

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ  
ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

# ИЗВЕСТИЯ

ВОЛГОГРАДСКОГО  
ГОСУДАРСТВЕННОГО  
ТЕХНИЧЕСКОГО  
УНИВЕРСИТЕТА

Серия

ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ  
И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Выпуск 4

---

---

№ 4(64)

Межвузовский сборник научных статей  
Издается с января 2004 г.

2010

---

---



Волгоград  
2010

УДК 621.525:621.757:658.583

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. *В. П. Багмутов*,  
д-р техн. наук, проф. *Н. А. Зюбан*,  
д-р техн. наук, проф. *М. М. Матлин*,  
д-р техн. наук, проф. *Н. А. Кидалов*,  
канд. техн. наук, доц. *В. Н. Арисова* (ответственный секретарь)

Печатается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

**Известия** Волгоградского государственного технического университета : межвуз. сб. науч. ст. № 4(64). – Волгоград: ИУНЛ ВолгГТУ, 2010. – 188 с. – (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 4).  
ISSN 1990–5297

В сборнике содержатся статьи, посвященные исследованию структуры и свойств различных материалов, полученных с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, другие виды воздействия, а также литых сплавов; рассматриваются вопросы сварки, прочности, работоспособности и диагностики материалов и конструкций

Ил. 179. Табл. 50. Библиогр.: 251 назв.

ISSN 1990–5297

© Волгоградский государственный  
технический университет, 2010

## СОДЕРЖАНИЕ

---

### I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И., Абраменко С. А.</i> Расчетная оценка энергетических затрат при термообработке слоистых интерметаллидных композитов.....	6
<i>Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Шморгун В. Г., Писарев С. П., Даненко В. Ф., Манзюк Л. В.</i> Влияние механической неоднородности на работоспособность свариваемых взрывом композиционных материалов.....	10
<i>Тарабрин Г. Т., Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Шморгун В. Г., Писарев С. П., Гришин А. В.</i> Жестко-пластическая модель пластины, метаемой скользящей детонационной волной.....	14
<i>Трыков Ю. П., Проничев Д. В., Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Шморгун В. Г., Арисова В. Н., Донцов Д. Ю., Михайлов Е. Б.</i> Исследование тепло- и электропроводности СИК титан-сталь.....	17
<i>Трыков Ю. П., Слаутин О. В., Шморгун В. Г., Кобликова Е. А., Богданов А. И.</i> Исследование кинетики диффузии в магни-алюминиевом композите при термических и силовых воздействиях.....	21
<i>Арисова В. Н., Самарский Д. С., Трыков Ю. П., Гуревич Л. М.</i> Исследование характеристик тонкой структуры составляющих композиционного материала АД1-МА2-0-АД1 после сварки взрывом и последующей теплой прокатки.....	25
<i>Трыков Ю. П., Проничев Д. В., Слаутин О. В., Арисова В. Н., Самарский Д. С., Кобликова Е. А.</i> Исследование теплопроводности биметалла алюминий-магний.....	31
<i>Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Шморгун В. Г., Богданов А. И., Киселев О. С.</i> О реализации равнопрочности кольцевых швов (мягких прослоек) разнородных труб и сосудов.....	35
<i>Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Киселев О. С., Кондратьев А. Ю., Полежаев А. В.</i> Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+АД1, полученном сваркой взрывом по угловой схеме.....	38
<i>Трыков Ю. П., Шморгун В. Г., Арисова В. Н., Богданов А. И., Слаутин О. В., Золотарев Е. В.</i> Тонкая структура и микромеханические свойства сваренного взрывом никель-алюминиевого композита.....	42
<i>Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Гурулев Д. Н.</i> Влияние величины обжатия при прокатке на распределение деформации в титано-алюминиевом композиционном материале.....	46
<i>Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Слаутин О. В., Абраменко С. А.</i> Механические свойства СИК системы Cu-Al с интерметаллидной прослойкой, сформированной в твердожидкой фазе.....	48

### II. ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Казуров А. В., Зерциков К. Ю., Седов Э. В.</i> Исследование влияния наполнителя на термомеханические свойства полиэфирэфиркетона.....	52
<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Фетисов А. В., Неберкутин А. А., Ярославкин В. Н.</i> Свойства полимерных материалов, полученных взрывным прессованием.....	55
<i>Адаменко Н. А., Казуров А. В., Лямин А. И., Сергеев И. В.</i> Исследование условий наноструктурирования при ударно-волновой обработке металлополимерных композиций.....	59

<i>Кукса А. В., Кидалов Н. А., Щипанов В. Ф.</i> Универсальная лабораторная установка для получения гранул пенополистирола и изготовления из них газифицируемых моделей для ЛГМ.....	61
<i>Эмих Ю. К., Бухаров С. В., Виноградов В. М.</i> Методический подход к оптимизации технологических параметров процесса изготовления листовых упрочненных термопластов.....	65
<b>III. ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ</b>	
<i>Локтюшин В. А., Гуревич Л. М.</i> Исследование контактного взаимодействия никеля с окисью алюминия.....	70
<i>Писарев С. П., Rogozin В. Д.</i> Электрические свойства прессовок из ZrC и Co, полученных высокоскоростным прессованием.....	74
<i>Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Панков С. В., Букин В. М.</i> Формирование структуры покрытий из самофлюсующихся сплавов при различных временах существования жидкой фазы.....	77
<i>Кязымов Ф. А., Попов П. В., Орешкин В. Д.</i> Химический анализ наплавочной композиции на основе $W_2B_5$ .....	81
<b>IV. УГЛЕРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ</b>	
<i>Рогозин В. Д., Тубольцев В. С.</i> Ударное уплотнение пленки из углеродных нанотрубок.....	84
<i>Гулевский В. А.</i> Разработка сплавов на основе сурьмы для пропитки углеграфитовых каркасов.....	86
<i>Гулевский В. А., Кидалов Н. А., Мухин Ю. А., Загребин А. Н.</i> Исследование влияния легирующих элементов на медную матрицу металлографитовых композитов.....	91
<b>V. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ</b>	
<i>Багмутов В. П.</i> Плоская задача теории упругости о напряженно-деформированном состоянии полуплоскости от сосредоточенных и распределенных усилий внутри нее.....	96
<i>Багмутов В. П., Водопьянов В. И., Кондратьев О. В., Горунов А. И.</i> О влиянии структурного состояния и концентраторов на сопротивление разрушению цилиндрических образцов.....	99
<i>Багмутов В. П., Тодоров А. Н.</i> Оптимальное проектирование армированных пластин на основе оценки характеристик прочности.....	103
<i>Багмутов В. П., Столярчук А. С., Коробов А. В.</i> Влияние микролегирувания кальцием на циклическую прочность конструкционных материалов.....	105
<i>Матлин М. М., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.</i> Исследование зависимости действительного натяга от параметров прессового соединения.....	110
<i>Матлин М. М., Мозгунова А. И., Фролова А. И.</i> Исследование изменения упругих свойств поверхностного слоя в результате поверхностного пластического деформирования.....	112
<i>Кислов С. Ю., Кутырев А. П.</i> Повышение нагрузочной способности полуобкатной конической передачи.....	116
<i>Кислов С. Ю., Кутырев А. П., Исковских Ю. С.</i> Особенности кинематики прецессирующей конической передачи.....	119
<i>Савкин А. Н., Седов А. А.</i> Прогнозирование долговечности конструкционных сталей при циклическом нагружении.....	122
<i>Киселев А. П., Гуреева Н. А., Киселева Р. З.</i> Расчет многослойной оболочки с использованием объемного конечного элемента.....	125

<i>Гуреева Н. А., Арьков Д. П.</i> Расчет оболочки вращения на основе МКЭ в смешанной формулировке с учетом физической нелинейности.....	128
<i>Клочков Ю. В., Николаев А. П., Шубович А. А., Маловичко Р. И.</i> Совершенствование расчетов геометрически нелинейных оболочек вращения в актуальном базисе деформированного состояния на основе МКЭ.....	132
<i>Гурьянов Д. А., Тескер Е. И., Замотаев Б. Н., Рубежанская И. В., Слесарев Д. В., Чернояров Е. В.</i> Исследование влияния температуры и дробности деформации на механические свойства гетерогенной стали 30ХНМС с ВТМО.....	135

VI. ВОПРОСЫ СВАРКИ

<i>Полесский О. А., Савинов А. В., Лапин И. Е., Лысак В. И., Арефьев И. В.</i> Влияние конструкции неплавящегося электрода на формирование шва при аргонодуговой сварке.....	138
<i>Артемьев А. А., Дубцов Ю. Н., Соколов Г. Н.</i> Исследование структуры и износостойкости наплавленного металла, упрочненного гранулами диборида титана.....	141
<i>Егоров Н. И.</i> Методика измерения концентрации водорода в различных точках многослойного сварного шва.....	144

VII. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

<i>Ильинский В. А., Гребнев Ю. В., Костылева Л. В., Габельченко Н. И., Гребнева Т. Т.</i> Улучшение механической обрабатываемости отливок из средне- и низколегированных сталей.....	147
<i>Габельченко Н. И., Гребнев Ю. В., Волкова Н. В., Зенин А. А.</i> Получение гомогенной аустенитной структуры в отливках из стали 110Г13.....	151
<i>Ильинский В. А., Карпова Е. Ю., Костылева Л. В., Габельченко Н. И.</i> Особенности морфологии и структуры видманштеттова и полиэдрического феррита в низкоуглеродистых сталях.....	154
<i>Ильинский В. А., Габельченко Н. И., Костылева Л. В., Карпова Е. Ю.</i> Влияние дисперсности первичной структуры на эксплуатационную надежность анодных штырей электролизеров.....	158
<i>Зюбан Н. А., Пегешева С. А., Рубежанская И. В.</i> Исследование влияния температурных условий посадки слитков в рекуперативные колодцы стана «1150» на образование дефектов донной части заготовок.....	162
<i>Зюбан Н. А., Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Витряк Н. А.</i> Исследование особенностей формирования, строения и структуры слитков с измененной геометрией донной части.....	166
<i>Шелухина Ю. М., Зюбан Н. А.</i> Исследование внеосевой Λ-образной ликвации в слитках и поковках.....	169
<i>Зюбан Н. А., Палаткин С. В., Руцкий Д. В.</i> Исследование влияния скорости разливки на формирование структуры слитков.....	171
<i>Шевцова О. А., Зюбан Н. А., Руцкий Д. В.</i> Исследование влияния типа образующихся неметаллических включений на качество слитков низколегированной конструкционной стали.....	174

VIII. ДИАГНОСТИКА МЕТАЛЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Мухин В. Н., Тришкина И. А., Трыков Ю. П., Гуревич Л. М.</i> Полевая металлография в системе экспертизы промышленной безопасности объектов нефтепереработки и нефтехимии.....	179
<i>Гевлич С. О., Пегешева С. А.</i> Выбор критерия предельного состояния диагностируемых металлоконструкций.....	183

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791

*В. Г. Шморгун, д-р техн. наук, Ю. П. Трыков, д-р техн. наук,  
А. И. Богданов, аспирант, С. А. Абраменко, канд. техн. наук*

### РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ЗАТРАТ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ СЛОИСТЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Предложена методика, позволяющая оптимизировать процесс высокотемпературной обработки слоистых интерметаллидных композитов с учетом тепловых затрат на формирование требуемых диффузионных прослоек и потерь на нагрев печи, выдержку при заданной температуре, загрузку и выгрузку термообрабатываемых заготовок.

*Ключевые слова:* высокотемпературная термообработка, слоистые интерметаллидные композиты, тепловые затраты, диффузионные прослойки.

The technique, which allows to optimize the process of high-temperature treatment of layered intermetallic composites taking into account thermal expenses for formation required diffusion layers and loss for heating furnace, endurance at a given temperature, loading and unloading of workpieces under heat treatment.

*Keywords:* high-temperature treatment, layered intermetallic composites, thermal expenses, diffusion layers.

Технология производства изделий из слоистых интерметаллидных композитов включает следующие операции [1]:

1. Сварка взрывом многослойных заготовок.
2. Их прокатка на заданную толщину.
3. Обработка давлением для реализации требуемой формы композиционного изделия.
4. Высокотемпературная термообработка с целью создания структуры металл-интерметаллид-металл.

Основные требования к перечисленным операциям заключаются в следующем:

1. Выбранные расчетно-экспериментальным методом оптимальные параметры сварки взрывом должны обеспечивать реализацию прочности сварного соединения, прочности наименее слабого из материалов композиции и не приводить к образованию на межслойных границах так называемых «опасных» видов механической и химической микронеоднородности (непроваров и оплавов).

2. Назначаемые режимы и условия прокатки многослойных композитов, как правило, выбираются опытным путем из-за многообразия влияющих факторов и невозможности в настоящее время их выбора теоретическим методом. Примеры обоснования режимов прокатки слоистых композиционных материалов, полученных сваркой взрывом, приведены в работах [2–5].

3. Аналогично п. 2 последующая обработка давлением прокатанных заготовок (штамповка, гибка и т. д.) должна выполняться на режимах, определяемых экспериментальным путем и исключающих образование дефектов типа общих или местных разрывов, разнотолщинности слоев, резких концентраторов и т. п.

4. Высокотемпературные нагревы сваренных взрывом, прокатанных и обработанных давлением композиционных заготовок производятся с целью создания за счет диффузии прослоек интерметаллидного состава между основными слоями многослойных композитов.

Принципиально важным при назначении режимов термообработки является вопрос технико-экономического обоснования конкретных назначаемых условий термообработки. Поскольку требуемые толщины диффузионных прослоек могут быть получены в широком диапазоне температуры и времени нагревов, то при оптимизации последних необходимо учитывать, в частности, затраты энергоресурсов при эксплуатации печного оборудования.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

Для расчета энергозатрат на термообработку многослойных композитов рассмотрим цикл, включающий нагрев печи, термическую обработку поштучно  $N$  заготовок, отключение печи.

Затраты энергии на цикл составляют [6]:

$$Q = Q_{пол} + Q_{всп} + \sum Q_{ном}, \quad (1)$$

где  $Q_{пол}$  – количество теплоты, потребное для нагрева заготовок до заданной температуры, Дж;  $Q_{всп}$  – количество теплоты, потребное для нагрева вспомогательных устройств, вводимых в печь вместе с заготовкой (поддоны, крючья), Дж;  $\sum Q_{ном}$  – суммарные тепловые потери за цикл.

Количество теплоты, затрачиваемое на нагрев изделий (полезная теплота), определяется по формуле:

$$Q_{пол} = N \cdot \sum_{i=1}^n C_{изд(i)} \cdot m_{изд(i)} (t_{изд}^{кон} - t_{изд}^{нач}), \quad (2)$$

где  $N$  – количество изделий, шт;  $C_{изд(i)}$  – удельная теплоемкость однородной части изделия, Дж/(кг·°C);  $m_{изд(i)}$  – масса однородной части изделия, кг;  $t_{изд}^{кон}$  и  $t_{изд}^{нач}$  – конечная и начальная температуры заготовки, °C.

Для равномерного прогрева заготовок из слоистых композитов проводить их термообработку необходимо поштучно. Вследствие этого, вспомогательные устройства не используются и расчет потерь энергии на их нагрев не ведется.

Общие потери энергии при термообработке заготовок из слоистых композитов определяются по формуле:

$$\sum Q_{ном} = k_n (Q_{ном(н)} + Q_{ном(в)} + Q_{ном(зв)}), \quad (3)$$

где  $k_n$  – коэффициент неучтенных потерь ( $k_n = 1,15-1,3$ );  $Q_{ном(н)}$ ,  $Q_{ном(в)}$ ,  $Q_{ном(зв)}$  – тепловые потери соответственно при нагреве печи, выдержке при заданной температуре, загрузке и выгрузке заготовок, Дж.

Тепловые потери при нагреве печи складываются из затрат на нагрев печи и тепловых потерь через стенки печи:

$$Q_{ном(н-кл)} = C_{кл}^l \cdot m_{кл} (t_{кл}^{кон} - t_{кл}^{нач}), \quad (4)$$

где  $C_{кл}^l$  – средняя удельная теплоемкость кладки печи, Дж/(кг·°C);  $m_{кл}$  – масса кладки печи, кг;  $t_{кл}^{кон}$  и  $t_{кл}^{нач}$  – конечная и начальная температуры кладки печи, °C.

Расчет затрудняется сложным распределением температуры по толщине кладки и использованием огнеупоров по объему кладки. Принимаем допущение, что  $t_{кл}^{кон} = 0,5 \cdot t_{печ}^{кон}$ .

Затраты на тепловые потери через стенки:

$$Q_{ном(н-ст)} = \alpha \cdot F_{нов} \tau_n (t_{ст}^{нар} - t_o), \quad (5)$$

где  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи от наружной поверхности печи, Дж/(м<sup>2</sup>·с·град), в соответствии с рекомендациями [6] принимаем  $\alpha = 18$  Дж/(м<sup>2</sup>·с·град);  $F_{нов}$  – суммарная наружная поверхность стенок, м<sup>2</sup>;  $\tau_n$  – время нагрева печи до заданной температуры, с;  $t_{ст}^{нар}$  – средняя температура наружной стенки, °C;  $t_o$  – температура окружающей среды, °C.

В связи с тем, что температура наружной стенки изменяется по сложному закону, можно принять, что  $t_{ст}^{нар} = 0,5 (t_{ст-макс}^{нар} + t_o)$ , где  $t_{ст-макс}^{нар}$  – максимальная температура стенки при выходе на режим. При расчете теплоизоляции печей не допускается  $t_{ст}^{нар}$  свыше 70 °C при выходе на максимальную температуру печи. Условно принимаем:  $t_{ст}^{нар} = (70 - t_o) t_{печ}^{кон} / t_{печ}^{макс} + t_o$ , где  $t_{печ}^{макс}$  – максимальная температура разогрева печи (по паспорту), °C.

Расчеты затрат на нагрев печи могут быть обеспечены, если в паспорте печи указано время на разогрев печи до максимальной температуры.

Приблизительно время нагрева печи определяется:

$$\tau_n = \frac{C_{кл}^l \cdot m_{кл} (t_{кл}^{кон} - t_{кл}^{нач})}{0,7P - \frac{1,5\alpha F_{нов}}{2} (t_{ст}^{нар} - t_o)}. \quad (6)$$

Отсюда (при  $\tau_n = \tau_n^{макс}$ ) можно определить произведение  $C_{кл}^l \cdot m_{кл}$  для подстановки в формулу 4:

$$C_{кл}^l \cdot m_{кл} = \frac{\tau_n^{макс} [0,7P - 0,75\alpha F_{нов} (70 - t_o)]}{0,5t_{печ}^{макс} - t_o}, \quad (7)$$

где  $P$  – потребляемая мощность печи, Вт;  $\tau_n^{макс}$  – время разогрева холодной печи до максимальной температуры (по паспорту), °C.

Потери тепла при выдержке заготовок при заданной температуре определяются выражением:

$$Q_{ном(в)} = \alpha \cdot F_{нов} \tau_v (t_{ст}^{нар} - t_o). \quad (8)$$

Время выдержки деталей определяется временем нагрева до заданной температуры  $\tau_{вн}$  и временем выдержки при заданной температуре  $\tau_{вв}$

$$\tau_v = \tau_{вв} + \tau_{вн}.$$

Для тонких изделий

$$\tau_{вн} = \frac{m_{изд} C_{изд} (t_{изд}^{кон} - t_{изд}^{нач})}{C_{пр} \left[ \left( \frac{T_{печи}^{кон}}{100} \right)^4 - \left( \frac{T_{изд}^{нач}}{100} \right)^4 \right] F_{з0} + \alpha_{кон} (t_{изд}^{кон} - t_{изд}^{нач}) F_{зк}}, \quad (9)$$

где  $C_{np} = \frac{5,7}{\frac{1}{\varepsilon_{нар}} + \frac{1}{\varepsilon_{изд}} - 1}$  – приведенная излучательная способность;  $\varepsilon_{нар}$  и  $\varepsilon_{изд}$  – коэффициент черноты материалов нагревателя и изделия (принимается равным 0,8);  $F_{зо}$  – облучаемая поверхность заготовки (в условиях данного расчета нагревом за счет облучения можно пренебречь);  $F_{зк}$  – поверхность заготовки, омываемая конвекцией;  $\alpha_{кон}$  – коэффициент теплоотдачи естественной конвекцией,  $\alpha_{кон} = 11,6-17,4$  Вт/(м<sup>2</sup>·град);  $T_{печи\ кон}$  и  $T_{изд\ нач}$  – соответственно абсолютная температура излучателей или разогретой кладки и исходная температура изделия, К.

Тепловые потери при загрузке-выгрузке

$$Q_{пот(зв)} = 5,7\psi \left[ \left( \frac{T_{печи\ кон}}{100} \right)^4 - \left( \frac{T_{изд\ нач}}{100} \right)^4 \right] F_{np} \tau_{зв} N, \quad (10)$$

где  $\psi$  – коэффициент диафрагмирования выходного отверстия (обычно 0,75–0,8);  $F_{np}$  – площадь выходного отверстия.

Входными данными для расчета тепловых затрат на формирование диффузионных прослоек заданной толщины в слоистом интерметаллидном композите являются требуемая толщина диффузионной прослойки, температура и продолжительность термообработки.

В качестве примера рассмотрим расчет энергозатрат на термообработку для заготовки из триметалла медь М1+алюминий АД1+медь М1, размерами 200x200x1,5 мм при объемах партий изделий 100 штук. Исходя из размеров заготовок, была выбрана печь СНЗ 3.6,5.2.5/9,5. Ее технические характеристики представлены в табл. 1.

Таблица 1

Технические характеристики электронагревательной печи марки СНЗ 3.6,5.2.5/9,5

Максимальная температура разогрева печи $t_{печ}^{max}$ , °С	Время разогрева печи до максимальной температуры $\tau_{печ}^{max}$ , ч	Потребляемая мощность Р, кВт	Размеры рабочего пространства печи, мм			Габаритные размеры печи, мм			Масса, кг
			$a_{вн}$	$b_{вн}$	$c_{вн}$	$a_{нар}$	$b_{нар}$	$c_{нар}$	
950	5	15	300	650	250	1100	1700	1520	1200

В качестве заданной толщины  $h$  диффузионной прослойки выбраны следующие значения: 10, 50 и 150 мкм.

Необходимое время выдержки при формировании диффузионной прослойки в твердой фазе определяли с помощью уравнения

$$h^2 = 1,72 \cdot 10^6 \cdot \exp\left(-\frac{109769}{RT}\right) \times \left( \tau - 0,677 \cdot \exp\left(\frac{37895}{RT}\right) \right), \quad (11)$$

полученного в работе [7].

При формировании диффузионной прослойки в твердожидкой фазе время выдержки составляло 3 часа.

Исходя из температурно-временных условий формирования диффузионных прослоек в мед-

но-алюминиевом композите, был рассмотрен диапазон рабочих температур от 350 до 500 °С с интервалом 50 °С (при формировании прослойки в твердой фазе) и 570 °С (при формировании прослойки в твердожидкой фазе).

Выходными данными расчета является дискретный ряд значений суммарных тепловых затрат, понесенных при формировании диффузионной прослойки заданной толщины в условиях различных температурных режимов. При наличии равной предпочтительности температурно-временных условий термообработки из полученного ряда выбирают параметры наименее энергоемкого режима.

Результаты расчета каждого типа тепловых затрат для каждой из рассматриваемых партий, а также суммарных затрат приведены в табл. 2 и 3.

Таблица 2

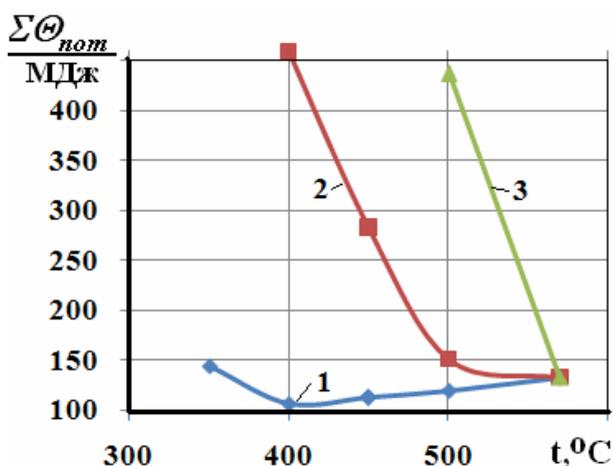
Тепловые потери при нагреве печи, выдержке при заданной температуре, загрузке и выгрузке заготовок

Температура, °С	Тепловые потери, кДж				
	При нагреве печи	При загрузке-выгрузке	При выдержке для формирования диффузионной прослойки толщиной, мкм		
			10	50	150
350	65970	4,9	54446	604961	–
400	76911	6,8	12203	305103	–
450	87990	9,1	5900	147526	1327744
500	99020	12,0	1011	27403	264645
570	110520	15,9	515	515	515

Таблица 3

Общие потери энергии при термообработке заготовок из слоистых композитов, кДж

Температура, °С	Толщина диффузионной прослойки, мкм		
	10	50	150
350	144505	805123	–
400	106944	458425	–
450	112679	282620	1698892
500	120052	151722	436412
570	133261	133261	133261



Зависимость суммарных энергозатрат при термообработке медно-алюминиевого композита от температуры выдержки при толщине диффузионной прослойки:  
1 – 10 мкм; 2 – 50 мкм; 3 – 150 мкм

Анализ полученных данных показывает, что оптимальный температурный режим определяется требуемой шириной диффузионной прослойки (а следовательно, временем выдержки) и с ее ростом смещается в область более высоких температур (рисунок). Так, для получения толщины диффузионной прослойки 10 мкм энергетически выгодной является термообработка при 400 °C, а для 50 мкм и выше – 500 °C (при ее формировании в твердой фазе) и 570 °C (при формировании в твердожидкой). Расчеты показали, что несмотря на возможность опти-

мизации температурно-временных режимов в случае небольших партий изделий, относительные затраты на получение одной заготовки всегда снижаются с увеличением \$N\$ за счет уменьшения тепловых потерь на нагрев печи, приходящихся на единицу изделия.

