не переходит в диффузионный. Время анализа определяется окончание выхода диффузионного водорода. Для определения начального содержания остаточного водорода в этой же установке повышается температура до плавления образца. Схематически порядок проведения эксперимента по определению начального содержания водорода приведен на рис. 5. За промежуток времени  $0 - \tau_1$  производится анализ диффузионного водорода при температуре T = 190 °C, а за промежуток времени  $\tau_1 - \tau_2$  – анализ остаточного водорода при плавлении образца.

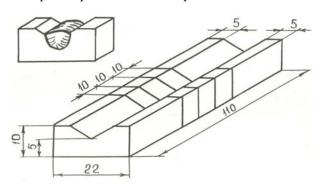


Рис. 4. Эскиз образца для определения содержания диффузионного и остаточного водорода

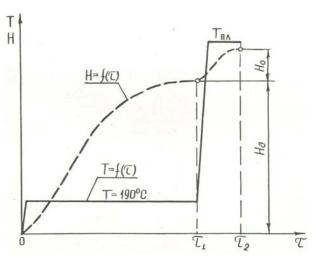


Рис. 5. Порядок проведения анализа для измерения начального содержания водорода в сварном шве

По приведенной методике произвели наплавку покрытыми электродами марки 48Н11 диаметром 4 мм, I=180–200A, U=38 В. Начальное содержание водорода в наплавке составило  $H_{\mathrm{III}(\mathrm{O})}=2,7\mathrm{cm}^3/100\mathrm{r}$ .

#### Выводы

- 1. Получена температурная зависимость процесса перехода остаточного (металлургического) водорода в диффузионный при нагреве для сталей различного химического состава и различных структурных классов.
- 2. Установлено, что первые порции остаточного водорода переходят в диффузионный при нагреве свыше 200 °C, а наибольшее его количество переходит в интервале 300...400 °C.
- 3. Получена температурная зависимость константы скорости процесса перехода остаточного водорода в диффузионный. Показано, что для сталей различного химического состава она практически одинакова.
- 4. Разработан метод определения начального содержания водорода в металле шва.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Макаров, Э. Л.* Проблемы свариваемости высокопрочных легированных сталей / Э. Л. Макаров // Труды МВТУ. 1980. № 341. С. 153–161.
- 2. Определение коэффициента диффузии водорода в условиях сварочного термического цикла / Э. Л. Макаров [и др.] // МиТОМ. 1981. № 7. С. 56–58.
- 3. Hydrogen solubility in pure iron and effects of alloying elements on the solubility in the temperature range 20 to  $500^{\circ}$ C / W.Y.Choo [et. al] // J. Mater. Sci. 1981. V.16,  $N_{\odot}$ 5. P. 1285–1292.
- 4. Хроматографический метод определения количества диффузионного водорода в сварных швах / И. К. Походня [и др.] // Авт. Сварка. -1980. -№ 1. C. 37–39.

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 151

УДК 669.18.046.518:621.746.58

**Н. А. Зюбан** – д-р техн. наук, **О. А. Шевцова** – аспирант, **Д. В. Руцкий** – канд. техн. наук

## АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СЕРЫ НА СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ И ПРИНЦИПЫ РЕГУЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОМ ФОРМИРОВАНИЯ СУЛЬФИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ПРОМЫШЛЕННЫХ СТАЛЯХ

#### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: tm@vstu.ru)

В работе рассмотрены особенности формирования сульфидных включений в промышленных сталях. Исследовано влияние типа стали и вида ее обработки на механические свойства поковок. Проведен анализ влияния режимов раскисления металла на характер распределения и формообразования неметаллических включений в низколегированных конструкционных сталях.

Ключевые слова: оксид, сульфид, раскисление, вакуумирование, степень окисленности, граница зерна.

At work features of formation of sulphidic inclusions in industrial steels are considered. Influence of type of steel and kind of its processing on mechanical properties forged pieces is investigated. The analysis of influence of modes deoxidation metal on character distribution and forming nonmetallic inclusions in low-alloy constructional steels is carried out.