Вывод

В слоистых интерметаллидных композитах заданное объемное соотношение основных и интерметаллидных слоев можно реализовать при различных температурно-временных условиях, однако, для снижения энергозатрат на проведение термообработки необходимо учитывать возможности существующего термического оборудования, конструкцию и количество композиционных заготовок в партии и особенности взаимодействия используемых различных металлов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов, 2005. – № 3. – С. 3–9.
2. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун; ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.
3. Кобелев, А. Г. Производство металлических слоистых композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, А. А. Быков, В. П. Востриков. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 496 с.
4. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гильденгорн. – М.: Металлургия, 1970. – 237 с.
5. Левитан, С. М. Математическая модель формирования толщины раската при прокатке многослойного пакета / С. М. Левитан, Ю. В. Коновалов, А. П. Парамошин // Известия вузов. Черная металлургия, 1985. – № 4. – С. 59–63.
6. Рустем, С. Л. Оборудование термических цехов: учебник для машиностроительных техникумов / С. Л. Рустем. – М.: Машиностроение, 1971. – 287 с.
7. Трыков, Ю. П. Кинетика роста диффузионной прослойки в медно-алюминиевых композитах / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко, Д. Ю. Донцов // Материаловедение, 2009. – № 1 (142). – С. 24–28.

УДК 621.791

*Ю. П. Трыков, д-р техн. наук, Л. М. Гуревич, канд. техн. наук,  
В. Г. Шморгуни, д-р техн. наук, С. П. Писарев, канд. техн. наук,  
В. Ф. Даненко, канд. техн. наук, Л. В. Манзюк, студент*

### ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ СВАРИВАЕМЫХ ВЗРЫВОМ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Показана классификация сваренных взрывом КМ, разработанная на основе использования теории контактного упрочнения и обобщения экспериментальных данных с учетом состава прослоек, упрочняющего действия взрыва и рекристаллизации при последующих термических обработках.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, слоистые композиты, механическая неоднородность, прочность, микротвердость, мягкие прослойки, рекристаллизация.

Classification of the layered composites welded by explosion, taking into account the structure of layers strengthening actions of explosion and recrystallization at the subsequent thermal processings is shown developed on the basis of use of the theory of contact hardening and generalisation of experimental data.

*Keywords:* explosion welding, laminar aggregates, mechanical dissimilarity, strength, microhardness, soft interlayers, recrystallization.

Закономерности образования механической неоднородности и ее влияние на работоспособность сварных соединений широко освещены в работах [1–4]. Однако, как показали проведенные исследования, для определения прочности большинства механически неоднородных композиционных материалов (КМ), полученных сваркой взрывом, необходимо уточнение известных расчетных зависимостей. Использование теории контактного упрочнения и обобщение накопленных экспериментальных данных позволило разработать классификацию сваренных взрывом КМ, состоящую из следующих пяти основных типов с учетом состава прослоек, упрочняющего действия взрыва и рекристаллизации при последующих термических обработках:

1. С симметричной механической неоднородностью (твердый Т - мягкий М- твердый Т).
2. С несимметричной механической неоднородностью (Т-М- самый твердый СТ).
3. С мягкой прослойкой, жестко закрепленной с одной стороны (Т-М- абсолютно упругий твердый ТУ).
4. С мягкой прослойкой, жестко закрепленной с двух сторон (ТУ-М-ТУ).
5. С последовательно деформированной композитной мягкой прослойкой (ТУ-М-более прочной БП-ТУ).

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

При анализе расчетных схем и определении прочности исследуемых КМ использовали наиболее удобный для практического использования графо-аналитический метод [1].

#### Модель Т-М-Т

В случае вязкого разрушения временное сопротивление композиционного соединения определяется формулой [2]

$$\sigma_{\epsilon} = \sigma_{\epsilon}^M \times K_{\chi}, \quad (1)$$

где  $\sigma_{\epsilon}^M$  – временное сопротивление мягкой прослойки;  $K_{\chi}$  – коэффициент контактного упрочнения, определяемый для случая осесимметричной деформации как

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

Критические значения относительной толщины прослойки  $\chi$  для элементов компактного сечения равны

$$\left. \begin{aligned} \chi_0 &= 0,9, \\ \chi_b &= \frac{1}{3\sqrt{3} \times \left( \frac{\sigma_b^T}{\sigma_b^M} - \frac{\pi}{4} \right)} \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

При определении значения  $\chi_b$  исходят из условия, что около мягкой прослойки располагаются участки с большей прочностью, чем у основного металла. Их наличие (в рассматриваемом случае это зоны максимального упрочнения – ЗМУ) подкрепляет прослойку, способствуя реализации в ней контактного упрочнения до уровня прочности основного материала [3].

При отсутствии участков, подкрепляющих прослойку, достижение равнопрочности затрудняется развитием значительных пластических деформаций в приконтактных участках основного металла вследствие смягчения в них напряженного состояния, что приводит к неполной реализации контактного упрочнения в области значений  $\chi$ , близких к  $\chi_v$ . Приконтактные участки, непосредственно примыкающие к мягкой прослойке, вследствие смягченного напряженного состояния включаются в пластическую деформацию при средних напряжениях, меньших предела текучести их металла [4]. Эффект смягчения можно не учитывать, если полагать, что в прилегающих участках пластическая деформация начинается при достижении средними растягивающими напряжениями уровня  $\sigma_T$ . При толстых мягких прослойках, не испытывающих контактного упрочнения, вся пластическая деформация, вплоть до разрушения, локализуется в мягких прослойках. В области контактного упрочнения с уменьшением  $\chi$  прочность соединения возрастает и при  $\chi = \chi_i$  достигает предела текучести основного металла  $\sigma_T^T$ . Дальнейшее уменьшение  $\chi \leq \chi_i$  сопровождается неполной реализацией контактного упрочнения. Уменьшение степени контактного упрочнения характеризуется коэффициентом его реализации  $K_p$ , связанным с параметром, представляющим собой отношение прочности твердого металла к той теоретической прочности прослойки, которую она имела бы, будучи скрепленной с идеально упругими твердыми частями. С учетом  $K_p$  прочность соединения рассчитывается по формуле [3]

$$\sigma_\sigma = \sigma_\sigma^M \times K_\chi \times K_p. \quad (4)$$

Минимальное значение  $K_p$  составляет

$$K_p^{\min} = 1,246 - 0,246K_\sigma, \quad (5)$$

где  $K_\sigma = \frac{\sigma_\sigma^T}{\sigma_\sigma^M}$ .

Наличие более твердой, чем основной металл, зоны максимального упрочнения (ТЗМУ<sub>Т-М</sub>-ЗМУ<sub>Т-Т</sub>) способствует более полной реализации контактного упрочнения. Прослойка ведет себя так, как если бы весь основной металл обладал такими же свойствами, как зоны максимального упрочнения (ЗМУ). При сварке взрывом ЗМУ образуется и в основном материале, и в мягкой прослойке. При этом ко-

эффициент механической неоднородности мягкой прослойки  $K_n$ , определяемый отношением твердости металла прослойки в данной точке ЗМУ<sub>М</sub> к твердости металла вне этой зоны, изменяется в ЗМУ<sub>М</sub> для высокопластичных прослоек от 1,0 до 1,3. Расчет прочности композиций основан на замене реальных механически неоднородных мягких прослоек идеальными, для чего график истинного распределения микротвердости по сечению первых преобразовывается в график усредненной микротвердости  $H_{\text{ус}}$  и формула для расчета прочности сварного соединения записывается в виде

$$\sigma_\sigma = B \times H_{\text{ус}} \times K_{\chi p}$$

или

$$\sigma_\sigma = B \times H_{\text{ус}} \times K_\chi \times K_p, \quad (6)$$

где:  $B$  – корреляционный коэффициент между микротвердостью и прочностью материала прослойки.

Проверку корректности таких преобразований проводили на сваренном взрывом на оптимальном режиме трехслойном модельном соединении 12Х18Н10Т–медь М1–12Х18Н10Т. Исследование распределения микротвердости (рис. 1) показало, что при сварке взрывом произошло неравномерное упрочнение стали и меди: рядом с границами соединения образовались ЗМУ толщиной около 0,3 мм в меди и 1,0 мм в стали, максимальная твердость в которых была выше, чем за ее пределами, в среднем на 0,3 ГПа в М1 и 0,8 ГПа в 12Х18Н10Т. По полученному экспериментально распределению микротвердости по сечению сваренной композиции с  $\chi = 0,6$  максимальные значения коэффициента механи-

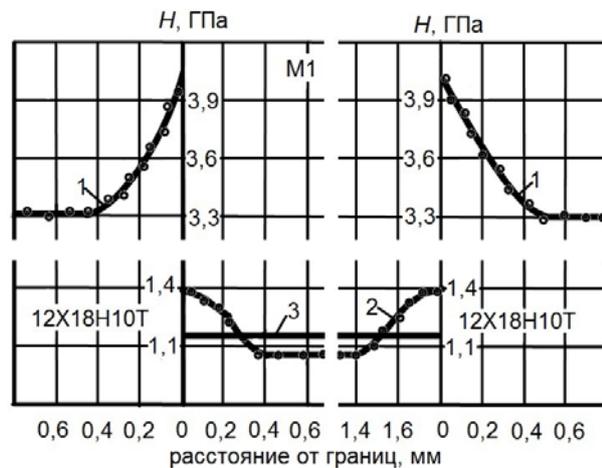


Рис. 1. Распределение микротвердости по сечению трехслойной композиции 12Х18Н10Т – М1–12Х18Н10Т: 1 – 12Х18Н10Т; 2 – М1; 3 – усредненное распределение твердости в меди  $H_{\text{ус}}$

ческой неоднородности  $K_n$  в ЗМУ меди достигал 1,25. С учетом распределения твердости и изменения механических свойств 12X18H10T в исследуемой композиции после взрывного нагружения реализовано соотношение

$$(\sigma_T^{ЗМУ})_{max} \geq (\sigma_B^T)_{min}, \quad (7)$$

где  $(\sigma_T^{ЗМУ})_{max}$  – максимальные значения предела текучести в ЗМУ меди,  $(\sigma_B^T)_{min}$  – минимальные значения предела прочности 12X18H10T.

Расчет прочности трехслойной композиции по формулам (1) и (2), не учитывающим механическую неоднородность мягкой прослойки, выявил значительное расхождение расчетных значений прочности с экспериментальными, полученными в результате разрывных испытаний образцов с изменяющимися значениями  $\chi$  от 0,03 до 1,1 (рис. 2). Хорошая сходимость экспериментальных и расчетных значений наблюдалась при использовании предложенной методики расчета, предусматривающей замену реальных механически неоднородных мягких прослоек условными с усредненными для каждой серии образцов с  $\chi = const$  значениями микротвердости  $H_{yc}$  (рис. 1, линия 3), построение зависимости  $H_{yc} = f(\chi)$  и использование полученной зависимости для расчета прочности трехслойной композиции по формуле  $\sigma_s = B(H_{yc}) \times K_\chi$ .

Характер зависимости  $H_{уср}^{оп} = f(\chi)$  для М1 (рис. 3) показывает рост усредненной твердости толстых прослоек по гиперболической зависимости при снижении  $\chi$ , но, начиная с определенной и, по-видимому, различной для разных металлов толщины, мягкая прослойка начинает

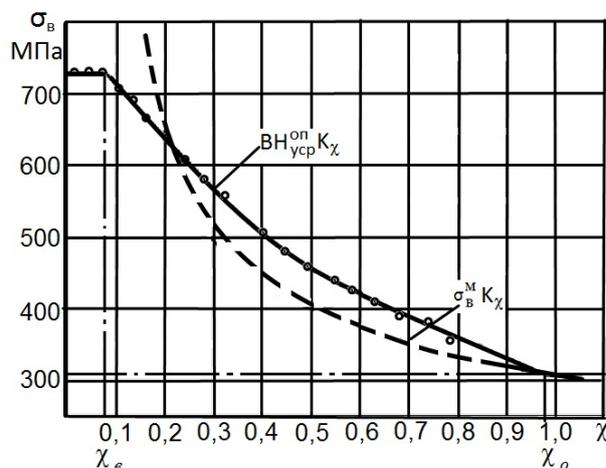


Рис. 2. Влияние относительной толщины медной прослойки на прочность композита 12X18H10T – М1 – 12X18H10T

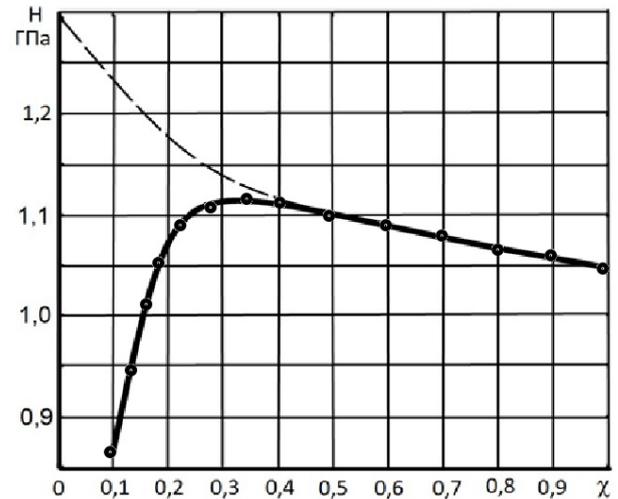


Рис. 3. Зависимость усредненной твердости  $H_{уср}^{оп}$  медной прослойки от ее относительной толщины

разупрочняться из-за тепловыделения в околошовной зоне. Принятая схема и режим сварки композиции обеспечивали примерно одинаковую степень физического упрочнения мягкой прослойки независимо от ее толщины, а разупрочняющее действие теплоты усиливалось при уменьшении толщины прослойки. Это объясняется тем, что действующий при сварке взрывом мгновенный плоский источник нагрева вызывает одинаковое тепловыделение во всех точках контактной зоны, и в этих условиях более тонкая медная прослойка, окруженная с обеих сторон менее теплопроводной аустенитной сталью, нагревается интенсивнее по сравнению с толстой и дольше находится при высокой температуре, что увеличивает полноту протекания процесса рекристаллизации. Рекристаллизация медной прослойки подтверждается непрерывным снижением микротвердости М1 по мере уменьшения ее толщины в трехслойных соединениях. Подстановка в формулу (3) значений  $H_{уср}^{оп}$  из графика (рис. 3) с использованием корреляционного коэффициента для меди  $B = 0,3$  приводит к удовлетворительной сходимости расчетных и экспериментальных значений прочности во всем исследованном диапазоне  $\chi$  от 0,03 до 1,1 (рис. 2).

#### Модель Т-М-СТ

Оценка прочности свариваемых взрывом соединений с несимметричной механической неоднородностью производилась на моделях, в которых основными материалами являлись алюминиевые сплавы Д20 и ВАД23 в отожженном состоянии, а мягкой прослойкой – алюми-

ний АД1. Экспериментальные значения прочности сваренных образцов при относительной толщине прослойки  $\chi \geq \chi_i$  удовлетворительно согласуются с расчетной зависимостью (1). При значениях  $\chi \leq \chi_i$  контактное упрочнение реализуется не полностью, и экспериментальные точки лежат ниже кривой, определяемой выражением (1). В то же время расчетная кривая, построенная по предложенному в работе [1] методу, учитывающему коэффициент реализации контактного упрочнения, имеет удовлетворительную сходимость с опытной. Таким образом, исследование композиций с несимметричной неоднородностью при

$$\sigma_{\epsilon}^T \geq \sigma_T^{CT} \quad \text{или} \quad \sigma_{\epsilon}^T \geq \sigma_T^{3MYCT} \quad (8)$$

показало, что для расчета их прочности можно использовать методику работы [1].

#### Модель Т-М-ТУ

К этой модели относятся соединения, у которых  $\sigma_{\epsilon}^T \leq \sigma_T^{CT}$  или  $\sigma_{\epsilon}^T \leq \sigma_T^{3MYCT}$ .

Поскольку во всем диапазоне изменения  $\chi$  материал СТ или ЗМУ находится в стадии упругой деформации, то на этой границе реализуются условия, заложенные в основу теоретического решения. На основании этого данные композиции правомерно рассматривать как модель сварного соединения с мягкой прослойкой, жестко закрепленной с одной стороны, что позволяет не учитывать прочность СТ составляющей и подсчитывать  $K_p$  как

$$K_{\epsilon} = \frac{\sigma_{\epsilon}^T}{\sigma_{\epsilon}^M}; \quad K_{\epsilon} = \frac{\sigma_{\epsilon}^{3MYCT}}{\sigma_{\epsilon}^M}; \quad (9)$$

Путем статистической обработки получена уточненная формула для определения  $K_p^{\min}$ , учитывающая влияние заделки мягкой прослойки с одной стороны:

$$K_p^{\min} = 1,123 - 0,123 K_{\epsilon}. \quad (10)$$

При этом относительная толщина мягкой прослойки, соответствующая условию равнопрочного сварного соединения основному металлу при отсутствии в нем ЗМУ, определяется из совместного рассмотрения Т-М-Т и ТУ-М-

ТУ и равна 
$$\chi_{\epsilon}^{\psi} \leq \frac{1}{6\sqrt{3} \left( \frac{\sigma_{\epsilon}^T}{\sigma_{\epsilon}^M} - \frac{\pi}{4} \right)}.$$

#### Модель ТУ-М-ТУ

В КМ этой группы контактное упрочнение мягкой прослойки осуществляется по теоретической кривой [2] с переносом разрушения на основной металл при относительной толщине прослойки  $\chi = \chi_{\epsilon}$ .

#### Модель ТУ-М-БП-ТУ

В композициях с последовательно деформируемой биметаллической прослойкой из-за сложности фактического напряженного состояния при растяжении БП прослойка рассматривается как металл с «переменной» прочностью, что позволило анализировать вместо сложной модели ТУ-М-БП-ТУ более простую модель ТУ-М-Т и установить, что расчет прочности таких композиций можно производить по формулам, предназначенным для расчета моделей типа ТУ-М-Т, роль твердого (Т) металла в которых выполняет БП прослойка, с подстановкой в них коэффициента механической неоднородности биметаллической прослойки.

На основе выполненных разработок определены условия предотвращения хрупкого разрушения свариваемых взрывом КМ и даны рекомендации по рациональному конструированию композиционных изделий.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Бакши, О. А.* Оценка прочности сварных соединений из термоупрочняемых сталей / О. А. Бакши, Б. П. Пиксаев // Труды ЧПИ. – Челябинск, 1968. – № 63.
2. *Бакши, О. А.* О расчетной оценке прочности сварных соединений с мягкой прослойкой / О. А. Бакши, З. О. Шрон // Сварочное производство, 1971. – № 3. – С. 3–5.
3. *Бакши, О. А.* Влияние степени механической неоднородности на вязкую прочность сварных соединений при растяжении / О. А. Бакши, Т. З. Кульневич // Физика и химия обработки материалов, 1978. – № 1. – С. 137–142.
4. *Бакши, О. А.* О напряженном состоянии и деформации твердого материала в сварных соединениях с твердой и мягкой прослойками / О. А. Бакши, А. А. Шатов // Сварочное производство, 1966. – № 5. – С. 7–10.
5. *Белоусов, В. П.* Механические свойства титано-стальных композиций (с промежуточными слоями), полученных сваркой взрывом / В. П. Белоусов, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производство, 1971. – № 9. – С. 19–21.

УДК621.791

*Г. Т. Тарабрин, д-р техн. наук, Ю. П. Трыков, д-р техн. наук,  
Л. М. Гуревич, канд. техн. наук, В. Г. Шморгун, д-р техн. наук,  
С. П. Писарев, канд. техн. наук, А. В. Гришин, студент*

### ЖЕСТКО-ПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИНЫ, МЕТАЕМОЙ СКОльзяЩЕЙ ДЕТОНАЦИОННОЙ ВОЛНОЙ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Для задачи метания пластины скользящей детонационной волной определено давление продуктов взрыва на пластину и угол ее встречи с преградой с учетом характеристик деформируемости ее материала.

*Ключевые слова:* продукты детонации, скользящая волна, пластину, давление, угол соударения, деформационные характеристики.

For a problem a throwing of a plate the sliding detonation wave defines pressure of products of explosion upon a plate and a corner of its meeting with a barrier taking into account characteristics of deformability of its material.

*Keywords:* detonation products, sliding wave, plate, pressure, an impact corner, deformation characteristics.

При решении задач о метании пластины скользящей детонационной волной в работах [1, 2] предполагалось, что метаемая пластину может быть смоделирована слоем несжимаемой жидкости и что единственная сила, действующая на элемент пластины, есть давление продуктов взрыва, направленное по нормали к ней. Такое допущение вполне оправдано для случая достаточно тонкой и легко деформируемой пластины. Можно полагать, что с увеличением жесткости пластины следует также учитывать затраты энергии взрыва на деформирование пластины, что, в свою очередь, приведет к изменению параметров ее движения.

Сохраняя в общих чертах картину движения, присущую пластине, моделируемой слоем несжимаемой жидкости, рассмотрим решение, позволяющее учесть характеристики деформируемости материала метаемой пластины (рис. 1).

При этом воспользуемся следующими допущениями:

1. Процесс движения пластины – установившийся, что справедливо для ее сечений, достаточно удаленных от начала и конца процесса.

2. Движущаяся часть пластины представляет собой плоскую поверхность, наклоненную к плоскости преграды под углом встречи  $\gamma$ .

Процесс деформирования такого вида движущейся пластины можно объяснить следующим образом. Давление на фронте детонации  $P_D$  заставляет пластину деформироваться, поворачивая ее на угол  $\gamma$ , который остается неизменным вплоть до встречи с преградой, что воз-

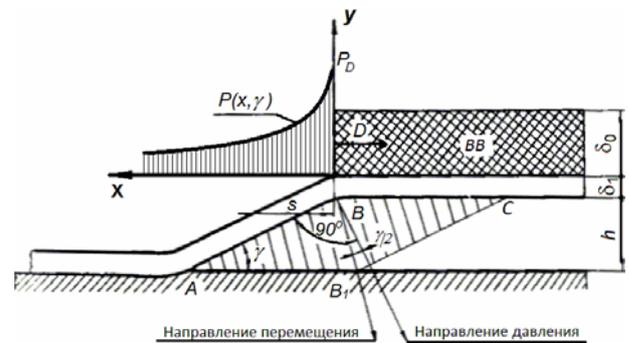


Рис. 1. Схема движения пластины, метаемой продуктами взрыва

можно лишь при пластической деформации сдвига в поперечном сечении пластины. При деформации, связанной с изгибающим моментом, движущаяся часть пластины имела бы криволинейную форму. Таким образом, рассматриваемое допущение приемлемо в том случае, когда доля упругих деформаций сравнительно мала и нормальные напряжения не оказывают существенного влияния на форму деформированной пластины.

3. Деформационная способность пластины характеризуется физическими соотношениями жестко-пластической среды с упрочнением в условиях чистого сдвига [3]:

$$\left. \begin{aligned} \gamma &= 0 \text{ при } \tau \leq \tau_T, \\ \gamma &= \frac{\tau - \tau_T}{G'} \text{ при } \tau \geq \tau_T, \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

где:  $\tau$  – касательные напряжения,  $\tau_T$  – предел текучести при сдвиге,  $G'$  – модуль упрочнения при сдвиге.

Известно, что

$$G' = \alpha G = \frac{\alpha E}{2(1 + \nu)}, \quad \tau_T = \frac{\sigma_T}{2} = \frac{\varepsilon_T E}{2}, \quad (2)$$

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

где  $\alpha$  – коэффициент упрочнения,  $G$  – модуль сдвига,  $E$  – модуль Юнга,  $\nu$  – коэффициент Пуассона,  $\sigma_T$  – предел текучести,  $\varepsilon_T$  – относительная линейная деформация, соответствующая пределу текучести.

Совместное решение соотношений (1) и (2) дает:

$$\tau = \frac{E}{2} \left( \varepsilon_T + \frac{\alpha}{1+\nu} \gamma \right) \quad \text{при } \tau \geq \tau_T, \quad (3)$$

Это допущение является логическим следствием предыдущего.

4. Влияние бокового разлета продуктов взрыва взрывчатого вещества (ВВ) не учитывается, и рассматривается двумерная схема.

В рамках принятых допущений при заданной скорости перемещения фронта детонации  $D$  и известной величине первоначального зазора между пластиной и преградой  $h$  решение задачи сводится к определению давления продуктов взрыва на пластину  $P(x, y)$  и к отысканию угла ее встречи  $\gamma$  с преградой.

Постановка задачи определения давления продуктов взрыва на пластину и ее решение аналогичны работе [2]. Рассматривается плоский сверхзвуковой стационарный безвихревой поток политропного газа, ограниченный с одной стороны линией разлета продуктов в вакууме, а с другой – пластиной, наклоненной к направлению звукового потока под углом  $\gamma$ . Связь давления  $P$  с плотностью политропного газа  $\rho$ , имеющего показатель адиабаты  $K$ , определяется соотношением:

$$P = \frac{K^K \times D^2}{\rho_0^{K-1} \times (K+1)^{K+1}} \rho^K, \quad (4)$$

где  $\rho_0$  – плотность ВВ.

Известно также, что на фронте детонации плотность газа  $\rho_D$  и давление  $P_D$  равны

$$\rho_D = \frac{K+1}{K} \rho_0, \quad P_D = \frac{D}{K+1} \rho_0, \quad (5)$$

что позволяет записать зависимость между плотностью и давлением  $q$ , измеренным в единицах Чепмена-Жуге, в виде

$$q = \frac{P}{P_D} = \left( \frac{\rho}{\rho_D} \right)^K. \quad (6)$$

Уравнение течения

$$\begin{aligned} (\zeta^2 - u^2) \frac{\partial u}{\partial \xi} - uv \left( \frac{\partial u}{\partial \eta} + \frac{\partial v}{\partial \xi} \right) + \\ + (\zeta^2 - v^2) \frac{\partial v}{\partial \eta} = 0 \end{aligned} \quad (7)$$

представляет собой квазилинейное дифференциальное уравнение гиперболического типа, для ко-

торого дифференциальные уравнения характеристик и условия на них запишутся в виде [4]

$$\left. \begin{aligned} d\eta - \theta_{\pm} d\xi = 0, \\ du + \theta_{\pm} dv = 0, \end{aligned} \right\} \quad (8)$$

где:  $\theta_{\pm} = \frac{-uv \pm \sqrt{\frac{K+1}{K-1} \zeta^2 (1-\zeta^2)}}{\zeta^2 - u^2};$

$\zeta = \frac{a}{a_D} = \left( \frac{\rho}{\rho_D} \right)^{\frac{K-1}{2}}$  – отношение местной скорости звука  $a = \sqrt{\frac{dP}{d\rho}}$  к скорости звука на фронте

детонации  $a_D = \frac{KD}{K+1}$ ;  $u = \frac{V_x}{a_D}$ ,  $v = \frac{V_y}{a_D}$  – без-

размерные компоненты вектора скорости;

$\xi = \frac{x}{\delta_0}$ ,  $\eta = \frac{y}{\delta_0}$  – безразмерные координаты,  $\delta_0$  – толщина ВВ.

По закону Бернулли имеем:

$$\zeta^2 = \frac{1}{2} [(K+1) - (K-1)(u^2 - v^2)]. \quad (9)$$

Схема, показывающая в координатах  $\xi, \eta$  область, занимаемую разлетающимися продуктами взрыва (рис. 2), позволяет записать граничные условия:

на звуковой линии

$$\zeta = 0, \quad 0 \leq \eta \leq 1, \quad q = 1, \quad u = 1, \quad v = 0;$$

на пластине

$$\eta = -\text{tg} \gamma \zeta, \quad v + \text{tg} \gamma u = 0;$$

на свободной поверхности

$$\eta = q(\zeta), \quad q = 0, \quad v - q'(\zeta)u = 0.$$

В области I, ограниченной звуковой линией OA и характеристиками AB и OB, решается задача Коши теории гиперболических уравнений,

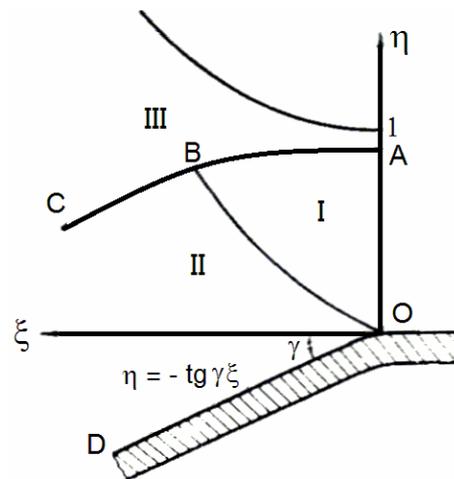


Рис. 2. Область распространения продуктов взрыва

совпадающая с решением, приведенным в работе [2]. В области II, ограниченной пластиной  $OD$  и характеристиками  $OB$  и  $BC$ , решается смешанная краевая задача Коши-Гурса. Ее решение дает в численном виде распределение давления на пластине  $q(\xi, \eta)$  в зависимости от угла  $\gamma$ . Решение в области III интереса не представляет.

Для определения угла встречи рассмотрим баланс энергии в промежутке между двумя положениями движущейся части пластины  $AB$  и  $B_1C$  (рис. 1). Эти положения характерны тем, что точка  $B$  в положении  $AB$  находится на фронте детонации, а в положении  $B_1C$  эта же точка только что достигла преграды. Из допущений 1 и 2 следует, что фигура  $ABCB_1$  – ромб, а точка  $B$  перемещается по прямой  $BB_1$ . Все остальные точки пластины перемещаются по прямым, параллельным  $BB_1$ .

При переходе пластины из положения  $AB$  в положение  $CB_1$  каждая точка совершает перемещение, величина которого равна длине отрезка, параллельного  $BB_1$  и ограниченного сторонами ромба  $ABCB_1$ . Следовательно, рассматриваемый ромб в направлении штриховки представляет собой эпюру перемещений точек метаемой пластины при переходе ее из положения  $AB$  в положение  $CB_1$ .

На этих перемещениях силы давления продуктов взрыва совершают работу  $A_p$ , которая расходуется на создание кинетической энергии движения пластины  $K$  и на пластическую деформацию ее изгиба и разгиба  $U$ , т. е.

$$A_p = K + U. \quad (10)$$

Определим величины  $A_p$ ,  $K$  и  $U$  для единицы ширины пластины. Так как угол между направлением сил давления и направлением перемещений равен  $\gamma/2$ , находим

$$A_p = \frac{h \times \cos(\gamma/2)}{\cos \gamma} \int_0^S P(x, \gamma) dx, \quad (11)$$

где  $S = h/\text{tg} \gamma$  – проекция движущейся части пластины на ось  $x$ .

При расчете кинетической энергии в соответствии с первыми двумя допущениями действительную скорость смещения точек пластины  $V(x)$  заменим некоторой эквивалентной скоростью  $V_s$  такой, что имеет место равенство

$$K = \int_0^S \frac{1}{2} \rho_1 \delta_1 V^2(x) dx = \frac{1}{2} \rho_1 \delta_1 V_s^2 \frac{h}{\sin \gamma}. \quad (12)$$

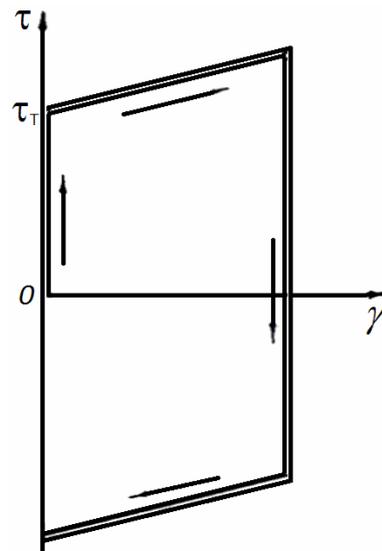


Рис. 3. Диаграмма нагружения жестко-пластического материала

Принимая во внимание, что  $V = 2D \sin(\gamma/2)$ , формулу (12) преобразуем к виду

$$K = \rho_1 \delta_1 D^2 \text{htg}(\gamma/2). \quad (13)$$

На рис. 3 графически представлена зависимость (1), где стрелки показывают направление нагрузки-разгрузки.

Если принять равномерное распределение напряжений в поперечном сечении пластины, то работа  $U$  численно равна площади диаграммы, умноженной на объем материала, вовлеченного в пластическую деформацию

$$U = \rho_1 \delta_1 c^2 \left[ \varepsilon_T + \frac{\alpha \gamma}{2(1+\nu)} \right] \frac{\gamma h}{\sin \gamma}, \quad (14)$$

где  $c = \sqrt{E/\rho_1}$  – скорость распространения одномерных плоских волн в пластине при линейном напряженном состоянии.

Подставляя (11), (13) и (14) в (10), получим

$$\frac{\gamma}{2} \left[ 1 + \frac{\alpha}{(1+\nu)M^2} \right] - \frac{r}{K+1} \int_0^{\varphi} q(\xi, \gamma) d\xi + \frac{\varepsilon_T}{M^2} = 0, \quad (15)$$

где  $M = \frac{D}{c}$ ,  $r = \frac{\rho_0 \delta_0}{\rho_1 \delta_1}$ ,  $\varphi = \frac{h}{\gamma \delta_0}$ .

Величина  $\gamma$  является корнем уравнения (15) и отыскивается в результате совместного решения этого уравнения с задачей о давлении на пластинку методом последовательных приближений.

Из физических соображений следует, что давление за фронтом детонации монотонно убывает  $q(\xi, \gamma) \rightarrow 0$  при  $\xi \rightarrow \infty$ . С достаточной для практики точностью можно считать, что суще-

стствует такое число  $\omega$ , что при  $\xi < \omega$ ,  $q(\xi, \gamma) > 0$  и при  $\xi \geq \omega$ ,  $q(\xi, \gamma) = 0$ .

Следовательно, при  $\varphi < \omega$  величина интеграла, входящего в уравнение (15), с увеличением  $\varphi$  возрастает, а при  $\varphi > \omega$  – остается неизменной. А это значит, что с увеличением расстояния  $h$  между метаемой пластиной и преградой угол встречи  $\gamma$  увеличивается до тех

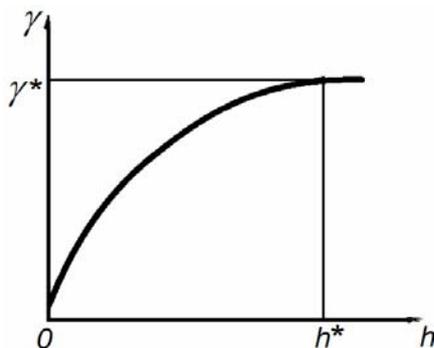


Рис. 4. Ориентировочная зависимость угла встречи метаемой пластины с преградой от величины исходного зазора между ними

пор, пока равнодействующая сил давления на движущуюся часть пластинки может возра-стать, т. е. для заданных параметров, входящих в уравнение (15), существует предельное значение  $\gamma = \gamma^*$  соответствующее некоторому  $h = h^*$ . Ориентировочный вид зависимости показан на рис. 4.

Предлагаемую модель можно использовать при сварке взрывом для оценки параметров движения метаемой пластины с учетом ее деформационных характеристик.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дерibas, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерibas. – Новосибирск: Наука, 1980. – 221 с.
2. Дерibas, А. А. Двумерная задача о метании пластины скользящей детонационной волной / А. А. Дерibas, Г. Е. Кузьмин // Прикладная механика и техническая физика, 1970. – № 1.
3. Райнхарт, Дж. Поведение металлов при импульсивных нагрузках / Дж. Райнхарт, Дж. Пирсон. – М.: ИЛ, 1958. – 296 с.
4. Курант, Г. Сверхзвуковое течение и ударные волны / Г. Курант, К. Фридрихс. – М.: ИЛ, 1950. – 427 с.

УДК 621.791

**Ю. П. Трыков**, д-р техн. наук, **Д. В. Проничев**, канд. техн. наук,  
**Л. М. Гуревич**, канд. техн. наук, **О. В. Слаутин**, канд. техн. наук,  
**В. Г. Шморгу**н, д-р техн. наук, **В. Н. Арисова**, канд. техн. наук,  
**Д. Ю. Донцов**, инженер, **Е. Б. Михайлов**, студент

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛО- И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ СИК ТИТАН-СТАЛЬ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Исследовано влияние диффузионных интерметаллидных прослоек на тепло- и электропроводность титано-стального композита, полученного сваркой взрывом с последующим диффузионным отжигом. Вычислены значения коэффициентов теплопроводности интерметаллидных прослоек.

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

Influence of diffusion intermetallic layers on heat and electric conductivity of the titan-steel composite gained by an explosion welding with subsequent diffusion annealing is investigated. Values of coefficients of thermal conductivity intermetallic layers are calculated.

*Keywords:* layered composites, heat conductivity, diffusion, explosion welding

При разработке и создании нового класса конструкционных материалов (КМ) – слоистых интерметаллидных композитов (СИК) – особый интерес представляет система Ti-Fe [1–3]. Технология получения СИК предусматривает сварку взрывом (СВ) многослойных пакетов и их последующую прокатку на толщину, обеспечивающую после завершающей высокотемпературной термообработки (ВТО) заданное

объемное соотношение основных и образующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев [4, 5]. Оптимизация заключительной операции комплексной технологии процесса ВТО сводится в основном к выбору температурно-временных условий нагрева, обеспечивающих за счет диффузии между титаном и сталью формирование на межслойных границах сплошных интерметаллидных прослоек заданной толщины твердостью 6–8 ГПа. Такие прослойки обладают свойствами, резко отличающимися от свойств основных свойств основных металлов, поэтому целью работы являлось ис-

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

следование влияния режимов термической обработки на формирование диффузионных прослоек и влияние последних на тепло- и электрофизические свойства СМК титан-сталь.

Исследования проводили на биметалле титан ВТ1-0 + сталь 20 толщиной 4,5 и 8 мм, соответственно, полученном сваркой взрывом с последующей прокаткой при температуре 700 °С. Сварку взрывом проводили по параллельной схеме на оптимальном режиме (скорость сварки 2900–2950 м/с, скорость соударения 650–670 м/с), обеспечивающем стабильно качественное соединение безопасных видов структурной неоднородности в виде оплавов, непроваров и кристаллизационных дефектов (рис. 1, а). В целях изменения структурно-механической неоднородности сверенный взрывом и прокатанный биметалл подвергли отжигу при температуре 750–1000 °С в вакуумной печи с выдержками 0,25–10 часов.

Исследование теплопроводности проводили на приборе «Теплофон» КИТ-02ц с точностью 2–3 %. Расчетные значения теплопроводности определялись по правилу аддитивности:

$$\lambda_{\text{СКМ}} = \frac{\delta_1 + \delta_2 + \dots + \delta_n}{\frac{\delta_1}{\lambda_1} + \frac{\delta_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{\delta_n}{\lambda_n}}, \quad (1)$$

где  $\delta_1, \delta_2, \dots, \delta_n$  – толщины слоев композита;  $\lambda_1, \lambda_2, \dots, \lambda_n$  – коэффициенты теплопроводности соответствующих слоев.

Измерение электрической проводимости выполнялось на токовихревом измерителе Вихрь АМ.

Металлографические исследования выполняли на модульном моторизованном оптическом микроскопе Olympus BX-61 с использованием программы AnalySIS. Испытание на микротвердость по методу невосстановленного отпечатка проводили на приборе ПМТ-3М вдавливанием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием под нагрузкой 0,5Н.

С помощью рентгеноструктурного анализа после послойного травливания титана и стали изучали фазовый состав и характеристики тонкой структуры КМ после сварки взрывом и термической обработки. Травление стали осуществляли в 10 %-м растворе  $\text{HNO}_3$  и  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ , титана – в реактиве состава 11,2 %  $\text{HF}$ ; 33,3 %  $\text{HNO}_3$ ; 55,5 %  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ . Рентгеновские съемки проводили на дифрактометре ДРОН-3 в излучении медного анода с никелевым фильтром (для исключения  $\beta$ -линий). Для проведения фазового анализа запись дифрактограммы проводилась в интервале углов  $2\Theta = 20\text{--}130^\circ$ . Для определения характеристик тонкой структуры записывались отражения (002) и (004) титана и стали

При СВ вследствие интенсивной пластической деформации вблизи границы раздела титана со сталью образовалась зона максимального упрочнения (ЗМУ). Кратковременный нагрев под прокатку и последующая пластическая деформация при температурах несколько выше порога рекристаллизации не привели к появлению интерметаллидов, но практически выровняли твердость по сечению титана и стали до 2,7 и 2,5 ГПа соответственно (рис. 2, линия 1). По-видимому, повышенной плотностью дислокаций после полугорячей прокатки объясняются различия в экспериментально определенном значении теплопроводности слоистые металлические композиты (СМК) после СВ и рассчитанном по правилу аддитивности для известного соотношения объемов слоев без учета влияния упрочнения: 24 и 27 Вт/(м К) соответственно.

Подтверждением такого предположения является рост теплопроводности композита до 26 Вт/(м К) (табл. 1) после отжига при 750 °С в течение 0,25 часа, приведшего к перераспределению напряжений II-го рода, частичной аннигиляции дислокаций в приграничной зоне и, как следствие, снижению твердости до 1,9 и 1,8 ГПа соответственно (рис. 2, линия 2).

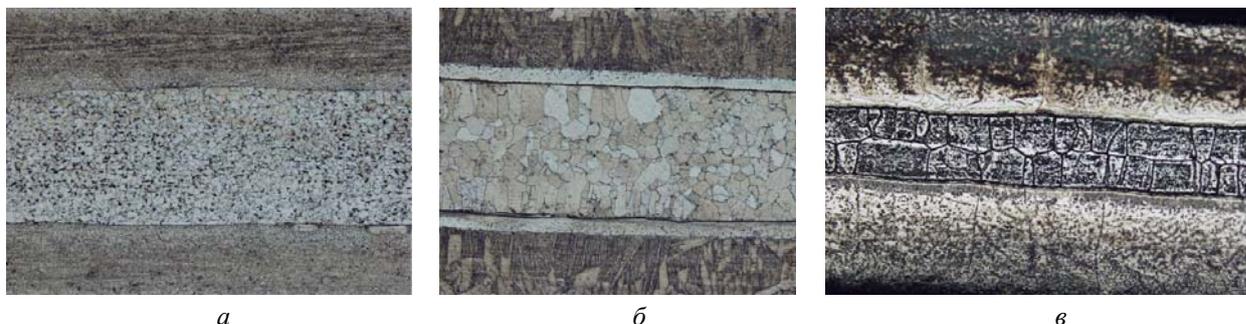


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения СКМ состава ВТ1-0 + 08кп + ВТ1-0 после ТО при: а – 950 °С, 1ч (x100); б – 1000 °С, 1ч (x100); в – 1000 °С, 10ч (x100)

Таблица 1

Теплопроводность композита титан ВТ1-0+сталь 20 и его составляющих

Режимы отжига	Толщина слоя, мкм			Теплопроводность, Вт/(м · К)			
	ВТ1-0	Сталь 20	Диффузионные прослойки	ВТ1-0	Сталь 20	СКМ	Диффузионные прослойки
750 °С, 0,25 ч	5430	4350	–	16	53	26	–
950 °С, 4 часа	5250	4550	180			22,5	9,5
1000 °С, 10 часов	500	4220	290			20	5

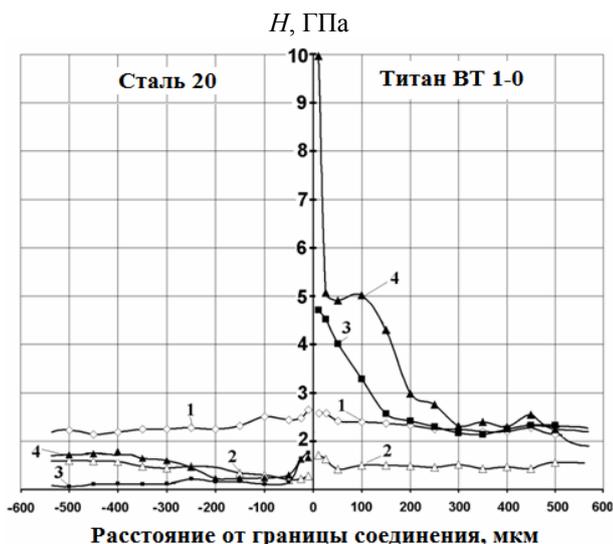


Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном сечении биметалла ВТ1-0 + сталь 20: 1 – после СВ; 2 – после отжига 750 °С, 0,25 ч; 3 – 950 °С, 4 ч; 4 – 1000 °С, 10 ч

Отжиг исследуемого биметалла при температурах 950 и 1000 °С с выдержкой до 10 часов позволил изменять толщину интерметаллидной зоны в диапазоне от 27 до 290 мка (рис. 3); при этом ее твердость после отжига при температуре 950 °С достигала 4,7 ГПа, а при 1000 °С – 10 ГПа (рис. 3, линии 3 и 4).

Кинетика роста интерметаллидной прослойки описывается уравнением:

$$h^2 = 1,29 \cdot 10_7 \left( -\frac{185871}{RT} \right) \left[ \tau - 10,3 \exp \left( \frac{36161}{RT} \right) \right], \quad (2)$$

где  $h$  – толщина прослойки, мкм;  $\tau$  – время отжига, с;  $T$  – температура отжига, К;  $R = 8,31$  Дж/моль – универсальная газовая постоянная.

Анализ микроструктуры слоистых композитов (СКМ) показал, что после термообработки при 950 °С в течение 1 ч на границе соединения титана со сталью образуется диффузионная прослойка со структурой, резко отличающейся от структуры исходных металлов (рис. 1, а). При нагреве до 1000 °С в течение 1ч основные

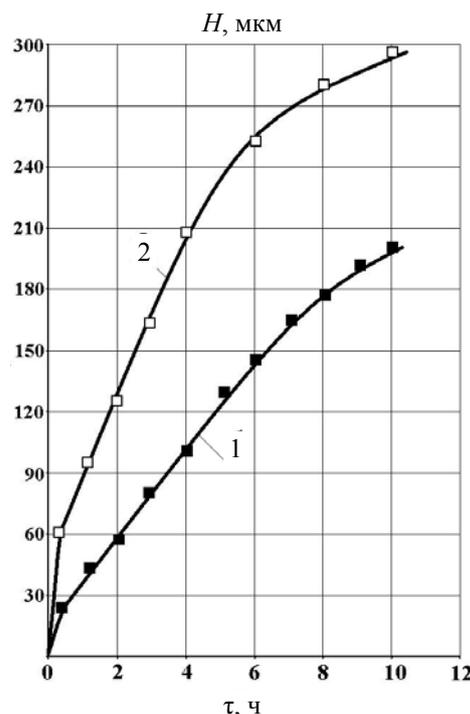


Рис. 3. Зависимость толщины диффузионной прослойки в биметалле сталь 20 + ВТ1-0 от времени отжига: 1 – 950 °С, 2 – 1000 °С

превращения происходят в слое титана (рис. 1, б). Диффузионная прослойка имеет сложную структуру и состоит из нескольких слоев. Микротвердость титановых слоев составила 2,1–3,0 ГПа, стального – 1,3–2,0 ГПа, а диффузионных прослоек – 4,0–4,5 ГПа.

Увеличение времени нагрева до 10 ч при температуре 1000 °С привело к образованию в титановых слоях сплошной диффузионной прослойки твердостью 5,8–7,9 ГПа. Максимальная микротвердость наблюдалась в околошовных зонах (ОШЗ) вблизи границы раздела металлов. Характерной особенностью структуры ОШЗ со стороны титана является формирование диффузионной прослойки геометрически неоднородной формы с периодически повторяющимися с шагом 220–240 мкм клиновидными интерметаллидными зонами («стоками диффузии») тол-

щиной 10–20 мкм, ориентированными по нормали к границе титано-стального соединения (рис. 1, в).

В табл. 2 приведены обобщенные данные фазового анализа по сечению диффузионных прослоек между ВТ1-0 и 08кп после термической обработки (ТО) при различных режимах, из которой видно, что фазовый состав меняется по мере приближения к границе раздела: уменьшается доля фазы титана и одновременно с этим растет количество фазы  $Fe_2Ti$ , а в зоне соединения появляются фазы  $FeTi$  и  $TiC$ .