Keywords: oxide, sulphide, deoxidation, vacuumizing, oxidation level, grain border.

Промышленные конструкционные низколегированные стали представляют собой много-компонентные сплавы на основе железа. Одной из основных примесей, сильно влияющей на свойства стали, является сера.

Снижение прочностных свойств стали с повышением содержания серы связано с тем, что выделяющиеся из металла сульфидные и оксисульфидные включения нарушают сплошность металла, а сами включения имеют незначительную прочность, являются хрупкими (особенно при низких температурах). Сульфидные и оксисульфидные включения во время прокатки легко деформируются и вытягиваются вдоль проката. Это приводит к анизотропии свойств металла вдоль и поперек проката.

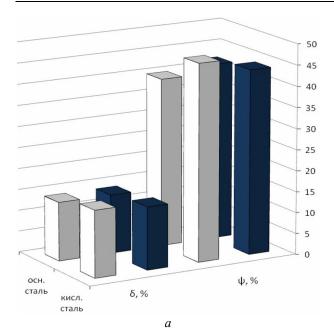
Уменьшить силу отрицательного влияния серы можно не только за счет снижения ее содержания в стали, но и путем изменения формы и характера взаимного расположения серы в металле. Повышение свойств за счет изменения формы присутствия серы в стали является более рациональным: оптимизация варианта раскисления и модифицирования неметаллических включений не требует тех больших затрат, которые связаны с внепечной десульфурацией, обработкой синтетическими шлаками, электрошлаковым переплавом стали.

Главной задачей такой обработки стали является получение неметаллических включений, содержащих сульфиды, оптимального вида и формы, что будет способствовать повышению пластических характеристик изделий, получае-

мых из выплавляемого металла. Особенности формирования сульфидов в кристаллизующейся стали, в зависимости от степени окисленности металла отражены в классификации сульфидных включений по К. С. Симсу и Ф. Б. Далю [1].

Таким образом, можно предположить, что степень окисленности стали является фактором, определяющим вид и форму образующихся сульфидных включений, и, следовательно, уровень свойств готовых изделий. Для подтверждения этого предположения исследовали влияние типа стали (основная — кислая) и вида обработки (вакуумированная — невакуумированная) на механические свойства поковок энергетического машиностроения.

Материалом поковок являлась сталь 38ХН3МФА, выплавленная в мартеновских печах кремневосстановительным процессом и в основных печах ДСП. Часть кислой мартеновской стали подвергали циркуляционному вакуумированию в ковше и затем проводили отливку слитков массой 5...10 т из обычного и вакуумированного металла. Основную электросталь использовали для отливки слитков указанной массы на воздухе и в вакууме. Заготовки, полученные из этих сталей, подвергали закалке в масле при температуре 860 °C и последующему отпуску при температуре 580 °C. Образцы для испытаний вырезали из прибыльной части поковок в поперечном направлении [2]. Результаты исследований приведены на рис. 1.



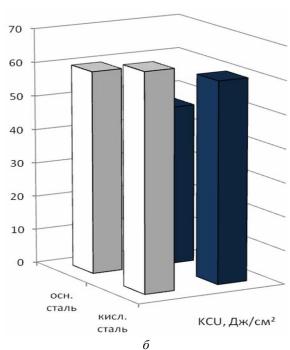


Рис. 1. Механические свойства поковок из стали 38ХНЗМФА, изготовленной по различным технологическим вариантам: 

— вакуумированная сталь; 
— невакуумированная сталь; a – пластические свойства;  $\delta$  – ударная вязкость

Из приведенных данных видно, что в поковках из вакуумированного металла наблюдается снижение пластических характеристик, особенно для кислой стали. Таким образом, воздействие вакуумирования на качество металла в отдельных случаях может проявляться и в ухудшении пластических свойств металлоизделий. Это можно объяснить особенностями морфологии оксидных и сульфидных включений в исследуемом металле. Как известно, различное поведение сульфидов в вакуумированном и обычном металле объясняется особенностями распределения в объеме металла оксидных включений, являющихся «подложками» для сульфидной фазы, выделяющейся, как правило, на более позднем этапе при кристаллизации слитков. В кислой стали, раскисленной кремнием и марганцем, где преобладающим видом оксидных включений являются равномерно распределенные в металле силикаты, сульфидные включения также равномерно располагаются в объеме металла. В основной стали, раскисленной алюминием, корундовые включения являются преобладающим видом оксидов. Они располагаются в металле неравномерно в виде скоплений, поэтому и сульфидные включения располагаются в металле аналогичным образом.

После вакуумирования количество и размеры оксидных неметаллических включений в обрабатываемом металле существенно уменьшаются. В вакуумированной кислой стали образующиеся жидкие сульфиды не могут полностью растекаться по поверхности мелких, субмикроскопических силикатов и, как правило, выделяются в отдельную фазу неблагоприятной формы. В хорошо раскисленной алюминием основной стали продукты раскисления образуются в виде мелких, строчечно расположенных включений глинозема, выделение на которых всей сульфидной фазы также является весьма затруднительным и часть сульфидов может располагаться в виде отдельных, цепочечных скоплений. За счет этого снижаются пластические и вязкостные свойства изделий.

Для уточнения механизма образования оксидов, сульфидов и оксисульфидов и выявления факторов, определяющих вид и форму включений, провели лабораторные исследования по выплавке и разливке стали 20 с различными вариантами раскисления.

Был проведен анализ индекса загрязненности неметаллическими включениями образцов. Результаты представлены на рис. 2.

Режимы раскисления стали 20

№ образца	Количество раскислителя, кг/т			
ле ооразца	Al	SiCa		
1	-	-		
2	_	2,76		
3	0,46	0,92		

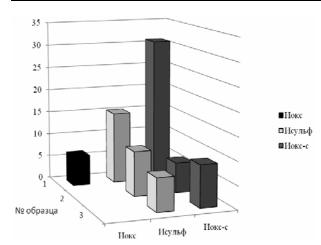


Рис. 2. Загрязненность неметаллическими включениями (среднее значение по образцам)

Из приведенных данных видно, что с увеличением количества вводимого алюминия (образец № 2), общая загрязненность неметаллическими включениями литого металла уменьшается. При введении совместно алюминия и силикокальция (образец № 3) наблюдается снижение загрязненности сульфидами, а оксисульфидов становится больше за счет связывания сульфидной фазы.

Было исследовано расположение неметаллических включений относительно зерен в образцах  $N_2$  2 и  $N_2$  3. Результаты представлены на рис. 3.

Из фотографий видно, что в образце № 2 сульфидные включения располагаются преиму-

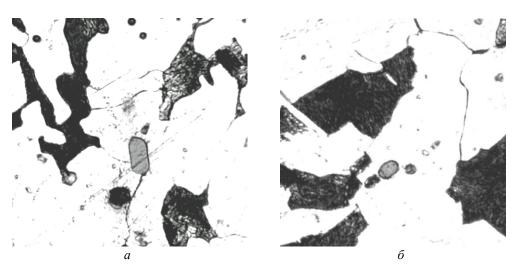


Рис. 3. Фотографии включений ×500: a – образец № 2;  $\delta$  – образец № 3

щественно по границам зерен, что, вероятно, вызвано отсутствием достаточного количества оксидных подложек. В образце № 3 оксисульфидные включения располагаются внутри зерна, наиболее благоприятным образом.

Таким образом, уменьшить силу отрицательного влияния серы можно не только за счет снижения ее содержания в стали, на основе использования дорогостоящих методов внепечной обработки стали, но и путем регулирования количества, формы и вида оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений в стали.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Малинока, Я. Н.* Сульфиды в сталях и чугунах / Я. Н. Малинока, Г. 3. Ковальчук. М.: Металлургия, 1988. 248 с.
- 2. Зюбан, Н. А. Влияние вакуумирования на особенности формирования сульфидных включений и свойства изделий из низколегированных конструкционных сталей // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 5. С. 15—18.