Таблица 2

**Фазовый состав диффузионной прослойки по толщине при различных режимах термообработки**

Расстояние от границы раздела, мм	Режим термической термообработки			После сварки взрывом
	950 °С, 1 ч	1000 °С, 1 ч	1000 °С, 10 ч	
0,9	Ti	Ti	Ti	Ti
0,8	>>	Ti+Fe <sub>2</sub> Ti	Ti+Fe <sub>2</sub> Ti	>>
0,7	>>	>>	>>	>>
0,6	Ti+Fe <sub>2</sub> Ti	>>	>>	>>
0,5	>>	>>	>>	>>
0,4	>>	>>	>>	>>
0,3	>>	>>	>>	>>
0,2	>>	>>	>>	>>
0,1	Ti+Fe <sub>2</sub> Ti	Fe <sub>2</sub> Ti+Ti+FeTi	Fe <sub>2</sub> Ti+Ti+FeTi	>>
0,0	–	Fe <sub>2</sub> Ti+FeTi+TiC+Fe	Fe <sub>2</sub> Ti+FeTi+TiC+Fe	>>

Фазовый анализ образцов после термообработки при 1000 °С в течение 10 часов показал по всему сечению прослойки наличие приблизительно в равном соотношении двух фаз  $Fe_2Ti$  и  $FeTi$ .

Образование после отжига при 950 °С в течение 4 ч интерметаллидной прослойки толщиной 100 мкм, объемная доля которой не превышала 1 %, вызвало снижение теплопроводности до 22,5 Вт/(м·К). Рост доли прослойки до 2,5 % после отжига при 1000 °С 10 часов привел к снижению теплопроводности на 25–26 % по сравнению с расчетной до 20 Вт/(м·К) (табл. 1). Анализ исследованной после высокотемпературных нагревов титано-стальной композиции позволяет рассматривать ее в качестве трехслойной структурно и механически неоднородной системы, включающей помимо титана ВТ1-0 и стали 20 промежуточную диффузионную интерметаллидную прослойку с резко отличающимися физико-механическими свойствами

от свойств основных металлов, что обусловило целесообразность расчета ее теплопроводности по формуле

$$\lambda_{ДП} = \frac{\delta_{ДП}}{\frac{\delta_{СКМ}}{\lambda_{СКМ}} + \frac{\delta_{ВТ1-0}}{\lambda_{ВТ1-0}} + \frac{\delta_{Сталь20}}{\lambda_{Сталь20}}}, \quad (3)$$

где:  $\delta_{ДП}$  – толщина диффузионной прослойки;  $\delta_{СКМ}$  – толщина СКМ;  $\delta_{Сталь 20}$ ,  $\delta_{ВТ1-0}$  – толщины стали 20 и титана ВТ1-0 без учета толщины ЗМУ или диффузионной прослойки;  $\lambda_{СКМ}$ ,  $\lambda_{Сталь 20}$ ,  $\lambda_{ВТ1-0}$  – экспериментальные значения коэффициентов теплопроводности СКМ, стали 20 и титана ВТ1-0 соответственно.

Расчетное значение теплопроводности образцованных при 950 и 1000 °С интерметаллидных прослоек составило 9,5 и 5 Вт/(м·К), соответственно (табл. 1).

Таким образом, расширить диапазон изменения свойств материала можно при использовании многослойных титано-стальных СКМ с большим числом границ раздела, увеличив объемную долю интерметаллидных прослоек.

Поскольку тепло- и электропроводность металлов связаны определенной зависимостью, то было сделано предположение, что электрофизические свойства интерметаллидных прослоек так же значительно отличаются от свойств основных слоев – титана и стали. Чтобы проверить это предположение были проведены исследования электропроводности биметалла титан-сталь в состоянии после отжига в течение 10 часов при 1000 °С. Измерения проводились со стороны титана с последовательным приближением к границе соединения за счет последовательного удаления слоя ВТ1-0, таким образом, интерметаллидная прослойка последовательно вовлекалась в зону действия высокочастотного магнитного поля.

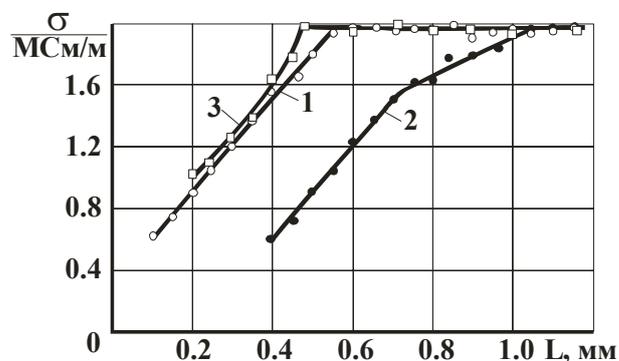


Рис. 4. Изменение величины удельной электрической проводимости в титановом слое в зависимости от расстояния от границы раздела в титано-стальном КМ после СВ (1) и ТО (1000 °С, 10 часов) (2, 3), где измерения проводились в направлении:

1, 2 – к границе и 3 – от границы раздела

Результаты измерения (рис. 4) показали, что влияние ЗМУ на электропроводность композита начинает сказываться на удалении 0,45 мм от границы соединения, по мере приближения к которой происходит последовательное снижение удельной проводимости с 1,9 до 0,6 МСм/м. Присутствие интерметаллидной прослойки вызывает такое же снижение проводимости, однако начинается оно на удалении 1,2 мм от границы соединения. Таким образом, структурная неоднородность, вызывающая значительное падение теплопроводности СИК титан-сталь аналогичным образом влияет и на удельную электропроводность.

#### Выводы

1. При высокотемпературной обработке СКМ системы титан-железо на границах соединения образуется диффузионная прослойка, фазовый состав которой изменяется в зависимости от режимов термообработки.

2. Основную долю в диффузионной прослойке составляет фаза  $Fe_2Ti$ , а в тонких слоях, прилегающих к границе раздела металлов, обнаружены в небольшом количестве фазы  $TiC$  и  $FeTi$ .

3. Изменение при термической обработке эффективной тепло и электропроводности слоистых композиционных материалов, полученных сваркой взрывом с последующей прокат-

кой, связано с их структурно-механической неоднородностью (повышенной плотностью дислокаций, появлением диффузионных интерметаллидных прослоек) и может быть рассчитано по закону аддитивности.

4. Диффузионные интерметаллидные прослойки в титано-стальном композите обладают коэффициентом теплопроводности в 2,7 и 8,0 раз меньшим, чем титан ВТ1-0 и сталь 20 соответственно.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Казак, Н. Н. Влияние нагрева на прочность биметалла титан-сталь / Н. Н. Казак, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // *Материалы научной конференции*. – Волгоград: ВПИ, 1965. – Т. 1. – С. 7–11.
2. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 329 с.
3. Гульбин, В. Н. Создание жаропрочного композиционного материала системы титан-железо / В. Н. Гульбин, Ю. П. Трыков, А. П. Ярошенко, А. И. Еловенко // *Вопросы атомной науки и техники*. – М.: Минатомэнергопром, 1991. – С. 12–14.
4. Корнилов, И. И. Металлиды – материалы с уникальными свойствами / И. И. Корнилов // *Вестник АН СССР*. – 1970. – № 12. – С. 30–33.
5. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.

УДК 621.791:621.771

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

### ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ДИФФУЗИИ В МАГНИЙ-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ ПРИ ТЕРМИЧЕСКИХ И СИЛОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

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

*Ключевые слова:* магний-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 magnesium-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:* magnesium-aluminium composite, explosion welding, diffusion, stretching, compressing, intermetallics layers.

Разработка и создание принципиально нового класса конструкционных и функциональных материалов – слоистых интерметаллидных

композитов (СИК) обуславливает необходимость поиска перспективных систем, обеспечивающих, в конечном счете, реализацию новых конструктивных решений и повышенных физико-механических свойств создаваемых материалов [1]. Одним из эффективных способов получения качественного соединения магния с алю-

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

миниум является сварка взрывом (СВ). В ряде случаев сваренные взрывом заготовки подвергаются технологическим переделам, связанным с их обработкой давлением, а изделия из этого биметалла, находящиеся под статической нагрузкой различного знака и интенсивности, – технологическим или эксплуатационным нагревам. Задача прогнозирования диффузионного взаимодействия между магнием и алюминием, способного за счет образования интерметаллидной фазы после высокотемпературных нагревов привести к охрупчиванию сварного соединения, представляют большой интерес как для научных, так и для производственных целей. Поэтому получение расчетных зависимостей, описывающих кинетику роста интерметаллидной прослойки с учетом знака прилагаемой нагрузки, является актуальной задачей.

#### Материалы и методы исследования

Для исследования были получены СВ двухслойные заготовки АД1-МА2-1 с толщиной плакирующего и основного слоев 2,5 и 3,0 мм. Сварку осуществляли по параллельной схеме на оптимальном режиме (скорости соударения  $v_{с1} = 550$  м/с, скорость точки контакта  $v_{к} = 2500$  м/с), гарантирующем реализацию прочности соединения, соответствующей наименее прочному из соединяемых металлов – алюминию АД1. СВ производился на ПЭВМ по программе «Welding». Металлографические исследования осуществляли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus VX61» с фиксацией микроструктур цифровой камерой DP-12 при увеличениях  $\times 200$ – $\times 1000$ . 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) [2]. Термообработку осуществляли в печи SNOL 8,2/1100 при 300–400 °С 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  $R^2 = 0,8$ – $0,9$ .

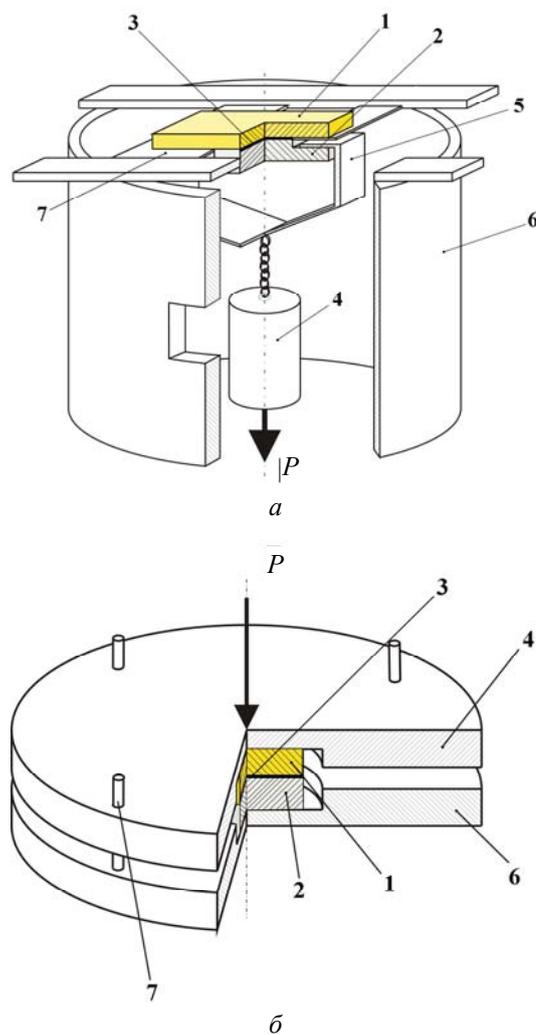


Рис. 1. Приспособление для нагрева магниев-алюминиевого композита под нагрузкой (*а* – растяжения, *б* – сжатия): 1 – магниевый слой; 2 – алюминиевый слой; 3 – диффузионная прослойка; 4 – приложенная нагрузка; 5 – захват; 6 – опора; 7 – фиксатор

#### Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования сваренного взрывом соединения магния с алюминием показали, что интерметаллидные фазы в зоне контакта отсутствуют. Согласно литературным данным, начиная с температуры 150 °С (при выдержке в течение 1 часа) и выше, в зоне соединения наблюдается рост диффузионной прослойки [2]. Сначала происходит формирование 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 ( $Mg_2Al_3$ ,  $Mg_3Al_2$ ,  $Al_{12}Mg_{17}$ ) следует экспоненциальному закону, характерному для взаимной концентрационной диффузии, и удовлетворительно описывается известным уравнением диффузии [2, 3]:

$$\tau_{л} = \tau_0 \exp\left(\frac{E_3}{RT}\right), \quad (1)$$

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

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

$$\tau_{л} = 0,06 \exp\left(\frac{48130}{RT}\right), \quad (2)$$

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

$$h^2 = K (\tau - \tau_l), \quad (3)$$

где  $\tau_l$  – длительность латентного (инкубационного) периода образования интерметаллидной прослойки (с);  $K$  – коэффициент, характеризующий скорость ее роста, совпадающий по размерности и пропорциональный коэффициенту диффузии ( $\text{мкм}^2/\text{с}$ ) [4]

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

где  $K_0$  – постоянная величина ( $\text{мкм}^2/\text{с}$ );  $E_p$  – энергия активации процесса роста новой фазы (Дж/моль).

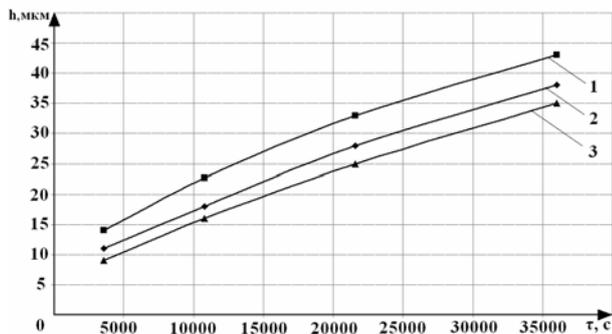
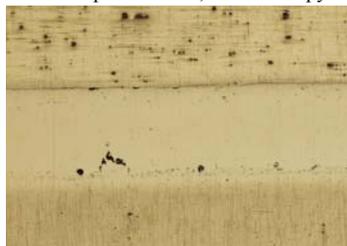
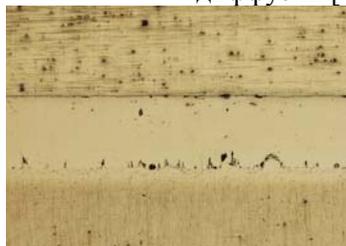


Рис. 2. Кинетика роста диффузионной прослойки в магниево-алюминиевом композите при температуре 300 °С: 1 – растяжение, 2 – без нагрузки, 3 – сжатие



а



б



в

Рис. 5. Микроструктуры зоны соединения образцов магний-алюминиевого композита после отжига при температуре 400 °С в течение 10 ч без нагрузки (а), с приложением сжимающей (б) и растягивающей (в) нагрузки ( $\times 500$ )

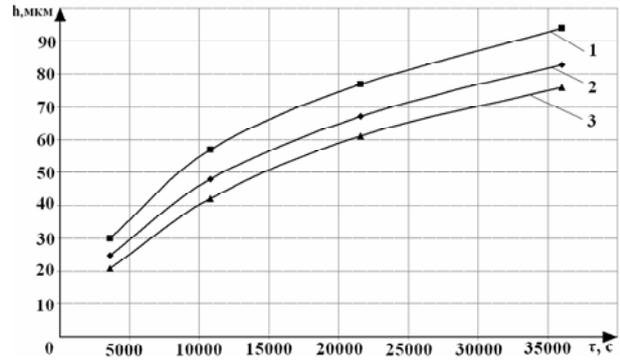


Рис. 3. Кинетика роста диффузионной прослойки в магниево-алюминиевом композите при температуре 350 °С: 1 – растяжение, 2 – без нагрузки, 3 – сжатие

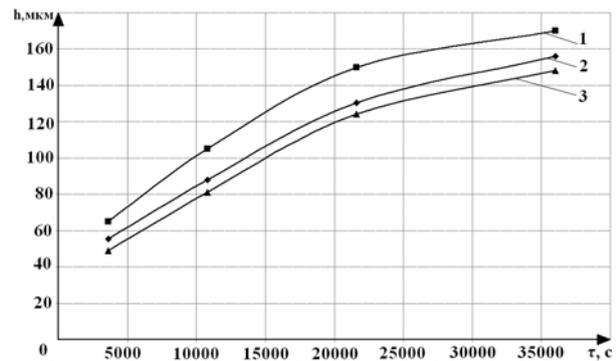


Рис. 4. Кинетика роста диффузионной прослойки в магниево-алюминиевом композите при температуре 400 °С: 1 – растяжение, 2 – без нагрузки, 3 – сжатие

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 магния. 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 о возможности описания происходящих процессов с основным законом реактивной диффузии [4].

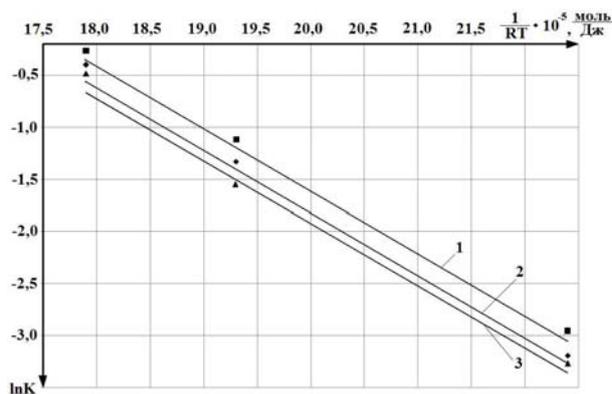


Рис. 6. Логарифмическая зависимость коэффициента скорости роста диффузионной прослойки на границе соединения магния с алюминием от величины  $1/RT$ :  
1 – растяжение, 2 – без нагрузки, 3 – сжатие

Значения энергии активации процесса роста интерметаллидов, вычисленные по опытным данным (см. таблицу), имели наибольшую величину после приложения сжимающей нагрузки. После

сварки взрывом и при приложении растягивающей нагрузки происходит понижение  $E_p$ , 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 (см. таблицу), что соответствует выводам С. Д. Герцрикена и И. А. Дехтяра [5].

#### Влияние характера нагрузки, прилагаемой при отжиге к биметаллу магний МА2-1 + алюминий АД1, на скорость роста диффузионной прослойки

Условия отжига биметалла	Энергия активации $E_p$ , Дж / моль	Предэкспоненциальный множитель $K_0$	Уравнение скорости роста, $K$ мкм <sup>2</sup> /с
сжатие	59785	$2,27 \times 10^4$	$K = 2,27 \times 10^4 \exp\left(\frac{-59785}{RT}\right)$
без нагрузки	59577		$K = 2,27 \times 10^4 \exp\left(\frac{-59577}{RT}\right)$
растяжение	58927		$K = 2,27 \times 10^4 \exp\left(\frac{-58927}{RT}\right)$

#### Выводы

1. Латентный период образования интерметаллидной прослойки в полученных сваркой взрывом соединениях магний-алюминий практически не зависит от знака нагрузки, приложенной по нормали к границе соединения.

2. Металлографические исследования соединения магния с алюминием, сваренного на оптимальном режиме, показали, что интерметаллидные фазы в зоне контакта отсутствуют. Начиная с температуры 150 °С (при выдержке в течение 1 часа) и выше, в зоне соединения наблюдается рост диффузионной прослойки. Увеличение времени термообработки (ТО) с 6 до 10 часов при температуре 400 °С вызывает двукратное увеличение толщины диффузионной зоны. Такое изменение объясняется тем, что максимальные концентрации и глубина проникно-

вения диффундирующего компонента (атомов Mg) реализуются вдоль дислокаций, а их количество резко возрастает с повышением степени деформации. Диффузионная прослойка растет вглубь АД1, т. е. градиент реактивной диффузии направлен в сторону алюминия.

3. Цифровые значения параметров диффузии могут быть использованы в практических целях для определения максимальной длительности безопасных нагревов биметалла магний-алюминий, определения рабочего ресурса работающих при повышенных температурах магний-алюминиевых деталей.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. Шморгун, В. Г. Влияние термического и силового воздействия на кинетику роста диффузионной прослойки в никель-алюминиевом композите / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, А. И. Богданов, А. Е. Битюцких // Известия вузов. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – 2009. – № 11. – С. 15–19.

3. 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 // Из-

вестия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2008. – № 4. – С. 24–28.

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

5. Герцирикен, С. Д. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе / С. Д. Герцирикен, И. А. Дехтяр. – М.: Физматгиз, 1960. – 564 с.

УДК 621.791:621.771

**В. Н. Арисова**, канд. техн. наук, **Д. С. Самарский**, инженер,  
**Ю. П. Трыков**, д-р техн. наук, **Л. М. Гуревич**, канд. техн. наук

### ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СОСТАВЛЯЮЩИХ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АД1 – МА2-0 – АД1 ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Приведены результаты исследований по изменению характеристик тонкой структуры в составляющих трехслойного магниево-алюминиевого композита АД1 – МА2-0 – АД1, сваренного взрывом, после теплой прокатки при различных степенях обжатия. Установлено, что наибольший градиент физических уширений и микродеформаций решетки наблюдается в околосшовных зонах композита.

*Ключевые слова:* композит, сварка взрывом, прокатка, физическое уширение, микродеформация решетки, блоки мозаики, периоды решетки.

Results of researches on changing of characteristics of thin structure in a three-layer magnesium-aluminum composite AD1 - MA2-0 - AD1, welded by explosion, after warm rolling with different degrees of cobbing are given. The greatest gradient of line spreading and microdeformation lattice observed in the weld zones of the composite.

*Keywords:* composite, explosion welding, rolling, line spreading, microdeformation lattice, mosaic blocks, lattice periods.

Магниево-алюминиевые композиты используются для изготовления конструкций высокой удельной прочности ракетно-космической и авиационной техники, цилиндрических переходников разнородных конструкций (трубопроводы, баллоны и т. д.). Получение изделий предусматривает комплексную технологию, включающую сварку взрывом, термическую обработку и прокатку [1–3].

В [4,5] проанализированы микромеханические свойства, фазовый состав, тонкая структура магниево-алюминиевых композитов после сварки взрывом и последующей термической обработки. В [6] приведены результаты исследований деформации слоев и микроструктуры трехслойного композита системы алюминий-магний АД1–МА2-0–АД1 после сварки взрывом и последующей прокатки. Установлено, что при больших обжатиях увеличивается неравномерность деформации слоев композита, снижа-

ется пластичность и увеличивается вероятность его хрупкого разрушения. Обжатие более 40 % приводит к появлению трещин в сплаве магния.

Данная работа является планомерным продолжением исследований композиционных материалов системы магний-алюминий и посвящена исследованию характеристик тонкой структуры слоев алюминия и магниевого сплава в трехслойном композите АД1–МА2-0–АД1 после сварки взрывом и прокатки.

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

Для определения характеристик тонкой структуры образцов использовался рентгеноструктурный анализ. Съемки проводились на дифрактометре ДРОН-3 в  $K_{\alpha}$ -излучении медного анода с никелевым фильтром для исключения  $\beta$ -линий. Для определения изменений характеристик тонкой структуры по мере удаления от границ соединения АД1–МА2-0–АД1

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

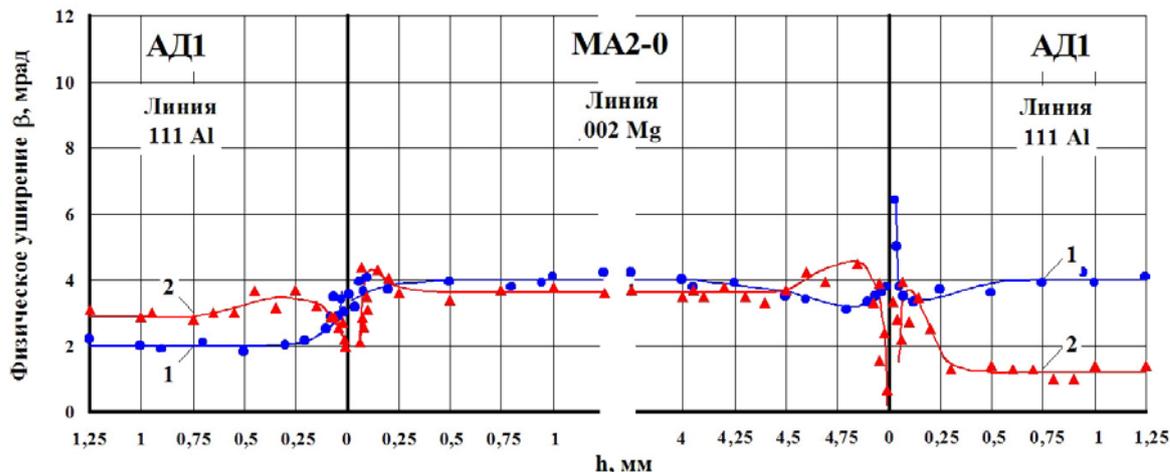


Рис. 1. Изменение физического уширения линии рентгеновских отражений (111) алюминия и (002) магния в поперечном сечении композита АД1–МА2-0–АД1 после сварки взрывом и последующей прокатки:  
1 – обжатие 10 %, 2 – 40 %

осуществляли последовательное удаление слоев с шагом 0,02 мм, начиная с АД1, путем химического травления в концентрированной плавиковой кислоте (HF). Методика эксперимента предусматривала рентгеновскую съемку профилей дифракционных линий (111) и (222) алюминия, (100) и (200) магния. Для выделения из общей ширины рентгеновских линий физического уширения ( $\beta$ ), а также для определения относительной деформации решетки ( $\Delta a/a$ ) и размера областей когерентного рассеяния (ОКР) – блоков мозаики использовали метод аппроксимации [7].