УДК 669.15 - 4:620.18

**С. Б. Гаманюк** – аспирант, **Д. В. Руцкий** – канд. техн. наук, **Н. А. Зюбан** – д-р техн. наук, **К. Е. Титов** – канд. техн. наук, **М. Ю. Чубуков** – студент

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ КРУПНОГО СЛИТКА СПОКОЙНОЙ СТАЛИ 38ХНЗМФА НА ПРОЧНОСТНЫЕ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

#### Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: tm@vstu.ru)

В данной работе представлены результаты исследования загрязненности стали 38ХНЗМФА неметаллическими включениями и их влияние на распределение уровня механических свойств. Показано, что с приближением к границам осевой и зоны дугообразных трещин предел прочности и текучести литого металла резко снижается. Наибольшее снижение прочностных характеристик наблюдается в зоне дугообразных трещин. В зоне конуса осаждения, столбчатых и различно ориентированных кристаллов прочностные характеристики распределяются равномерно. Высокие показатели пластических характеристик литого металла наблюдаются в зоне столбчатых и различно ориентированных кристаллов. На всех исследованных уровнях размер сульфидов и оксисульфидов увеличивается от поверхности к оси слитка.

Ключевые слова: слиток, механические свойста, кристаллизация, неметаллические включения.

In the given work results of research of impurity 38XH3MΦA by nonmetallic inclusions and their influence on distribution of level of mechanical properties became presented. It is shown that with approach to borders axial and zones of bow-shaped cracks strength and fluidity of cast metal sharply decreases. The greatest decrease durability characteristics is observed in a zone of bow-shaped cracks. In a zone of a cone of sedimentation, columnar and variously focused crystals, durability characteristics are distributed in regular intervals. High indicators of plastic characteristics of cast metal are observed in a zone columnar and variously focused crystals. At all investigated levels the size of sulphides and oxsisulphides increases from a surface to an ingot axis.

Keywords: the ingot, mechanical properties, crystallization, nonmetallic inclusions.

Проблемам совершенствования технологии производства крупных кузнечных слитков и улучшения их качества всегда придается большое значение в связи с тем, что, как правило, они предназначены для заготовок ответственного машиностроения (энергетического, судостроительного, атомного и др.).

Процесс кристаллизации слитков большой массы сопровождается развитием значительной структурной, физической и химической неоднородностями, поэтому важной задачей при получении качественных стальных изделий, является повышение однородности внутреннего строения стального слитка. Улучшение кристаллического строения слитка и уменьшение его неоднородности возможно достичь путем активного вмешательства в процесс кристаллизации. Однако без представления о механизме формирования структурных зон слитка, управление этим процессом невозможно. Выяснение механизма процесса формирования слитка, определяющего его структуру, характер и степень развития неоднородности имеет большое практическое значение.

Объектом исследования являлись макротемплеты, вырезанные из слитка спокойной стали 38XH3MФA массой 24,2 т. Цель работы —

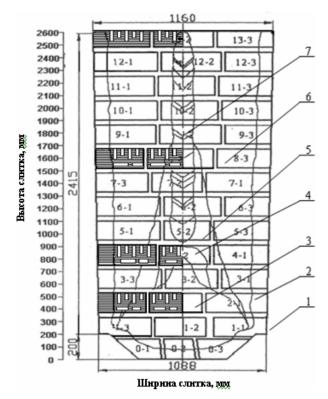


Рис. 1. Схема отбора проб металла слитка для химического анализа:

I — корковая зона; 2 — зона столбчатых кристаллов; 3 — конус осаждения; 4 — зона дугообразных трещин; 5, 6 — зона мелких и крупных различно ориентированных кристаллов; 7 — зона осевой рыхлости

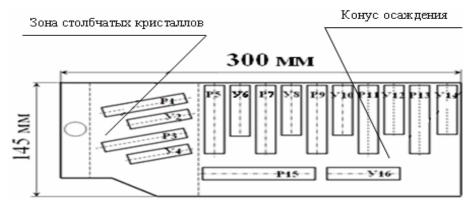
ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 155

определение особенностей строения литой структуры и ее влияние на качественные характеристики металла. Для достижения поставленной цели из слитка по его сечению были вырезаны образцы для определения загрязненности стали неметаллическими включениями и уровня механических свойств (рис. 1).

Образцы для механических испытаний изготовляли из темплетов вырезанных из продольной осевой плиты слитка, от поверхности до центра (рис. 1, заштрихованная область).

Для определения плотности литого металла, загрязненности стали и размера неметаллических включений использовались ударные образцы, с шести горизонтов слитка в соответствии с рис. 1 (заштрихованная область).

В зоне столбчатых кристаллов образцы вырезались параллельно росту главных дендритных осей, в направлении максимального теплоотвода. В остальных зонах образцы вырезались параллельно и перпендикулярно оси слитка (рис. 2).



В раннее проведенных исследованиях [1–3] макроструктуры слитка с использованием таких параметров, как длина больших дендритных осей, их угол наклона к горизонтали и плотность дендритной структуры (ПДС) были определены структурные зоны слитка (см. рис. 1).

Результаты исследования уровня механических свойств по высоте и сечению слитка показали, что в среднем прочностные характеристики на исследуемых горизонтах имеют одинаковую величину (рис. 3, б). Предел прочности составляет 960-1150 МПа, а предел текучести -864-920 МПа, при этом их распределение по ширине слитка равномерное. Снижение прочностных характеристик наблюдается при переходе границы осевой и зоны дугообразных трещин с 1100 до 800 МПа и с 900 до 0 МПа, соответственно. Осевая зона слитка состоит из дендритов размером от 10 до 18 мм (рис. 4,  $\partial$ ), при этом кристаллы имеют развитые оси второго и высшего порядков, а также большее междендритное расстояние, чем в прилегающих зонах. Область дугообразных трещин сформирована из кристаллов со средним размером 5-7 мм (рис. 4, 2).

В нижней части слитка, где расположен конус осаждения, сформированный из мелких глобулярных кристаллов размером 4—5 мм (рис. 4, в), прочностные характеристики распределяются равномерно и составляют в среднем 1100 МПа. В зоне крупных различно ориентированных кристаллов характеристики прочности металла изменяются незначительно. Высокие показатели пластичности наблюдаются в зоне столбчатых и различно ориентированных кристаллов. С приближением к центральной зоне слитка они постепенно уменьшаются, а в осевой и зоне дугообразных трещин отсутствуют.

Наибольшие характеристики прочности и пластичности наблюдаются в зоне крупных различно ориентированных кристаллов, сформированной из развитых кристаллов размером 10-15 мм (рис. 4, e).

Причиной такого изменения уровня механических свойств является структурная неоднородность слитка, распределение неметаллических включений и плотность стали.

В соответствии с результатами проведенных металлографических исследований в слитке из стали 38ХН3МФА были выявлены следу-

156 ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ

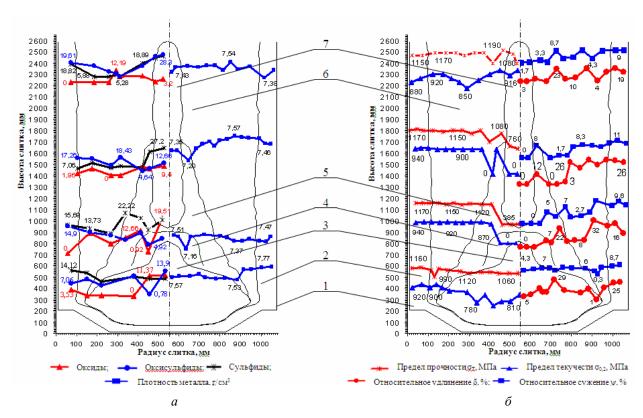


Рис. 3. Изменение загрязненности неметаллическими включениями и плотности литого металла (a), и уровня механических свойств  $(\delta)$  по сечению и высоте слитка:

I — корковая зона; 2 — зона столбчатых дендритов; 3 — зона конуса осаждения; 4 — область дугообразных трещин; 5 — зона мелких различно ориентированных дендритов; 6 — зона крупных различно ориентированных дендритов; 7 — зона осевой рыхлости и V-образных трещин

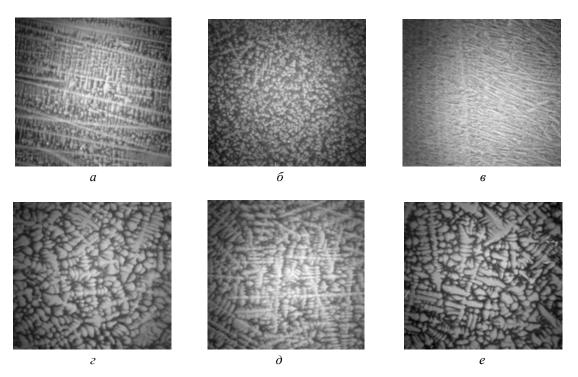


Рис. 4. Дендритная структура в различных зонах слитка, x8: a – корковая зона;  $\delta$  – зона столбчатых кристаллов;  $\epsilon$  – конус осаждения;  $\epsilon$  – зона дугообразных трещин;  $\delta$  – осевая зона слитка;  $\epsilon$  – зона различно ориентированных кристаллов

ИЗВЕСТИЯ ВолгГТУ 157

дующие типы сложных оксидных включений: FeO·MnO; 2FeO·SiO<sub>2</sub>; 2MnO·SiO<sub>2</sub>; MnO·SiO<sub>2</sub>; nFeO·mMnO·pSiO<sub>2</sub>;  $FeO \cdot V_2O_3$ ; FeO·Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; (FeO·MnO<sub>2</sub>)·Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; FeO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; FeO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Teepдый раствор оксидов железа и марганца FeO·MnO является наиболее часто встречаюшимся типом сложных оксидных включений (по результатам идентификации его содержание в общем объеме включений составляет 25 %). Сульфидная фаза в слитке представлена в виде твердого раствора сульфида железа и марганца. При соотношении марганца и серы, равного примерно 5 %, содержание железа в сульфидах составляет около 3 %. Расположение наблюдалось случайное в виде глобулей.

Оксисульфидная фаза в слитке представлена сложными сульфидами марганца, содержащими оксиды (FeO, MnO,  $SiO_2$ ) и FeS. Оксисульфидные включения имеют глобулярную форму, расположены неравномерно, встречались цепочки. По размерам эти включения намного превосходят оксиды и сульфиды.

Идентификация неметаллических включений показала, что все включения имеют сложный состав, глобулярную форму, случайное расположение, что оказывает положительное влияние на технологические свойства стали. Так, например, по литературным данным [4] оксидные включения сложного состава и сферической формы почти не ухудшают ударную вязкость, сульфидные включения ІІІ типа деформируются наиболее легко, как и оксисульфиды.

В результате исследования загрязненности стали неметаллическими включениями (см. рис. 3, а) определено, что характер их распределения по высоте и сечению слитка различный. На нижних горизонтах с приближением к центру слитка наблюдается снижение количества легкоплавких включений (сульфидов) в 1,6 раза и повышение тугоплавких (оксидов) в 5 раз. Такой характер распределения неметаллических включений связан с условиями затвердевания донной части слитка, т. е. образования зоны конуса осаждения.

Оксиды, как тугоплавкие частички, попавшие в литейную оснастку из сталеплавильного агрегата, являются затравками для гетерогенного образования зародышей кристаллов, которые впоследствии опускаются на дно слитка, формируя конус осаждения. Легкоплавкие неметаллические включения в процессе опускания твердых кристаллов, образовавшихся при более

высоких температурах, оттесняются в верхние горизонты слитка. На среднем и верхнем горизонте поведение неметаллических включений носит обратный характер. С приближением к осевой зоне слитка количество сульфидов возрастает в 3 раза, причиной этого является замедление скорости затвердевания; при этом создаются благоприятные условия для ликвации элементов из твердой в жидкую фазу и, как следствие, обогащение легкоплавкими включениями.