Прокатка изменяет характеристики тонкой структуры магниево-алюминиевого композита в околошовных зонах (ОШЗ) протяженностью до 0,5 мм. В результате анализа профилей рентгеновских линий прокатанных образцов установлено, что при малых обжатиях ( $\epsilon = 10\%$ ) в верхнем слое алюминия АД1 значение физи-

ческого уширения  $\beta_{111}$  остается на уровне 2,0 мрад, на расстоянии 0,25 мм от верхней границы раздела наблюдается увеличение  $\beta_{111}$  до 3,8 мрад (рис. 1, кривая 1).

Распределение  $\beta_{222}$  носит аналогичный характер (рис. 2, кривая 1), но имеет значения от 0,4 до 2,8 мрад, что свидетельствует об определенном уровне искажений кристаллической решетки в околошовных слоях.

В сплаве МА2-0 минимальное значение уширения ( $\beta_{002} = 3$  мрад) зафиксировано вблизи границ соединения с АД1 в ОШЗ величиной 0,06–0,25 мм по отношению к общему уровню в 4,0 мрад (рис. 1, кривая 1).  $\beta_{004}$  МА2-0 у верхней границы с АД1 в ОШЗ величиной 0,25 мм возрастает до 7,0 мрад и по мере удаления от границы раздела стремится к постоянному уровню в 5,2 мрад; у нижней границы МА2-0–АД1 на расстоянии 0,5 мм уширение линии (004) плавно растет с 5,8 до 8,0 мрад (рис. 2, кривая 1).

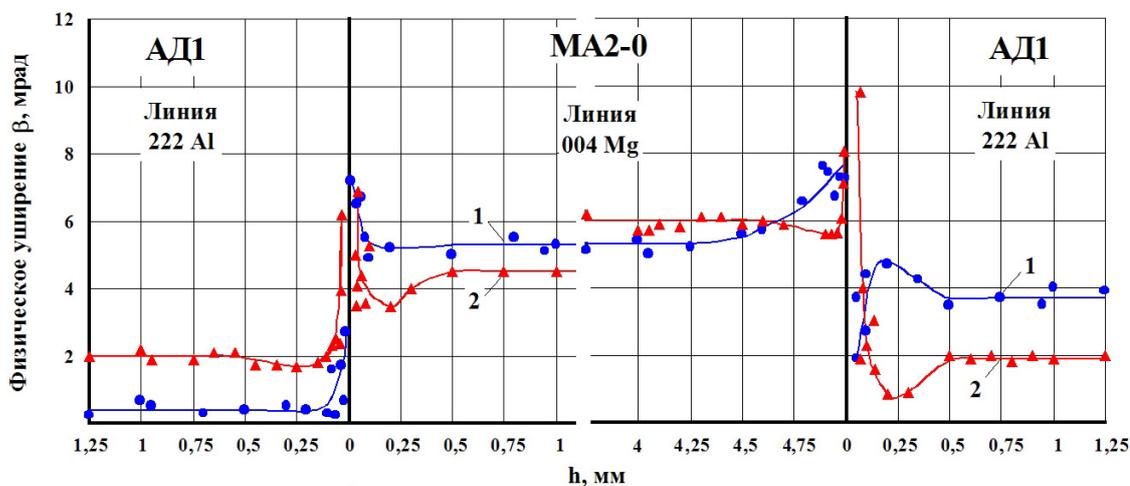


Рис. 2. Изменение физического уширения рентгеновских отражений (222) алюминия и (004) магния в поперечном сечении композита АД1–МА2-0–АД1 после сварки взрывом и последующей прокатки

В нижнем слое алюминия АД1 распределение  $\beta_{111}$  носит следующий характер: у границы раздела  $\beta_{111}$  увеличивается с 3,7 до 6,5 мрад а затем снижается до 4 мрад и по мере удаления от границы раздела остается на этом же уровне.

У нижней границы КМ наблюдается увеличение  $\beta_{222}$  с 3,8 до 5,0 мрад в ОШЗ АД1 протяженностью 0,5 мм (рис. 2, кривая 1).

При увеличении степени деформации до 40 % уширение исследуемых рентгеновских линий по толщине композита АД1–МА2-0–АД1 значительно изменяется (рис. 1, 2, кривая 2). При этом следует отметить, что физическое уширение каждой из них на удалении более 0,25 мм от границы раздела сохраняется на постоянном уровне, зависящим от степени деформации композита. Распределение  $\beta_{111}$  по толщине верхнего слоя алюминия АД1 остается постоянным (3,0 мрад) до 0,6 мм от верхней границы с МА2-0. Далее наблюдается некоторый рост  $\beta_{111}$  до 3,8 мрад с последующим снижением до 2 мрад в ОШЗ протяженностью 0,25 мм. Изменение  $\beta_{222}$  аналогично  $\beta_{111}$  (рис. 2, кривая 2), но реализуется при больших значениях  $\beta$  (от 2,0 до 6,0 мрад).

В слое МА2-0 на расстоянии 0,25 мм от границы АД1–МА2-0 величина  $\beta_{002}$  устанавливается на уровне 3,8 мрад. В ОШЗ 0,07 мм уширение линии (002) возрастает до 4,2 мрад и затем снижается до 1,5 мрад. У нижней границы соединения наблюдается снижение  $\beta_{002}$  до 0,7 мрад по отношению к общему уровню в 3,8 мрад с максимумом 4,2 мрад на расстоянии 0,06 мм от границы с АД1. Уширение линии (004) изменяется следующим образом: в ОШЗ до 0,2 мм от верхней границы АД1–МА2-0 увеличивается с 3,5 до 7,0 мрад, оставаясь неизменным (5,0 мрад) по мере удаления вглубь сплава.

В ОШЗ до 0,06 мм с нижним слоем АД1  $\beta_{004}$  сохраняется на уровне 5,7 мрад, достигая максимума в 8,0 мрад на границе (рис. 2, кривая 2).

Изменение  $\beta_{111}$  в нижнем слое алюминия имеет следующий характер (рис. 1): на расстоянии 0,05 мм от нижней границы КМ наблюдается максимум  $\beta_{111}$  4,3 мрад с последующим снижением до 1 мрад,  $\beta_{222}$  резко увеличивается с 1,5 до 9,5 мрад, а затем снижается до 1,0 мрад и на расстоянии 0,5 мм от границы достигает постоянного значения в 2,0 мрад (рис. 2).

Увеличение ширины рентгеновских линий с повышением обжатия в значительной степени объясняется ростом количества дислокаций и других структурных несовершенств кристаллического строения, интегральной характеристикой которых и является физическое уширение. Сравнивая соответствующие зависимости уширения рентгеновских линий для различных степеней обжатия и характер распределения микротвердости в слоях КМ АД1–МА2-0–АД1 (рис. 3), можно увидеть корреляцию с уширением линий (222) и (400). Упрочнение алюминия АД1 при  $\epsilon = 10-40\%$  приводит к увеличению уширения линий (222) Al и (004) Mg. Разупрочнение в слоях КМ сопровождается некоторым ростом  $\beta_{111}$ (Al) и  $\beta_{002}$ (Mg), а также снижением  $\beta_{222}$  и  $\beta_{004}$ . Необходимо отметить, что графические зависимости уширения исследуемых рентгеновских линий алюминиевых слоев при одинаковых степенях деформации слабо коррелируют между собой. Можно предположить, что каждая атомная плоскость ГЦК-решетки по-своему воспринимает внешнюю нагрузку и вносит различный вклад в общую картину структурных несовершенств.

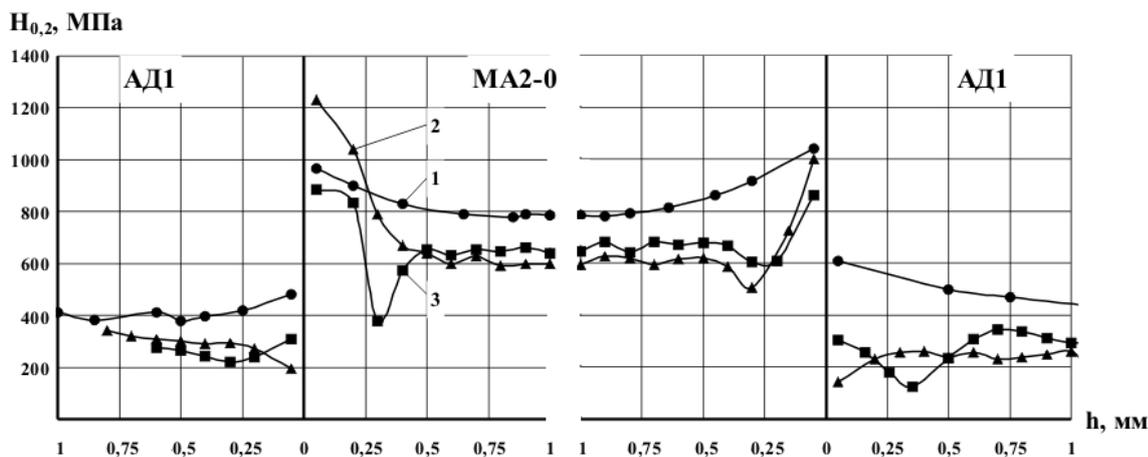


Рис. 3. Распределение микротвердости в поперечном сечении КМ АД1–МА2-0–АД1:  
1 – после СВ; 2, 3 – после прокатки со степенью обжатия 10 и 40 %, соответственно

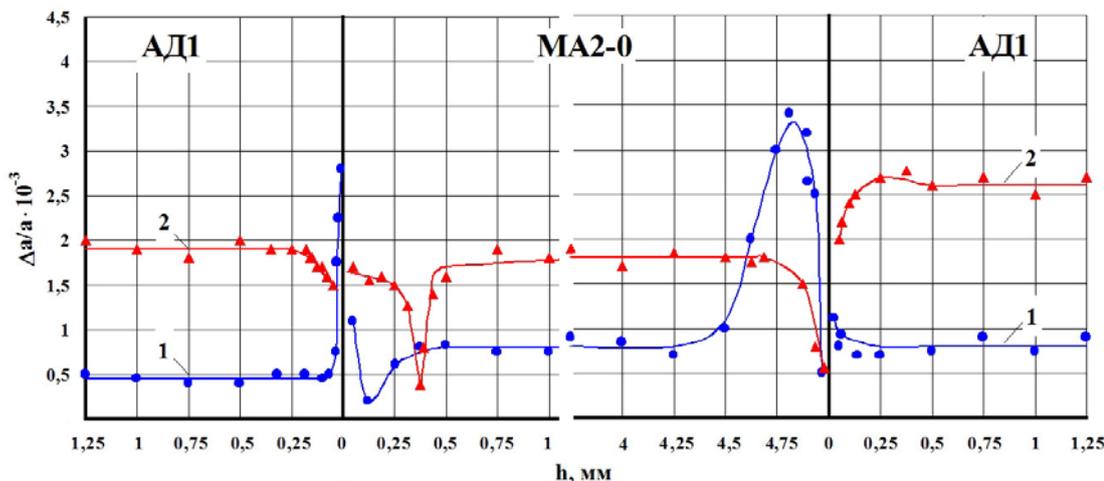


Рис. 4. Изменение относительной деформации решетки в поперечном сечении композита АД1–МА2-0–АД1 после сварки взрывом и последующей прокатки:  
1 – обжатие 10 %, 2 – обжатие 40 %

Характер изменения относительной деформации кристаллических решеток составляющих КМ при разных степенях обжатия представлены на рис. 4. При  $\varepsilon = 10\%$  в верхнем слое алюминия наблюдается увеличение относительной деформации кристаллической решетки  $\Delta a/a$ , вызванной микронапряжениями, у границы раздела до  $2,8 \cdot 10^{-3}$ , и при удалении от нее сохраняется на одном уровне  $0,4 \cdot 10^{-3}$  (рис. 4, кривая 1). При степени деформации  $\varepsilon = 40\%$  (рис. 4, кривая 2) наблюдается иной характер распределения микродеформаций: на расстоянии 0,25 мм до границы наблюдается снижение уровня  $\Delta a/a$  с  $1,8 \cdot 10^{-3}$  до  $1,5 \cdot 10^{-3}$ .

В сплаве МА2-0 при  $\varepsilon = 10\%$  наблюдается уменьшение относительной деформации решетки с  $1,1 \cdot 10^{-3}$  до  $0,2 \cdot 10^{-3}$  с последующим ростом до постоянного уровня  $0,7 \cdot 10^{-3}$ . При обжатии 40 % на расстоянии 0,37–0,50 мм от границы раздела наблюдается резкое уменьшение  $\Delta a/a$  с  $1,5 \cdot 10^{-3}$  до  $0,3 \cdot 10^{-3}$  и последующий рост до  $1,75 \cdot 10^{-3}$ .

У границы МА2-0–АД1 характер распределения микродеформаций следующий: при обжатии 10 % на расстоянии 0,25–0,3 мм до границы раздела наблюдается рост с  $1,0 \cdot 10^{-3}$  до  $3,3 \cdot 10^{-3}$  и последующее снижение до  $0,5 \cdot 10^{-3}$  по мере приближения к границе. При деформации 40 %  $\Delta a/a$  уменьшается с  $1,75 \cdot 10^{-3}$  до  $0,5 \cdot 10^{-3}$ .

Уровень микродеформаций в нижнем слое алюминия АД1 при  $\varepsilon = 10\%$  составляет  $0,7 \cdot 10^{-3}$ , при степени обжатия 40 % плавно увеличивается по мере удаления от границы раздела с  $2,0 \cdot 10^{-3}$  до  $2,6 \cdot 10^{-3}$  (рис. 4).

Анализ распределения ОКР (рис. 5) показал, что в верхнем слое алюминия при деформации 10 % для блоков мозаики характерен размер около  $500 \text{ \AA}$  и только у границы раздела наблюдается увеличение до  $650 \text{ \AA}$  (рис. 5, кривая 1). При  $\varepsilon = 40\%$  характер изменения размеров блоков аналогичен изменению  $\Delta a/a$ : на расстоянии 0,06 мм размер ОКР снижается с  $800$  до  $400 \text{ \AA}$  (рис. 5, кривая 2).

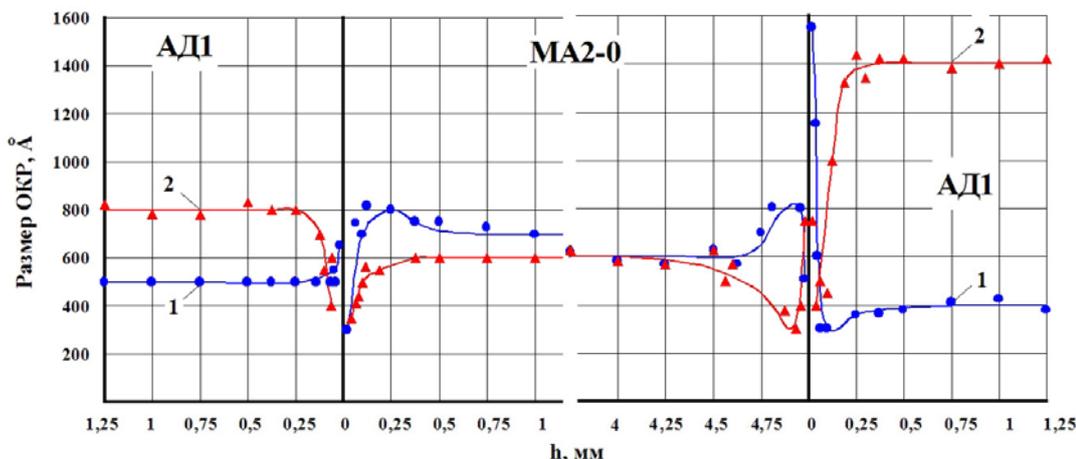


Рис. 5. Изменение ОКР в поперечном сечении композита АД1–МА2-0–АД1 после сварки взрывом и последующей прокатки:  
1 – обжатие 10 %, 2 – обжатие 40 %

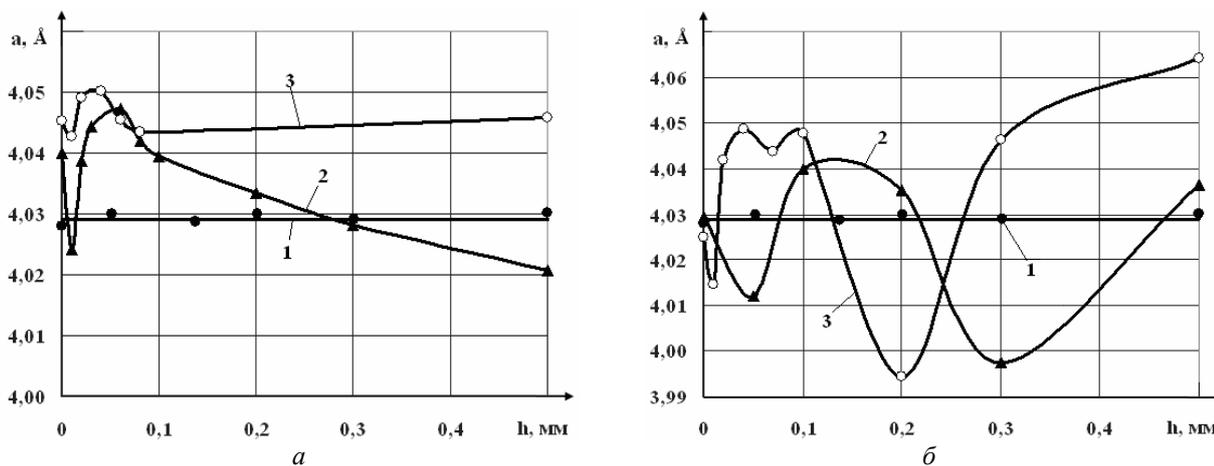


Рис. 6. Изменение периода кристаллической решетки в КМ АД1–МА2-0–АД1 в верхнем слое АД1 (а), нижнем слое АД1 (б):  
1 – после СВ, 2 – обжатие 10 %, 3 – обжатие 40 %

В сплаве МА2-0 при обжатии 10 % на расстоянии 0,25 мм от верхней границы раздела с АД1 наблюдается увеличение размеров блоков мозаики с 300 до 800Å, по мере удаления от границы раздела величина ОКР сохраняется на уровне 600Å. В ОШЗ МА2-0 с нижним слоем АД1 протяженностью 0,25 мм наблюдается укрупнение блоков с 600 до 800Å с последующим резким их измельчением до 500Å. При деформации 40 % у верхней границы соединения происходит постепенное уменьшение размера ОКР с 800 до 400 Å в ОШЗ величиной 0,25 мм. На расстоянии 0,05–0,07 мм до нижней границы КМ наблюдается дробление блоков до 300Å с последующим укрупнением до 780Å (рис. 5).

Размер блоков мозаики в нижнем слое алюминия АД1 изменяется следующим образом: при деформации  $\epsilon = 10\%$  у границы раздела наблюдается измельчение блоков с 1500 до 350Å, при  $\epsilon = 40\%$  на расстоянии 0,125–0,2 мм наблюдается увеличение с 400 до 1400Å.

Изучение изменения параметров кристаллической решетки сплава МА2-0 и алюминия АД1 показало, что характер перераспределения размеров элементарных ячеек в значительной мере определяется степенью деформации. При этом после сварки взрывом период решетки по толщине композита практически не изменяется и сохраняется на уровне  $a \approx 4,029\text{Å}$  в алюминии АД1 (рис. 6, кривая 3), в МА2-0 -  $a \approx 5,06\text{Å}$  и  $s \approx 3,187\text{Å}$  (рис. 7, 8, кривая 3). В верхнем слое алюминия на расстоянии до 0,1 мм до границы соединения наблюдается волнообразный характер изменения периода кристаллической решетки

а (рис. 6, а), при этом разброс значений во многом определяется величиной деформации. При обжатии 10 % период кристаллической решетки колеблется от 4,024Å до 4,047Å, при 40 % - изменяется в пределах 4,043–4,05Å. По мере удаления от границы раздела период а стремится к постоянному значению, определяемому степенью обжатия прокатки (при  $\epsilon = 10\%$   $a \approx 4,02\text{Å}$ , при  $\epsilon = 40\%$  - 4,044 Å).

В нижнем слое алюминия характер изменения периода алюминия иной (рис. 6, б): колебания величины а наблюдаются на расстоянии до 0,5 мм от границы раздела. При обжатии 10 % а изменяется от 3,998 Å (на расстоянии 0,13 мм) до 4,042 Å (на расстоянии 0,3 мм), при максимальной деформации 40 % период решетки возрастает с 3,995 Å (на расстоянии 0,2 мм) до 4,05 Å (на расстоянии 0,05 мм).

В сплаве МА2-0 (рис. 7) разброс значений периода с кристаллической решетки колеблется при  $\epsilon = 10\%$  от 3,175Å до 3,19Å и при удалении от границы раздела стремится к 3,175Å, при  $\epsilon = 40\%$  параметр с изменяется от 3,195Å до 3,215Å (0,19 мм и 0,4 мм от границы раздела соответственно).

Изменение периода а магниевого сплава аналогично алюминию (рис.8). На расстоянии до 0,1 мм от границы раздела при  $\epsilon = 10\%$  значение периода колеблется от 5,02Å до 5,12Å, при удалении от границы раздела колебания уменьшаются и его значение стремится к 5,175 Å, при  $\epsilon = 40\%$  значение периода изменяется с 5,16 Å до 5,23 Å и при удалении от границы раздела сохраняется на уровне 5,18 Å.

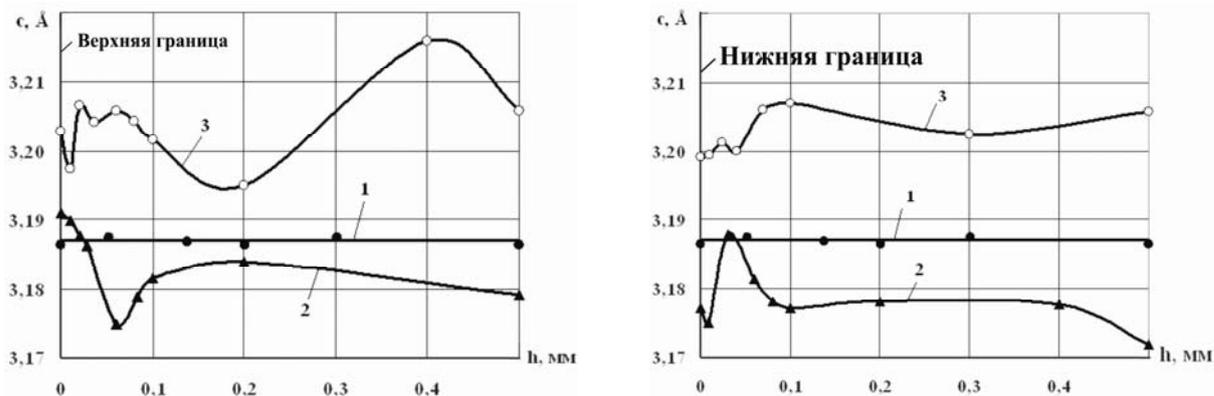


Рис. 7. Изменение периода с кристаллической решетки МА2-0:  
1 – после СВ, 2 – обжатию 10 %, 3 – обжатию 40 %

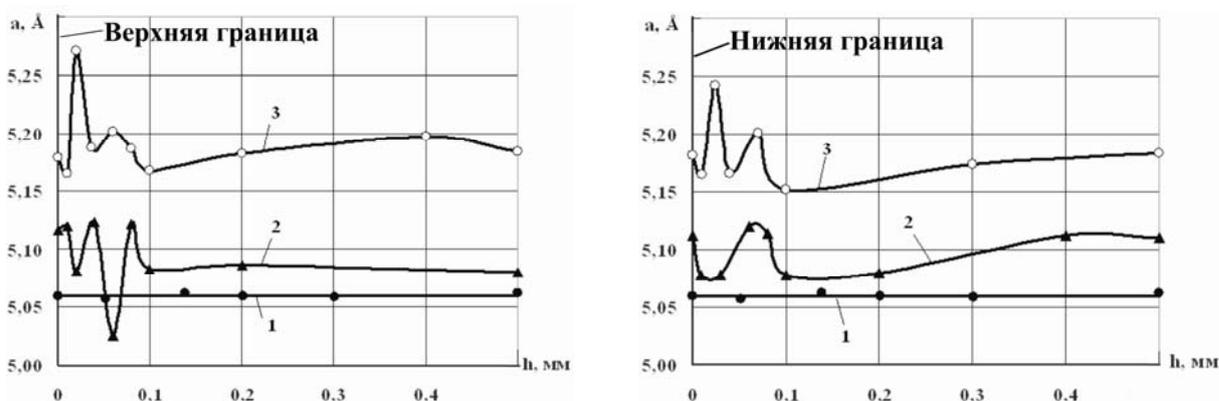


Рис. 8. Изменение периода а кристаллической решетки МА2-0:  
1 – после СВ, 2 – обжатию 10 %, 3 – обжатию 40 %

Волнообразный характер изменения параметра кристаллической решетки вблизи границы раздела вызван неоднородностью пластической деформации в околосшовной зоне (ОШЗ) в основном за счет остаточных напряжений, возникающих из-за различия модулей упругости и пределов текучести магния и алюминия. Увеличение периода с повышением величины обжата связано с упрочнением материала ОШЗ, возрастанием плотности дислокаций и, возможно, с образованием дефектов упаковки, а также с влиянием напряжений первого рода, образовавшихся вследствие пластической деформации.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Работоспособность сваренных взрывом магниевых-алюминиевых переходников / В. А. Борисова, Н. Н. Казак [и др.]. // *Металловедение и прочность материалов: сб. науч. тр. ВПИ.* – Волгоград, 1972. – С. 72–79.

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

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

4. Тонкая структура и микромеханические свойства магниево-алюминиевого композита / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. Ф. Трудов, Д. С. Самарский // *Технология металлов*, 2007. – № 1. – С. 28–33.

5. Закономерности формирования диффузионных прослоек в магниево-алюминиевом композите / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. Ф. Трудов, Д. С. Самарский // *Цветная металлургия*, 2007. – № 4. – С. 47–53.

6. Влияние теплой прокатки на деформацию слоев трехслойного магниево-алюминиевого композита / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. С. Самарский // *Деформация и разрушения материалов*, 2007. – № 2. – С. 37–39.

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

УДК 621.791:621.771

*Ю. П. Трыков, д-р техн. наук, Д. В. Проничев, канд. техн. наук,  
О. В. Слаутин, канд. техн. наук, В. Н. Арисова, канд. техн. наук,  
Д. С. Самарский, инженер, Е. А. Кобликова, студент*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ БИМЕТАЛЛА АЛЮМИНИЙ-МАГНИЙ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Исследовано влияние различных структурных факторов, возникающих при сварке взрывом и последующей термической обработке, на теплопроводность биметалла АД1+МА2-1. Расчетным путем получены значения коэффициентов теплопроводности диффузионных интерметаллидных прослоек в различных состояниях.

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

Influence of the various structure factor arising at an explosion welding and the subsequent heat treatment, on heat conductivity of composite aluminium AD1+ magnesium MA2-1 is investigated. Settlement values of coefficients of thermal conductivity diffusion intermetallic layers in various conditions are gained.

*Keywords:* layered composites, intermetallic, heat conductivity, diffusion, explosion welding.

Алюминий, магний и их сплавы применяются при создании летательных аппаратов, наземных транспортных средств, элементов топливных систем двигателей благодаря высокой удельной прочности и стойкости к воздействию атмосферы, топлива и агрессивных сред. Создание композиционных материалов на основе этих металлов позволяет получить новые свойства и повысить существующие, расширяя их области применения.

В данной работе исследуется влияние сварки взрывом (СВ), возникающей при этом структурной неоднородности и интерметаллидных диффузионных прослоек на теплопроводность слоистого композиционного материала АД1+МА2-1.

При нагреве слоистых композиционных материалов диффузионное взаимодействие происходит в твердой фазе с образованием непрерывных интерметаллидных прослоек, закономерности формирования которых зависят от сочетания металлов, температурно-временных условий термической обработки и режима сварки взрывом [1].

Исследуемый материал был получен сваркой взрывом на режимах, обеспечивающих качественное соединение слоев без непроваров и оплавов, с образованием безволнового профиля границы раздела (скорость соударения  $v_{cl} = 550$ , скорость точки контакта  $v_k = 2500$  м/с).

При сварке взрывом многослойных композитов, связанной со значительной пластической

деформацией в околошовных зонах (ОШЗ) свариваемых металлов, картина изменения микротвердости значительно усложняется. Это связано с влиянием остаточных напряжений, возникающих из-за различия модулей упругости и пределов текучести магния и алюминия. Максимальное упрочнение магния и алюминия наблюдается в ОШЗ. В частности, твердость алюминия составляет около 500 МПа, а сплава МА2-1 превышает 1500 МПа. При удалении от ОШЗ, средняя микротвердость в алюминии не превышает 400 МПа, сохраняя высокие (до 450–480 МПа) значения на расстоянии от 50 до 200 мкм от ОШЗ. В магниевом сплаве на расстоянии от 50 до 200 мкм от ОШЗ микротвердость находится на уровне 120 – 1250 МПа и 900 – 1000 МПа на удалении от ОШЗ более 200 мкм (рис. 1, а).

Для формирования диффузионной прослойки образцы биметалла алюминий-магний были подвергнуты диффузионному отжигу при температуре 400 °С со временем выдержки от 1 до 50 часов, что позволило изменять долю интерметаллидов в широких пределах от 0,01 до 0,04.

Поскольку градиент реактивной диффузии в паре алюминий-магний направлен в сторону алюминия, рост интерметаллидной прослойки проходил за счет уменьшения доли последнего (табл. 1). Зависимость доли и толщины интерметаллидной прослойки от времени отжига приведена на рис. 2.

В соответствии с диаграммой состояния алюминий-магний в системе образуются следующие фазы  $\beta$ (Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>),  $\gamma$ (Al<sub>12</sub>Mg<sub>17</sub>),  $\zeta$ (Al<sub>52</sub>Mg<sub>48</sub>),  $\epsilon$ (Al<sub>30</sub>Mg<sub>23</sub>). Фазы  $\beta$  и  $\gamma$  плавятся конгруэнтно при температурах 453 и 460 °С соответственно.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

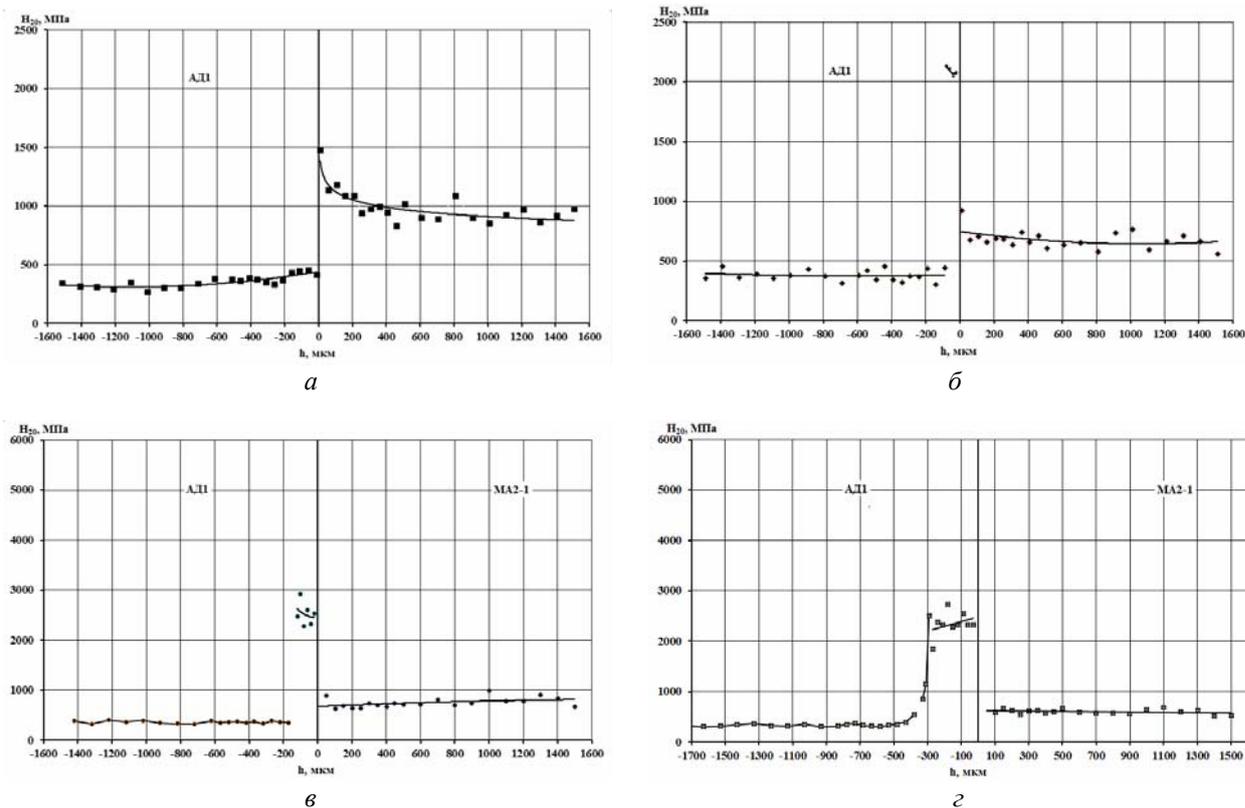


Рис. 1. Распределение микротвердости в КМ алюминий-магний:  
*а* – после сварки взрывом, *б–г* – после отжига при 400 °С в течение 3, 10 и 50 часов соответственно

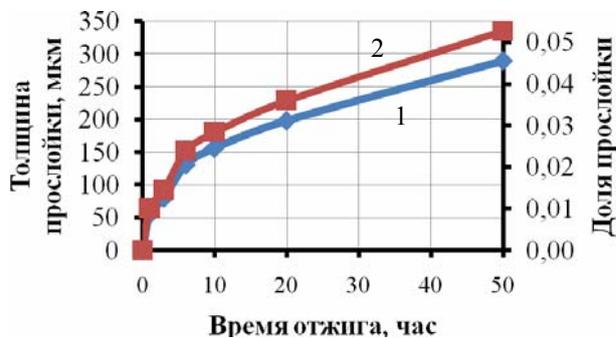


Рис. 2. Зависимость толщины (1) и доли (2) диффузионной прослойки в биметалле алюминий-магний от времени отжига при температуре 400 °С

Фазы  $\epsilon$  и  $\zeta$  образуются по перитектическим реакциям при температурах 450 и 452 °С соответственно. В системе существуют три эвтектических равновесия:  $\text{Ж} \leftrightarrow \text{Mg} + \gamma$  при температуре 438 °С,  $\text{Ж} \leftrightarrow (\text{Al}) + \beta$  при 450 °С,  $\text{Ж} \leftrightarrow \epsilon + \beta$  при 448 °С, а также два эвтектоидных равновесия  $\epsilon \leftrightarrow \beta + \zeta$  при -428 °С и  $\zeta \leftrightarrow \beta + \gamma$  при 410 °С. Растворимость Mg в Al исследована во многих работах и достигает максимума 17,4 % (по массе) при температуре 450 °С, при температуре диффузионного отжига (400 °С) она несколько ниже – 13,5 % [2].

При термообработке (ТО) (400 °С, 3 ч) градиент твердости составляющих композиционных материалов (КМ) увеличивается вследствие образования диффузионных зон и формирования напряжений первого и второго рода из-за различия в коэффициентах линейного расширения металлов. С увеличением времени ТО микротвердость в поперечном сечении образцов снижается при одновременном ее увеличении в ОШЗ алюминиевых слоев, что свидетельствует о преимущественной диффузии магния в алюминий и формировании в нем диффузионной прослойки (рис. 1, б).

Так, микротвердость алюминия по всему сечению находится на уровне 400–420 МПа, а магниевого сплава – 600–700 МПа соответственно. Однако твердость ОШЗ у магниевого сплава остается высокой – на уровне 850–900 МПа. Микротвердость диффузионной зоны от магниевого сплава к алюминию повышается от 2100 до 2200 МПа, что свидетельствует о возможной диффузии алюминия на всю глубину магниевого слоя.

После 10-часовой выдержки твердость основных слоев осталась неизменной, ширина диффузионной прослойки достигла 156 мкм.

Дальнейшее увеличение времени ТО до 50 ч сопровождается ростом твердости диффузионной зоны, максимальное значение которой 3 ГПа. При этом твердость алюминия и магниевое сплава практически не изменяется, включая ОШЗ магниевое сплава (до 900 МПа) (рис. 1, з).

Таким образом, в результате исследования микроструктуры и микромеханических свойств диффузионной прослойки установлено, что она обладает высокой твердостью (от 2 до 3 ГПа), оказывающей влияние на физико-механические и служебные свойства исследуемой магниево-алюминиевой композиции.

Рентгеноструктурные исследования диффузионных прослоек, образующихся между алюминием и магнием в твердой фазе после 16 часов при 400 °С [3] показали, что основой прослойки является фаза Mg<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, обладающая неметаллическими свойствами, также зафиксировано наличие фаз Mg<sub>3</sub>Al<sub>12</sub> и Al<sub>12</sub>Mg<sub>17</sub>.

Исследования слоистых систем, в которых чередуются слои основных металлов с диффузионными интерметаллидными прослойками, показало [4], что теплофизические свойства прослоек сильно отличаются от свойств металлов, что объясняется частичной или полной потерей химическими соединениями металлических свойств. Также было показано, что если рассматривать биметалл с диффузионными прослойками как трехслойный композит, то возможно вычислить коэффициент теплопроводности по правилу аддитивности (1)

$$\lambda_{СКМ} = \frac{\delta_1 + \delta_2 + \dots + \delta_n}{\frac{\delta_1}{\lambda_1} + \frac{\delta_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{\delta_n}{\lambda_n}}, \quad (1)$$

где  $\delta_1, \delta_2, \dots, \delta_n$  – толщины слоев;  $\lambda_1, \lambda_2, \dots, \lambda_n$  – коэффициенты теплопроводности слоев.

Это позволяет расчетным путем определить коэффициент теплопроводности интерметаллидной прослойки (2)

$$\lambda_{ДП} = \frac{\delta_{ДП}}{\frac{\delta_{СКМ}}{\lambda_{СКМ}} - \frac{\delta_{АД1}}{\lambda_{АД1}} - \frac{\delta_{МА2-1}}{\lambda_{МА2-1}}}, \quad (2)$$

где  $\delta_{СКМ}$  – толщина СКМ;  $\delta_{АД1}, \delta_{МА2-1}$  – толщины соответственно, АД1 и МА2-1;  $\delta_{ДП}$  – толщина диффузионной прослойки;  $\lambda_{СКМ}$  – коэффициент теплопроводности КМ;  $\lambda_{АД1}, \lambda_{МА2-1}$  – значения коэффициентов теплопроводности стали алюминия АД1 и магния МА2-1.

Рассчитанное по (1) значение коэффициента теплопроводности для исследуемого биметалла прослоек составило 143 Вт/(м·К) (рис. 3). Экспериментальное определение теплопроводности интерметаллидной композиции алюминий-магний проводилось на измерителе КИТ-02ц с точностью 3–5 %. Установлено, что после сварки взрывом теплопроводность материала ниже расчетной на 28 % (102 Вт/(м·К), что согласуется с данными для других материалов, полученных сваркой взрывом [4–7]. Падение теплопроводности объясняется высоким уровнем структурной неоднородности, возникающей в зоне максимального упрочнения при сварке взрывом, что подтверждается распределением микротвердости (рис. 1, а).

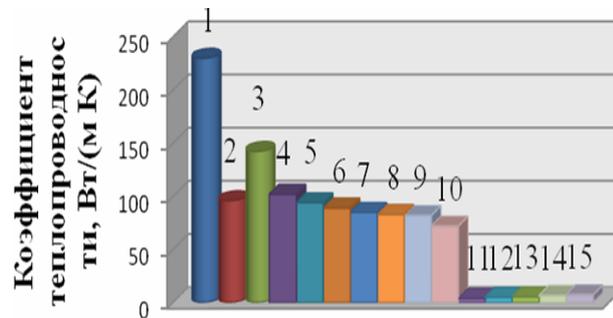


Рис. 3. Теплопроводность композиционного материала алюминий-магний:  
1 – АД-1; 2 – МА2-1; 3 – значение, рассчитанное по (1); 4 – КМ после СВ; 5–10 – КМ после отжига при 400 °С 1,2,6,10,20,50 часов; 11–15 – диффузионная прослойка (ДП) после отжига 1,2,6,10,20,50 часов

Таблица

Теплопроводность биметалла алюминий-магний и его составляющих

Продолжительность отжига, ч	Толщина слоя, мм			Коэффициент теплопроводности			
	Al	Mg	ДП	Al	Mg	СКМ	ДП*
1	3,045	2,4	0,055	230	96	94	–
3	3,020	2,4	0,080			89	4,0
6	2,969	2,4	0,131			85	5,0
10	2,944	2,4	0,156			83	5,6
20	2,902	2,4	0,198			82	6,8
50	2,880	2,4	0,220			72	5,7

\* – расчетные значения, определенные из выражения (2)

Диффузионный отжиг при температуре 400 °C вызвал появление и рост диффузионной интерметаллидной прослойки с увеличением ее доли в 4 раза, при этом происходило последовательное снижение теплопроводности композита с 94 Вт/(м·К) при толщине прослойки 0,055 мм до 72 Вт/(м·К) при 0,22 мм (рис. 3). Таким образом, термическая обработка дает возможность понизить теплопроводность композита на 30 % по сравнению с состоянием после сварки взрывом.

Экспериментальные данные позволили провести по (2) расчет коэффициента теплопроводности диффузионной прослойки (рис. 3). Полученные экспериментальные и расчетные значения сведены в таблицу. Видно, что теплопроводность диффузионной прослойки находится в пределах 4,0–6,8 Вт/(м·К), т. е. в 17 раз меньше, чем у магния и в 43 раза меньше, чем у алюминия.

#### Выводы

1. Теплопроводность СИК алюминий-магний зависит от уровня структурной неоднородности на границе соединения металлов. Возникновение зоны максимального упрочнения (ЗМУ) при сварке взрывом приводит к снижению коэффициента теплопроводности на 28 % по сравнению с расчетным по правилу аддитивности.

2. Отжиг при температуре 400 °C приводит к активации диффузионных процессов на границе раздела магния и алюминия и росту диффузионной прослойки. Диффузия происходит из магния в алюминий, при этом снижается доля алюминия в композиции, а доля диффузионной прослойки растет в 4 раза с увеличением времени выдержки до 50 часов.

3. Теплопроводность интерметаллидной прослойки находится на уровне 4,0–6,8 Вт/(м·К) –

в 17–43 раза меньше, чем у компонентов. Таким образом, можно предполагать, что химические соединения алюминия и магния обладают свойствами неметаллов и основная часть тепла передается в них не свободными электронами, а волнами упругих колебаний атомов в узлах кристаллической решетки (фононами).

4. Рост доли интерметаллидной фазы позволит значительно повысить теплоизоляционный эффект, добиться этого увеличением времени выдержки не представляется возможным, оптимальным представляется увеличение числа слоев композиционного материала.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Диффузия в слоистых композитах / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
2. *Диаграммы состояния двойных металлических систем* / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996–2000. – 514 с.
3. *Арисова, В. Н.* Комплексная технология получения магниево-алюминиевого композита / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. С. Самарский, В. Г. Шморгун // Известия ВолгГТУ, 2007. – С. 9–15.
4. *Трыков, Ю. П.* Теплофизические свойства сваренного взрывом стале-алюминиевого композиционного материала / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич // Материаловедение, 2007. – № 2. – С. 31–35.
5. *Трыков, Ю. П.* Теплопроводность медно-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, А. В. Волчков // Технология материалов, 2007. – № 7. – С. 31–35.
6. *Проничев, Д. В.* Исследование теплопроводности слоистых металлических композитов / Д. В. Проничев, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин // Известия ВолгГТУ, 2007. – С. 33–36.
7. *Гуревич, Л. М.* Свойства интерметаллидных прослоек в слоистых титан-алюминиевых композитах / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, В. Н. Арисова, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев, С. В. Панков // Известия ВолгГТУ, 2009. – С. 35–39.

УДК621.791:621.771

**Ю. П. Трыков**, *д-р техн. наук*, **Л. М. Гуревич**, *канд. техн. наук*,  
**В. Г. Шморгул**, *д-р техн. наук*, **А. И. Богданов**, *аспирант*, **О. С. Киселев**, *аспирант*

**О РЕАЛИЗАЦИИ РАВНОПРОЧНОСТИ КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ (МЯГКИХ ПРОСЛОЕК)  
РАЗНОРОДНЫХ ТРУБ И СОСУДОВ\***

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: [mv@vstu.ru](mailto:mv@vstu.ru))

Приведена методика назначения конструктивных размеров и состава композиционных переходников для тонкостенных цилиндрических титано-стальных сосудов, обеспечивающих равнопрочность соединения менее прочному основному металлу.

*Ключевые слова:* цилиндрические сосуды, переходники, мягкая прослойка, равнопрочность, контактное упрочнение, композиционное соединение, сварка.

The technique of appointment of the constructive sizes and structure of composite adapters for the thin-walled cylindrical titano-steel vessels providing strength balance connections to less strong basic metal is resulted.

*Keywords:* cylindrical vessels, reducing couplings, soft interlayer, strength balance, contact reinforcement, composition bonding, welding.

Прочно-плотное соединение разнородных сосудов и труб осуществляется посредством тонкостенных композиционных переходников, в которых кольцевые швы, являющиеся, как правило, мягкими поперечными прослойками, подвергаются воздействию рабочего внутреннего давления, обуславливающего возникновение в них двухосного растяжения и реализацию эффекта контактного упрочнения. Поведение металла и сварных соединений при двухосном растяжении отличается от их поведения при одноосном растяжении большей устойчивостью процесса пластической деформации, меньшей деформационной способностью, повышенной чувствительностью к концентраторам напряжений и склонностью к хрупкому разрушению, особенно высокопрочных материалов [1]. В большей степени возрастает роль и механической неоднородности, хотя о ее влиянии на работоспособность сварных соединений имеются противоречивые мнения. А. С. Богомолова показала [2], что объемное напряженное состояние, возникающее в поперечной мягкой прослойке в цилиндрическом сосуде (трубе) вследствие действия контактного эффекта при двухосном растяжении, как и при одноосном, приводит к упрочнению прослойки, степень которого зависит от ее относительной толщины, геометрической характеристики сосуда (трубы), степени механической неоднородности и напряженно-деформированного состояния основного металла. Рассматривая поведение мягкой поперечной прослойки в тонкостенном со-

суде (рис. 1) и учитывая общепринятые условия и допущения, можно полагать, что при небольшом давлении все соединение работает упруго, и напряжения, действующие в элементах сосуда, определяются следующим образом:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{qa}{t}, \quad \sigma_z = \frac{qa}{2t} = \frac{\sigma_{\varphi}}{2}, \quad \sigma_r = 0 \quad (1)$$

где:  $q$  – внутреннее давление;  $a$  – внутренний радиус сосуда;  $t$  – толщина стенки сосуда;  $\sigma_{\varphi}$  и  $\sigma_r$  – соответственно средние тангенциальные и осевые напряжения.

Наличие плоского однородного напряженного состояния с отношением главных напряжений  $n = \sigma_z / \sigma_{\varphi} = 0,5$  обуславливает при  $\mu = 0,5$  отсутствие деформаций вдоль оси  $z$  ( $\epsilon_z = 0$ ) и реализацию плоскодеформированного состояния. В соответствии с условием текучести Ми-

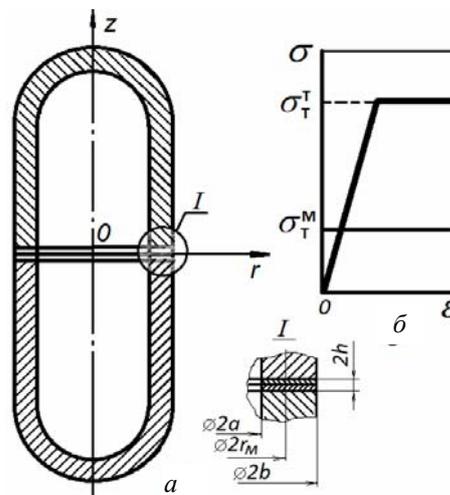


Рис. 1. Схема цилиндрического тонкостенного сосуда с поперечной мягкой прослойкой (а) и диаграмма материалов (б)

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

зеса течение металла прослойки начнется при интенсивности напряжений  $\sigma_i = \sigma_T^M$ , т. е. при

$$\sigma_\phi = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_T^M. \quad (2)$$

Дальнейшее повышение давления приводит к увеличению интенсивности напряжений в основном металле при неизменной в прослойке (рис. 1).