Анализ размеров неметаллических включений в нижней части слитка показал, что самыми крупными являются оксисульфидные включения, их средний размер достигает 17,8–18,2 мкм, соответственно, и увеличивается от периферии к оси слитка, тогда как размер сульфидов достигает 7,9–11,2 мкм, а размер оксидов 11–12,4 мкм с преимущественно равномерным распределением. Также следует отметить, что на вышележащих горизонтах слитка средний размер оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений увеличивается. На всех исследованных уровнях размер сульфидов и оксисульфидов увеличивается от поверхности к оси слитка.

Исследования плотности литого металла (см. рис. 3, *а*) показали, что наиболее высокие показатели наблюдаются в нижней части слитка, зоне конуса осаждения и составляют в среднем 7,55 г/см<sup>3</sup>. Это можно объяснить условиями кристаллизации данной части слитка, для которой характерна плотная дендритная структура, маленькая величина формирующих его кристаллов и невысокая пористость литого металла. Снижение плотности литого металла до 7,20–7,30 г/см<sup>3</sup> наблюдается с приближением к границам осевой и зоны дугообразных трещин, которая наиболее сильно поражена дефектами усадочного происхождения (осевая рыхлость, V-образные трещины).

#### Выводы

- 1. Наибольшие характеристики прочности и пластичности наблюдаются в зоне крупных различно ориентированных кристаллов и зоне конуса осаждения.
- 2. На всех исследованных уровнях размер оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений увеличивается от поверхности к оси слитка в 2 раза.
- 3. Наиболее высокие показатели наблюдаются в нижней части слитка, зоне конуса осаждения и составляют в среднем 7,55 г/см<sup>3</sup>.

- 4. Снижение загрязненности неметаллическими включениями, а также высокие показатели плотности металла на нижнем горизонте слитка, в зоне конуса осаждения, приводит к равномерному распределению прочностных характеристик литого металла по сечению слитка.
- 5. Увеличение загрязненности неметаллическими включениями и снижение плотности литого металла на среднем и верхнем горизонте слитка, с приближением к границам осевой и зоны дугообразных трещин, которая наиболее сильно поражена дефектами усадочного происхождения (осевая рыхлость, V-образные трещины) приводят к снижению прочностных характеристик металла и отсутствию пластических.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Жульев, С. И. Структурная неоднородность крупного кузнечного слитка конструкционной стали / С. И. Жульев, К. Е. Титов, С. Н. Чекалин // Современные проблемы металлургического производства; ВолгГТУ. Волгоград. 2002. С. 177–180.
- 2. Посламовская, Ю. А. Исследование механизма кристалллизации крупных кузнечных слитков / Ю. А. Посламовская, С. И. Жульев // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2008. № 2. С. 10–16.
- 3. Слитки для крупных поковок / С. И. Жульев, А. П. Фоменко, К. Е. Титов, Е. И. Бузинов, Д. Н. Федоров, Д. В. Руцкий // Сталь. 2005. Neltonological 11. С. 41—44.
- 4. Виноград, М. И. Включения в стали и ее свойства / М. И. Виноград. М.: Металлургиздат, 1963. 252 с.

#### Научное издание

# И З В Е С Т И Я Волгоградского государственного технического университета № 11 (59), 2009 г.

Серия "ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ" (Выпуск 3)

Межвузовский сборник научных статей

Редактор Л. Н. Рыжих Компьютерная верстка Е. В. Макаровой

Темплан 2009 г. Поз. № 143. Подписано в печать 30.12.2009. Формат  $60\times84$  1/8. Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 18,6. Уч.-изд. л. 15,05. Тираж 150 экз. Заказ 931.

Волгоградский государственный технический университет. 400131 Волгоград, просп. им. В. И. Ленина, 28, корп. 1.

Отпечатано в типографии Волгоградского государственного технического университета. 400131 Волгоград, пр. им. В. И. Ленина, 28, корп. 7.