Средние осевые напряжения в мягкой прослойке на контактной поверхности в силу неразрывности смещений и напряжений должны равняться средним осевым напряжениям в основном металле и увеличиваться с ростом давления. Последнее при неизменности  $\sigma_i$  в мягкой прослойке должно приводить к нарушению соотношения  $n = \sigma_z / \sigma_\phi = 0,5$ , вследствие чего деформации перестают быть плоскими, появляется осевая составляющая и изменяется характер радиальных деформаций в прослойке. Напряженно-деформированное состояние прослойки оказывается аналогичным случаю одновременного действия внутреннего давления и осевой растягивающей силы, а сдерживание радиальных деформаций на контактной поверхности приводит к ужесточению напряженного состояния, т. е. к контактному упрочнению. Значение предельных средних осевых напряжений, соответствующих началу вязкого разрушения прослойки, может быть определено по формуле:

$$\sigma_{bz} = \sigma_B^M \left[ \frac{\pi}{4} + \frac{1+2\gamma}{3\sqrt{3}x(1+\gamma)} \right], \quad (3)$$

где  $\sigma_B^M$  – временное сопротивление металла мягкой прослойки;  $\gamma = r_m/b$  – геометрическая характеристика трубы;  $2r_m$  и  $2b$  – соответственно средний и наружный диаметры.

Анализ поведения титано-стальной композиции при одноосном растяжении показал, что при достаточно малой относительной толщине Си прослойка Nb вовлекается в пластическую деформацию и тем интенсивнее, чем меньше  $\chi$ . Для тонкостенных титано-стальных сосудов (труб) значение  $\chi_{Cu}$ , соответствующее началу вовлечения Nb в пластическую деформацию, можно определить по формуле:

$$\chi_{sb} = \frac{1+2\gamma}{3\sqrt{3} \left( K_{sb} - \frac{\pi}{4} \right) (1+\gamma)}, \quad (4)$$

где  $K_{sb} = \sigma_T^{\phi n} / \sigma_B^M$  – коэффициент механической неоднородности,

Расчет показал, что, начиная с  $\chi_{sb} = 0,5$  и ниже, эффект контактного упрочнения Си ослабляется, но зато в деформацию включается Nb с более высокими прочностными характеристиками. При расчете прочности сосуда (трубы) в первом приближении можно, по-видимому, принять суммарную относительную толщину медно-ниобиевой прослойки с условным временным сопротивлением, разным временно-му сопротивлению Си.

Правомерность такого допущения будет возрастать с уменьшением  $\chi$  прослойки, т. е. в наиболее интересующей нас области реализации равнопрочности соединения основному металлу. Расчет при указанном допущении дает некоторый запас прочности, поскольку  $\sigma_T^{\phi n} \geq \sigma_B^M$ .

Расчетные формулы (3) и (4) получены для соединения, состоящего из двух металлов, и при допущении, что модули продольной упругости  $E$  и коэффициенты поперечной деформации  $\mu$  основного металла и прослойки в упругой стадии деформирования одинаковы. Однако в четырехслойных титано-стальных (титан-ниобий-медь-сталь) композициях эти характеристики резко отличаются. Уже в упругой стадии деформирования имеет место неравномерность деформации отдельных слоев композиции, степень которой зависит от соотношения величин  $\eta_i = E_i / \mu_i$  отдельных участков соединения. Фактическое напряженно-деформированное состояние титано-стальной композиции с учётом взаимного влияния прослоек гораздо сложнее, чем в идеализированном соединении из двух металлов, рассматриваемых обычно при анализе работы механически неоднородных соединений. В настоящее время нет расчетных методов определения напряженного состояния цилиндрических сосудов (труб) из металлов с различными упругими константами. Однако оценка работоспособности таких соединений в пластической стадии деформирования может быть приближенно выполнена с помощью расчетных зависимостей, полученных для случая одинаковых значений  $E$  и  $\mu$ . В [3] для случая соединения из двух металлов и в [4] для случая четырехслойной композиции дано экспериментальное подтверждение возможности такого допущения при статическом одноосном растяжении. Достаточно хорошая сходимость экспериментальных и расчетных данных объясняется тем, что пластические деформации при больших нагрузках значительно пре-

вышают упругие, а поэтому последние не оказывают заметного влияния.

Проверка изложенных представлений производилась на тонкостенных цилиндрических титано-стальных баллонах с поперечными четырехслойными переходниками, равностенными с основными элементами (рис. 2).

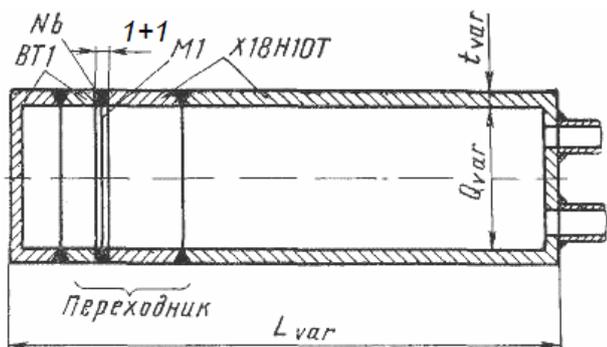


Рис. 2. Тонкостенный цилиндрический баллон с композиционным титано-стальным переходником

Толщины прослоек Cu и Nb в переходниках составляли по 1 мм, а размеры баллонов варьировали таким образом, чтобы  $\chi_{M1}$  изменялась в пределах от 0,2 до 0,5 при неизменных  $\gamma = 0,97$  и отношениях длины баллона к внутреннему диаметру и внутреннего диаметра к толщине стенки. Для баллонов с  $\chi_{M1} = 0,1$  использована композиция с горячекатанной 4-слойной прослойкой. Результаты испытаний баллонов внутренним давлением до разрушения представлены на рис. 3, где в виде заштрихованной области показана расчетная зависимость предельных осевых напряжений  $\sigma_{Bz}$  от относительной толщины медно-ниобиевой (а) или медной (б) прослойки. Удовлетворительное совпадение расчетных и опытных данных достигается в об-

ласти малых относительных толщин прослойки  $\chi_{\Sigma}$ , когда в качестве мягкой принимается медно-ниобиевая прослойка. Если расчетной является прослойка Cu, то опытные значения ложатся ниже теоретических.

Результаты исследования позволяют сформулировать следующее:

1. Исходя из принципов рационального проектирования, необходимо при создании тонкостенных цилиндрических титано-стальных сосудов (труб) назначать такие конструктивные размеры и состав композиционных переходников, чтобы они обеспечивали равнопрочность соединения менее прочному основному металлу и были равностенными с основными обечайками.

2. Поперечная мягкая прослойка тонкостенного цилиндрического сосуда (трубы), работающего под действием внутреннего давления, в пластической стадии деформирования находится в условиях объемного напряженного состояния и осесимметричной деформации, вследствие чего в ней возникает эффект контактного упрочнения. В этом случае прочность соединения и критические величины относительной толщины мягкой прослойки могут рассчитываться по формулам для случая одновременного действия осевой силы и внутреннего давления.

3. При расчетном определении критической относительной толщины мягкой прослойки  $\chi_b$ , при которой достигается равнопрочность композиции стали, необходимо учитывать суммарную относительную толщину медно-ниобиевой прослойки, металл которой условно обладает прочностными характеристиками Си. В рассматриваемом случае равнопрочность соединения обеспечивается при  $\chi_{\Sigma} \leq 0,4-0,5$ .

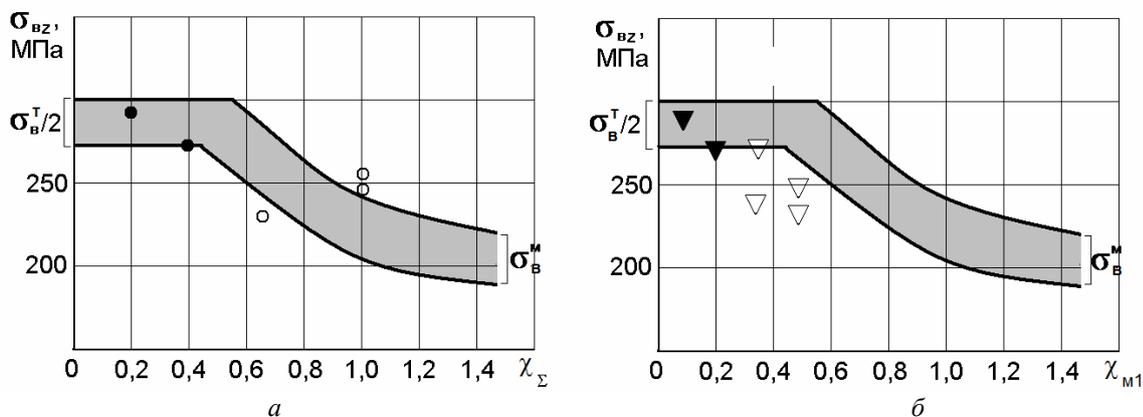


Рис. 3. Влияние относительной толщины медно-ниобиевой (а) и медной (б) прослоек на величину предельного осевого напряжения. Светлые кружки и треугольники – разрушения по прослойке, темные кружки и треугольники – по основному металлу

4. Установившееся в практике изготовления сосудов и трубчатых элементов из разнородных металлов положение, когда переходники изготавливаются усиленными по сравнению с основными элементами, должно быть пересмотрено. Усиленные переходники требуют повышенного расхода дорогих и дефицитных металлов (Nb, Ta и др.), являются галтелями и ухудшают работу сварных швов. Использование переходников без усиления предъявляет, в свою очередь, более высокие требования к качеству композиционного соединения и надежности разработанного технологического процесса, предусматривающего применение наряду со сваркой взрывом одного из видов прокатки.

УДК 621.791:621.771

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

#### СТРУКТУРА И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В БИМЕТАЛЛЕ ВТ1-0+АД1, ПОЛУЧЕННОМ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ПО УГЛОВОЙ СХЕМЕ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Установлено, что важнейшим фактором в формировании оплавок на межслойной границе полученного сваркой взрывом соединения титан-алюминий является величина кинетической энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию поверхностных слоев металлов.

*Ключевые слова:* титан, алюминий, слоистый композит, сварка взрывом, оплавленный металл, микромеханические свойства, интерметаллид.

Found that the most important factor in the formation of melt on the interlayer boundary obtained by explosion welding titanium-aluminum compound is the kinetic energy expended on plastic deformation of the surface layers of metals.

*Keywords:* titanium, aluminum, layered composite, explosion welding, melted metal, micromechanical properties, intermetallic.

Одним из наиболее эффективных способов получения слоистых титано-алюминиевых композиционных материалов является сварка взрывом. Однако качество соединения, а также свойства основных слоев (титана и алюминия) у композитов, полученных таким способом, могут изменяться в зависимости от режимов сварки. Так, при завышении параметров сварки взрывом происходит возникновение оплавленных участков между свариваемыми металлами, приводящее к структурно-механической неоднородности.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Винокуров, В. А. Сварные конструкции. Механика разрушения и критерии работоспособности / В. А. Винокуров, С. А. Куркин, Г. А. Николаев. – М.: Машиностроение, 1996. – С. 576 с.

2. Богомолова, А. С. Некоторые вопросы прочности сварных соединений с тонкой мягкой прослойкой при плоском напряженном состоянии / А. С. Богомолова // Вопросы сварочного производства: сб. науч. тр. ЧПИ. – Челябинск, 1968. – С. 56–63.

3. Кульневич, Т. В. О влиянии формы и геометрических параметров сварного стыкового шва на прочность соединения при статическом растяжении / Т. В. Кульневич // Вопросы сварочного производства: сб. науч. тр. ЧПИ. – Челябинск, 1967. – С. 56–76.

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

Целью настоящей работы являлось изучение структуры, фазового состава и микромеханических свойств титано-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом при различных значениях кинетической энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию поверхностных слоев металлов ( $W_2$ ).

#### Материалы и методы исследования

Исследования проводили на сваренном взрывом по угловой схеме биметалле титан ВТ1-0 + алюминий АД1 с толщинами слоев 7,0 и 7,5 мм соответственно и высоте заряда взрывчатого вещества (ВВ) (50 % аммонита № 6ЖВ + 50 % кварцевого песка) 55 мм. Изменение технологического зазора от 2 мм до 16 мм привело к варьированию скорости соударения от 458 до

728 м/с и энергии  $W_2$  от 1,18 до 2,92 МДж/м<sup>2</sup>. Образцы для исследований вырезали в направлении, совпадающем с направлением детонации. 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 композиционных материалов (КМ) измеряли при обработке цифровых изображений на ПЭВМ «Pentium IV», используя пакет программ «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System GmbH. Испытание на микротвердость по методу восстановленного отпечатка (ГОСТ 9450–76) вдавливанием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием проводили на приборе ПМТ-3М под нагрузками 0,1–0,5 Н. Фазовый состав закристаллизовавшихся оплавов на границе ВТ1-0–АД1 определяли послойной рентгеновской съемкой на дифрактометре ДРОН-3М в характеристическом излучении  $K_\alpha\text{Cu}$ . Идентификацию фаз проводили по базам данных PDF-2 ICDD (The International Centre for Diffraction Data) программой «Crystal impact match!».

**Результаты и их обсуждение**

Оплавленные участки на границе соединения титана и алюминия могут значительно снижать работоспособность данного композиционного материала в зависимости от их твердости и пластичности. На современных диаграммах состояния бинарных сплавов системы «титан-алюминий» кроме четырех надежно установленных фаз ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ,  $\text{TiAl}$ ,  $\text{TiAl}_2$  и  $\text{TiAl}_3$ ) [1], иногда присутствуют  $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$ ,  $\text{Ti}_2\text{Al}_5$  [2], диапазон литературных значений микротвердости которых сильно колеблется (табл. 1). Объемное содержание и структура оплавленного металла в сваренных взрывом соединениях зависит от кинетической энергии  $W_2$ , затрачиваемой на пластическую деформацию [3]. Металлографический анализ границы соединения по всей длине сваренного композита позволил выделить четыре участка с различающимися структурами (рис. 1).

На первом участке ( $1,18 < W_2 < 1,5$  МДж/м<sup>2</sup>) наблюдается локальное оплавление металла «светлого цвета» (рис. 1, а). При больших увеличениях выявляется гетерогенная структура этого оплава, представляющая смесь светлых участков твердого раствора на основе алюминия с включениями темного цвета. Микротвердость такого оплава составляет 1,6 ГПа. Граница соединения практически прямолинейна и

Таблица 1

**Микротвердость алюминидов титана**

Алюминид титана	Диапазон содержания алюминия, мас. %	Структурный тип	Микротвердость, МПа
$\text{TiAl}_3$	63	ОЦ тетрагональная 14/mmm	4500 [4] 3900–4200 [5] 6040 [6] 6800 [7]
$\text{TiAl}_2$	51–54	ОЦ тетрагональная 14 <sub>1</sub> /amd	Нет данных
$\text{TiAl}$	34,0–56,2	Тетрагональная P4/mmm	2770 [6] 1800 [7]
$\text{Ti}_3\text{Al}$	14–26	Гексагональная P6 <sub>3</sub> /mmc	1000–2700 [8]

не имеет четко выраженного волнового профиля. Относительная протяженность оплавленного металла – 74 %.

На втором участке ( $W_2$  от 1,5 до 2,21 МДж/м<sup>2</sup>) граница соединения имеет слабо развитый, нерегулярный волновой профиль с протяженной визуально однородной (гомогенной) прослойкой оплавленного металла «темного цвета» (рис. 1, б). Толщина прослойки составляет 27 мкм. В завихрениях волн дополнительно образовались локальные компактные оплавы округлой формы. Структура таких оплавов близка к гетерогенной структуре оплавленного металла на первом участке, но с большим содержанием темной фазы. Микротвердость протяженной прослойки выше, чем компактного оплава, но ниже, чем у титана и равна 2,2 ГПа. Относительная протяженность «светлого» оплава составляла 17 %.

На третьем участке ( $W_2$  от 2,21 до 2,69 МДж/м<sup>2</sup>) также существует сплошная однородная прослойка «темного цвета», а так же участки оплавленного металла гетерогенной структуры, с участками алюминия и включениями «темного» цвета (рис. 1, в). Граница соединения имеет нерегулярный волновой профиль. Толщина сплошной прослойки по сравнению с предыдущим участком увеличилась до 45 мкм. Относительная протяженность «светлого» оплава достигает 47 %.

Дальнейшее увеличение кинетической энергии, затрачиваемое на пластическую деформацию ( $W_2$  от 2,69 до 2,92 МДж/м<sup>2</sup>), привело к исчезновению «темной» сплошной прослойки и появлению «светлой» прослойки гомогенной структуры с локальными утолщенными участками, в которых наблюдается алюминиевая мат-

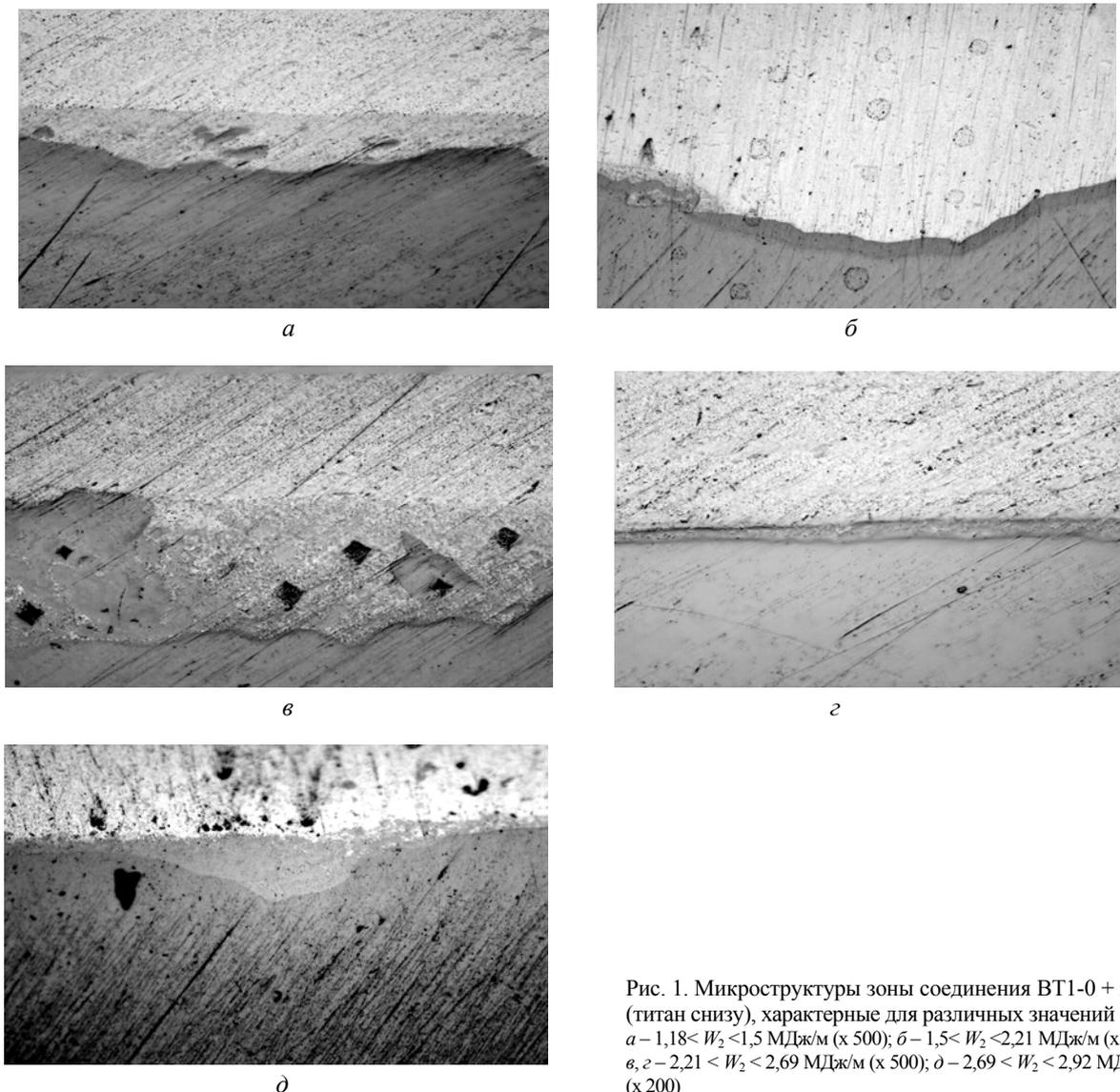


Рис. 1. Микроструктуры зоны соединения ВТ1-0 + АД1 (титан снизу), характерные для различных значений  $W_2$ : а –  $1,18 < W_2 < 1,5$  МДж/м (x 500); б –  $1,5 < W_2 < 2,21$  МДж/м (x 200); в, г –  $2,21 < W_2 < 2,69$  МДж/м (x 500); д –  $2,69 < W_2 < 2,92$  МДж/м<sup>2</sup> (x 200)

матрица с небольшим количеством интерметаллидных включений. Микротвердость такого сплава составила 1,7 ГПа, а относительная протяженность 39 %.

Таким образом, при небольших значениях  $W_2$  в гетерогенной структуре оплавленного металла выявляется алюминиевая матрица с небольшим количеством интерметаллидных включений. С увеличением кинетической энергии происходит возрастание как площади гетерогенных оплавок, так и количества интерметаллидов в них. В конце пластины при достижении максимальных значений кинетической энергии  $W_2$  наблюдается гетерогенный оплав с неизменной структурой с небольшим количеством интерметаллидов.

Анализ литературных данных о величине твердости алюминидов титана показал (табл. 1),

что гомогенные «темные» участки, обнаруженные на границе соединения ВТ1-0 + АД1 после сварки взрывом близки по своей твердости к интерметаллидам  $Ti_3Al$  и  $TiAl$ . Однако разброс значений микротвердости, указанных в литературе, достаточно велик и для  $Ti_3Al$  составляет, например, от 1,0 до 2,7 ГПа, а для  $TiAl$  – от 1,8 до 2,77 ГПа. Поэтому достоверное определение фазового состава только по данным металлографического и микродюрометрического анализов невозможно.

Для уточнения фазового состава на границе соединения и вблизи нее проводился послойный рентгенофазовый анализ. При съемке непосредственно в зоне соединения, на дифрактограмме (рис. 2, а) выявлены рефлексы от алюминидов  $Ti_3Al$ , а при съемке вблизи границы (50 мкм от границы) со стороны алюминия обна-

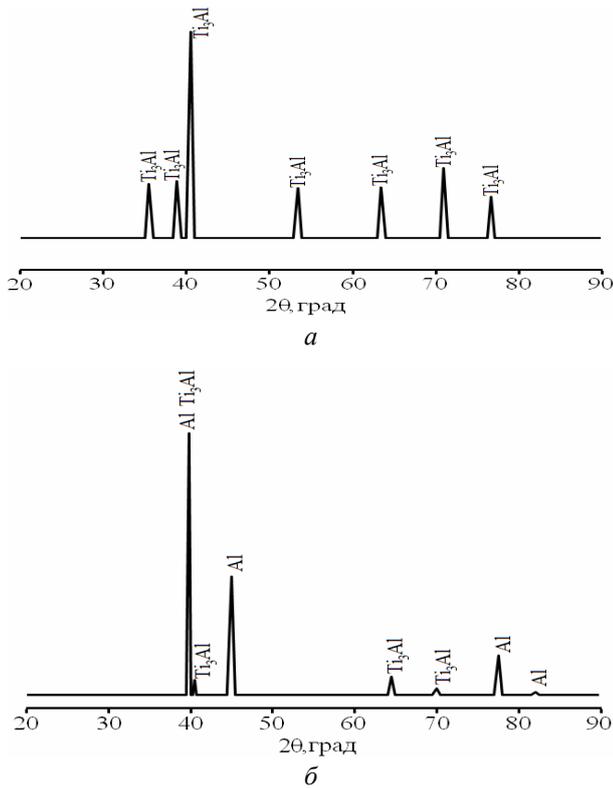


Рис. 2. Дифрактограммы, снятые на границе соединения (а) биметалла ВТ1-0+АД1 и на расстоянии 50 мкм (б) от нее со стороны алюминия

руживаются характеристические дифракционные рефлексы с высокой интенсивностью от алюминия и с гораздо меньшей интенсивностью от  $Ti_3Al$ . Полученные результаты резко отличаются от данных проведенного ранее рентгеноструктурного анализа интерметаллидного слоя на границе титан-алюминий, образовавшегося в процессе взаимодействия титана с расплавом алюминия [9], который достоверно идентифицировал наличие  $TiAl_3$  и  $Al$ . Различия в фазовом составе интерметаллидов, образовавшихся на границах соединений в динамических и статических условиях, можно объяснить тем, что во втором случае интерметаллид должен на-

ходиться в термодинамическом равновесии с окружающим его расплавом алюминия при температурах 675–750 °С, и по данным расчетов ряда авторов [10], это возможно только для  $TiAl_3$ . В случае возникновения интерметаллидных частиц из-за высокоэнергетического воздействия и коротких промежутков существования расплава термодинамическое равновесие в системе трудно достижимо.

Анализ характера распределения микротвердости по сечению основных слоев биметалла показал, что в титане ее общий уровень с увеличением кинетической энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию при сварке взрывом, повышается, а микротвердость алюминия практически не зависит от величины  $W_2$ , что связано с прохождением его рекристаллизации (табл. 2, рис. 3).

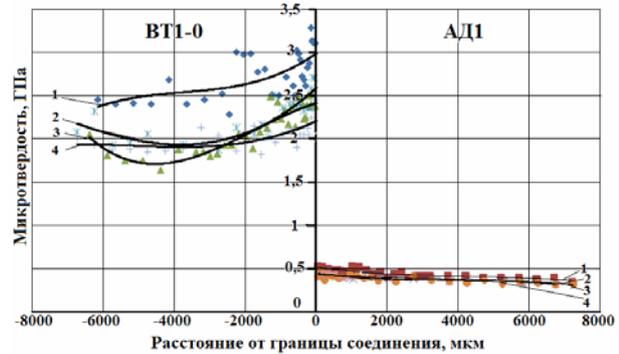


Рис. 3. Распределение микротвердости в поперечном сечении биметалла ВТ1-0 + АД1:  
1 –  $1,18 < W_2 < 1,5$  МДж/м<sup>2</sup>; 2 –  $1,18 < W_2 < 2,21$  МДж/м<sup>2</sup>; 3 –  $2,21 < W_2 < 2,69$  МДж/м<sup>2</sup>; 4 –  $2,69 < W_2 < 2,92$  МДж/м<sup>2</sup>

**Выводы**

1. При сварке взрывом биметалла титан-алюминий формирование структурно-механической неоднородности определяется энергией  $W_2$ , затраченной на пластическую деформацию поверхностных слоев металла. При  $1,18 < W_2 < 1,5$  МДж/м<sup>2</sup> на не имеющей четко выраженного волнового

Таблица 2

**Распределение микротвердости по сечению биметалла ВТ1-0+АД1**

Расстояние от границы соединения, мкм	Микротвердость ВТ1-0, ГПа				Микротвердость АД1, ГПа			
	$1,18 < W_2 < 1,5$ , МДж/м <sup>2</sup>	$1,5 < W_2 < 2,21$ , МДж/м <sup>2</sup>	$2,21 < W_2 < 2,69$ , МДж/м <sup>2</sup>	$2,69 < W_2 < 2,92$ , МДж/м <sup>2</sup>	$1,18 < W_2 < 1,5$ , МДж/м <sup>2</sup>	$1,5 < W_2 < 2,21$ , МДж/м <sup>2</sup>	$2,21 < W_2 < 2,69$ , МДж/м <sup>2</sup>	$2,69 < W_2 < 2,92$ , МДж/м <sup>2</sup>
30	2,45	2,70	2,38	3,10	0,45	0,41	0,40	0,53
1000	2,06	2,36	2,43	2,50	0,40	0,42	0,39	0,53
3000	2,13	1,93	1,80	2,45	0,38	0,37	0,38	0,42
5000	1,88	1,95	1,75	2,41	0,39	0,33	0,37	0,40
6000	1,93	2,32	1,81	2,45	0,32	0,34	0,36	0,35

профиля границе соединения ВТ1-0 + АД1 наблюдается локальное оплавление металла. Увеличение  $W_2$  приводит к нестабильному волнообразованию и росту толщины и относительной протяженности оплавленного металла переменного состава.

2. Выявлены две различные структуры оплавленного металла. Сплошная прослойка «темного цвета» и гетерогенный оплав, состоящий из алюминиевой матрицы и интерметаллидных частиц.

3. Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что включения оплавленного металла на границе соединения состоят из интерметаллида  $Ti_3Al$ .

4. Полученные данные могут быть использованы в практических целях как при назначении оптимальных режимов сварки взрывом титана с алюминием, так и при создании слоистых интерметаллидных композитов системы Ti-Al.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. Т. 1 / Под ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
2. Advanced Light Alloys and Composites. Series: NATO Science Partnership Sub-Series: 3. – 1998. – Vol. 59. – 532 p.
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. – Волгоград, 1974. – Вып. № 1. – С. 25–34.
4. Рябов, В. Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами / В. Р. Рябов. – Киев : Наукова думка, 1983. – 264 с.
5. Handbook of Aluminum: Volume 2: Alloy Production and Materials Manufacturing by George E. Totten.
6. Dubois, Jean-Marie. An introduction to complex metallic alloys and to the CMA network of excellence Basics of thermodynamics and phase transitions in complex intermetallics. – Singapore, World Scientific Publishing, 2008. – P. 1–31.
7. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов, И. М. Винницкий. – М.: Metallургия, 1976. – 560 с.
8. Гринберг, Б. А. Интерметаллиды Ni 3Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов. – Екатеринбург: УрО РАН, 2002. – 360 с.
9. Гуревич, Л. М. Структура и свойства слоистых титано-алюминиевых композитов, упрочненных частицами интерметаллидов / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев, В. В. Метелкин // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 5–11.
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. – 1992. – Vol. 23. – № 8. – P. 2081–2090.

УДК 621.791:621.771

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

### ТОНКАЯ СТРУКТУРА И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Изучено влияние сварки взрывом на формирование характеристик тонкой структуры биметалла системы Al-Ni. Установлено, что пластические деформации, протекающие в процессе сварки, приводят к изменению микромеханических свойств, характера распределения уширения рентгеновских линий, напряжений второго рода и размеров блоков мозаики вблизи границы раздела металлов.

*Ключевые слова:* система алюминий-никель, сварка взрывом, микромеханические свойства, рентгеноструктурный анализ, физическое уширение, микродеформация решетки, блоки мозаики.

The effect of the explosion welding on the formation of characteristics of fine structure in the bimetal of system Al-Ni is studied. Found that the plastic deformation occurring in the process of welding lead to change of the micromechanical properties, character of distribution of x-ray line broadening, the stress of the second kind and size of mosaic blocks near the interface of metals.

*Keywords:* aluminum-nickel system, explosion welding, micromechanical properties, X-ray analysis, the physical broadening, lattice microdeformation, mosaic blocks.

Получение биметаллических и многослойных соединений системы алюминий-никель с

помощью комплексной технологии, включающей сварку взрывом, прокатку на заданную толщину и, в случае создания слоистых интерметаллидных композитов, специальную термическую обработку, обуславливает необходимость изучения закономерностей формирова-

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

ния структурной, механической и физико-химической неоднородности на всех этапах комплексного технологического процесса [1–3].

В настоящее время отсутствуют данные о влиянии процесса сварки взрывом на формирование тонкой структуры в никель-алюминиевых соединениях, что и определило постановку настоящего исследования.

**Материалы и методика эксперимента**

Исследования проводили на биметалле алюминий АД1 + никель НП1 с толщинами слоев 5 и 2,5 мм соответственно. Сварку осуществляли по угловой схеме. Образцы вырезали из начальной части полученной заготовки, где доля кинетической энергии, затраченной на пластическую деформацию  $W_2$  составила 0,85 МДж/м<sup>2</sup>. Металлографические исследования осуществляли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур цифровой камерой DP-12 при увеличениях  $\times 50$ – $\times 1000$ . Микротвердость составляющих определяли на приборе ПМТ-3М по методу восстановленного отпечатка вдавливанием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине 136° (ГОСТ 9450–76) под нагрузкой 0,2–0,5 Н. Для определения изменений характеристик тонкой структуры на различном удалении от границы соединения АД1–НП1 проводили рентгеноструктурный анализ на дифрактометре ДРОН-3 в характеристическом излучении  $K_{\alpha}Cu$  с никелевым фильтром для исключения  $\beta$ -линий. При этом осуществляли последовательное удаление слоев алюминия и никеля путем химического травления в растворе едкого натра (NaOH) и концентрированной азотной кислоте (HNO<sub>3</sub>) соответственно. Глубину вытравленного слоя измеряли при обработке цифровых изображений образца ( $\times 50$ ) пакетом программ «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System GmbH. Методика эксперимента предусматривала рентгеновскую съемку профилей дифракционных линий (200) и (400). Для разделения общего уширения рентгеновских линий на физическое и геометрическое, а также для определения относительной деформации решетки ( $\Delta a/a$ ) и областей когерентного рассеяния (ОКР) использовали метод аппроксимации.

**Результаты и их обсуждение**

Металлографические исследования границы соединения АД1–НП1 не выявили включений оплавленного металла в зоне контакта (рис. 1).



Рис. 1. Микроструктура зоны соединения АД1–НП1 после сварки взрывом ( $\times 200$ )

Анализ характера распределения микротвердости в поперечном сечении показал, что ее значения по мере приближения к границе раздела слоев увеличиваются, причем данный эффект наиболее выражен в никелевом слое. Так, микротвердость никеля в околошовной зоне составила 1,75 ГПа, а на удалении 7 мм – 1,38 ГПа, что, соответственно, на 0,75 и 0,38 ГПа больше, чем у отожженного никеля НП1. Микротвердость алюминия в связи с низкой температурой его рекристаллизации на расстоянии 20 мкм от границы соединения составляла 0,48 ГПа, а на большем удалении 0,3–0,35 ГПа (рис. 2).

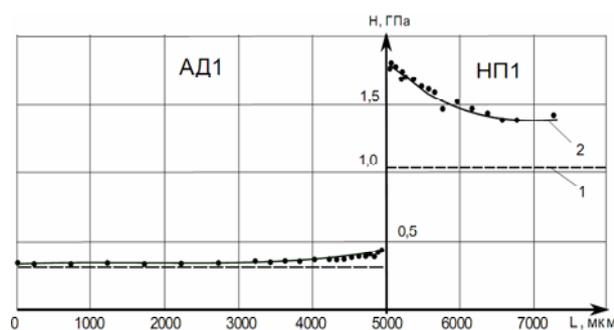


Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном сечении биметалла АД1+НП1: 1 – исходные отожженные металлы; 2 – после сварки взрывом

В результате пластической деформации при сварке взрывом происходит развитие текстуры деформации в металлах и изменяется соотношение интенсивности рентгеновских отражений как в никеле (рис. 3, а), так и в алюминии (рис. 3, б). Наиболее подвержен таким изменениям слой АД1, где имеются участки с аномально выраженной текстурой.

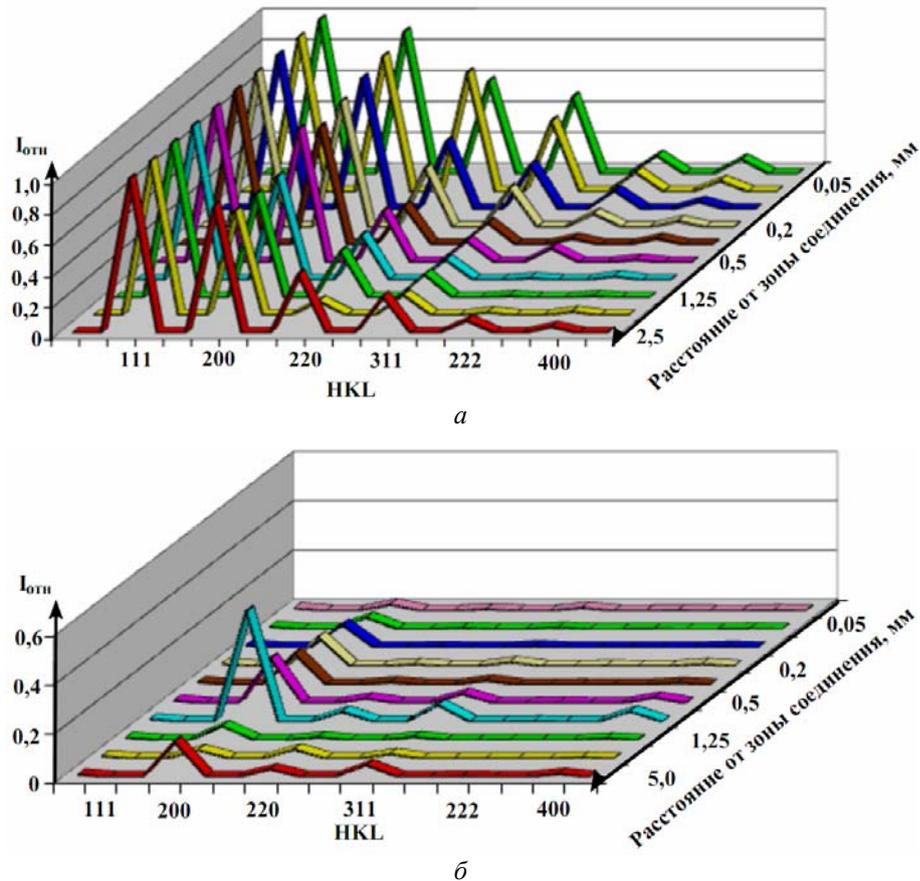


Рис. 3. Соотношение интенсивности  $I_{\text{НКЛ}}$  к  $I_{111}$  на различном удалении от зоны соединения:  
 а – никель НП1, б – алюминий АД1

Пластические деформации, протекающие при сварке взрывом, приводят и к сложному характеру распределения физического уширения рентгеновских линий  $\beta$ , которое является интегральной характеристикой структурных искажений кристаллической решетки. Тем не менее, распределение микротвердости в поперечном сечении никелевого слоя коррелирует с соответствующими величинами физического уширения для линий 200 и 400. Значение физического уширения в околошовной зоне со стороны НП1 для линии 200 составляет 3,0–3,5 мрад, а для линии 400 – от 4,0 до 4,5 мрад. С удалением от зоны соединения физическое уширение для линии 200 снижается до 1,5 мрад, для линии 400 – до 0,3 мрад. В алюминии корреляция наблюдается для линии 200, при этом значение физического уширения в ОШЗ составляет 2,5 мрад, а на поверхности – 1,2 мрад. Для линии 400 алюминия  $\beta$  вблизи границы соединения составляет 1,0 мрад, а затем повышается до 1,85 мрад (рис. 4).

Разделение физического уширения по методу аппроксимации [4] на части, связанные с ма-

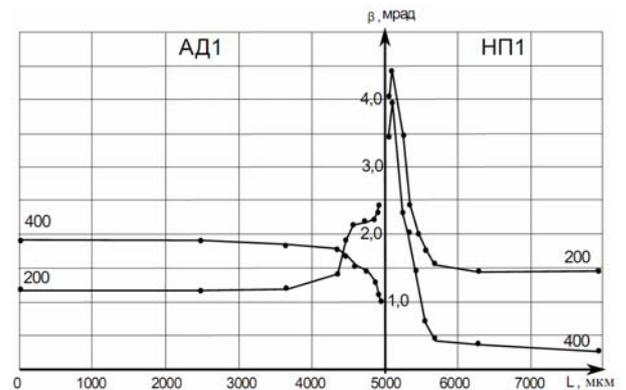


Рис. 4. Изменение физического уширения рентгеновских отражений (200) и (400) алюминия и никеля в поперечном сечении биметалла АД1–НП1 после сварки взрывом

лостью ОКР и микронапряжениями, позволило установить, что максимальный уровень деформации кристаллической решетки никеля наблюдается в околошовной зоне и равен  $6,0 \times 10^{-4}$ , а затем, с удалением от зоны соединения, снижается и составляет  $2,2 \times 10^{-4}$ . В алюминиевом слое эта тенденция сохраняется. Значение микродоформации в зоне соединения составляет  $4,0 \times 10^{-4}$ , а на удалении плавно уменьшается до  $2,0 \times 10^{-4}$  (рис. 5).

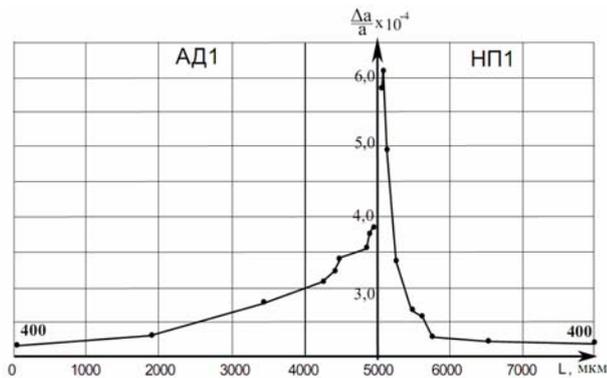


Рис. 5. Относительная деформация кристаллической решетки  $\Delta a/a$  в поперечном сечении биметалла АД1-НП1 после сварки взрывом

Исследования показали, что на уширение линий в околошовной зоне помимо микронапряжений оказывает влияние и измельчение блоков мозаики (рис. 6).

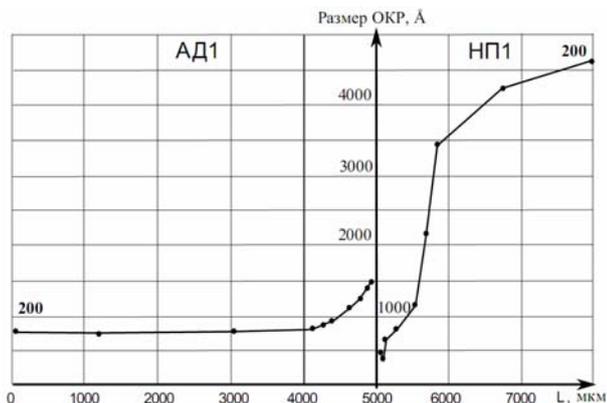


Рис. 6. Изменение размера ОКР в поперечном сечении биметалла АД1-НП1

Как и в случае микронапряжений, характерные изменения происходят на расстоянии до 1мм от границы раздела. В околошовной зоне со стороны никеля наблюдается дробление блоков мозаики до 500 Å, а при удалении от границы обнаружено укрупнение ОКР до 4500 Å. Размер ОКР в алюминии изменяется аномаль-

но: более крупные блоки наблюдаются у зоны соединения (около 1400 Å), затем идет измельчение до 800 Å.

Выводы

1. В сваренных взрывом никель-алюминиевых соединениях с приближением к границе раздела слоев увеличивается величина физического уширения линий (200) и (400), дробятся блоки мозаики, повышаются напряжения II-го рода. При этом уровень структурных искажений кристаллической решетки в никелевом слое значительно выше, что связано с более высоким температурным порогом ее рекристаллизации.
2. Корреляция распределения уширения рентгеновских линий и характера упрочнения наблюдается только в никелевом слое.

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. Трыков, Ю. П. Закономерности формирования структурно-механической неоднородности при сварке взрывом алюминия с никелем / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, А. Н. Зинченко // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 11–15. (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 3).
3. Шморгун, В. Г. Влияние термического и силового воздействия на кинетику роста диффузионной прослойки в никель-алюминиевом композите / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, А. И. Богданов, А. Е. Битюцких // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 15–20. (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 3).
4. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 2002. – 360 с.

УДК 621.73:621.771

*Ю. П. Трыков, д-р техн. наук, Л. М. Гуревич, канд. техн. наук,  
Д. Н. Гурулев, канд. техн. наук*

### ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ОБЖАТИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

В статье приведены результаты исследования закономерностей изменения продольной деформации слоистого композита АМг6-АД1-ВТ1-0 при холодной прокатке. Установлено, что продольная деформация в слоях композита неравномерна, причем наибольшая неравномерность наблюдается в среднем алюминиевом слое.

*Ключевые слова:* прокатка, сварка взрывом, композит, деформация.

The article presents the results of the research patterns of change of longitudinal deformation of layered composite AMg6-AD1-VT1-0 at the cold rolling. Established that the longitudinal deformation in the layers of the composite irregular, and the greatest irregularity observed in the average aluminum layer.

*Keywords:* rolling, explosion welding, composite, deformation.

При разработке технологических процессов обработки давлением слоистых композитов (СКМ) необходимо учитывать особенности их деформации, которая в большинстве случаев существенно отличается от деформации однородных металлов. Так, при прокатке СКМ наблюдается неравномерность распределения деформации между слоями вследствие различия механических свойств составляющих (в большей степени деформируется металл, обладающий меньшим сопротивлением деформации), неравенство длин дуг захвата, давлений и крутящих моментов на верхнем и нижнем валках.

В работе исследовалась кинетика деформации слоев композита алюминиевый сплав АМг6 – алюминий АД1 – титан ВТ1-0, полученного по комплексной технологии при холодной прокатке.

Образцы для исследования имели клиновидную форму, что позволило после прокатки реализовать плавное изменение величины обжатия по длине заготовки. По оси образца устанавливали алюминиевые репера на расстоянии 20 мм друг от друга для оценки распределения продольной деформации. Заготовку прокатывали на двухвалковом стане без натяжения и правки. Измерение деформаций по длине образца проводили на инструментальном микроскопе БМИ-2 с погрешностью не более 0,05 мм. Методика определения продольной деформации изложена в работе [1].

Обжатия свыше 22,5 % приводят к появлению трещин в сплаве АМг6 и расслоению об-

разца по границе соединения алюминия с титаном, причем разрушение происходит по приграничному слою АД1, а не по сварному соединению, о чем свидетельствует тонкая алюминиевая пленка на слое титана. Наибольший практический интерес представляет часть образца, не подвергшаяся разрушению, поэтому изучение закономерностей изменения продольной деформации в слоях титано-алюминиевого КМ проводили при обжатиях, меньших предельной степени деформации композита  $\varepsilon_{\Sigma}^{mp} = 22,5 \%$ .

Продольная деформация  $\lambda_{сл}$  в слоях титано-алюминиевого композита зависит от обжатия и расстояния от границы соединения, что наглядно прослеживается на объемных диаграммах (рис. 1–3). Для слоев алюминиевого сплава и титана (рис. 1 и 3)  $\lambda_{сл}$  увеличивается по мере удаления от центра кривизны. Разница в величине продольной деформации поверхностного и приграничного слоев сплава АМг6 и титана практически не зависит от степени обжатия композита и составляет 3,5–4,0 % (за исключением начальных участков, где проявляются краевые эффекты).

По толщине слоя алюминия АД1 характер изменения продольной деформации более сложный, что связано с влиянием соседних, более труднодеформируемых слоев (рис. 2). Воздействие ВТ1-0 на приграничный слой АД1 особенно проявляется в начальный момент деформации, соответствующий обжатию композита 4,0 %. При этом обжатии продольная деформация приграничного с титаном слоя алюминия составляет 7,0 %, по сравнению с более удаленными участками, где  $\lambda_{сл} = 10,5$  и 12,0 % на расстоянии 0,4 мм и на границе с АМг6 соответствен-

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

но. Наибольшая деформация в центральной части алюминиевой прослойки достигала 17,5 %, а затем уменьшалась до 15,0–15,5 % у границ с АМг6 и ВТ1-0.

При увеличении обжатия до 14 % продольная деформация слоев АМг6 и АД1 снижается на 40–50 % по сравнению с продольной деформацией при обжатии 5 %. Это связано как с действием краевых эффектов, облегчающих течение металла на начальном участке образца, так и с уширением алюминиевых слоев.

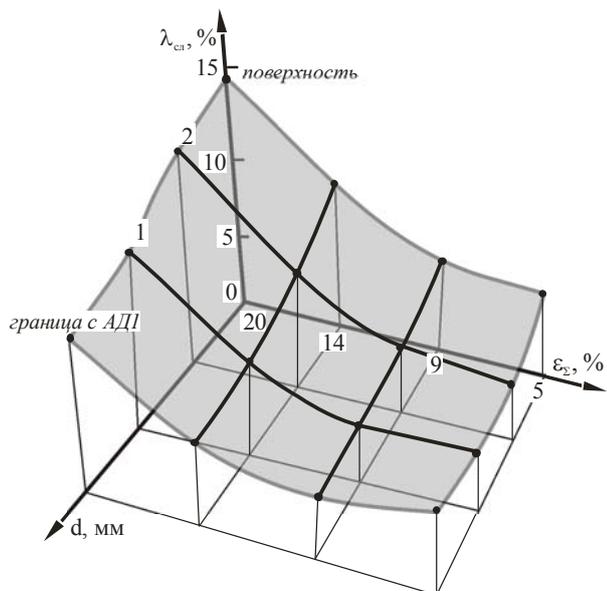


Рис. 1. Зависимость продольной деформации сплава АМг6 от обжатия КМ на различном удалении от поверхности: 1 – свободная поверхность; 2 и 3 – расстояние от поверхности соответственно 1 и 2 мм; 4 – граница с АД1

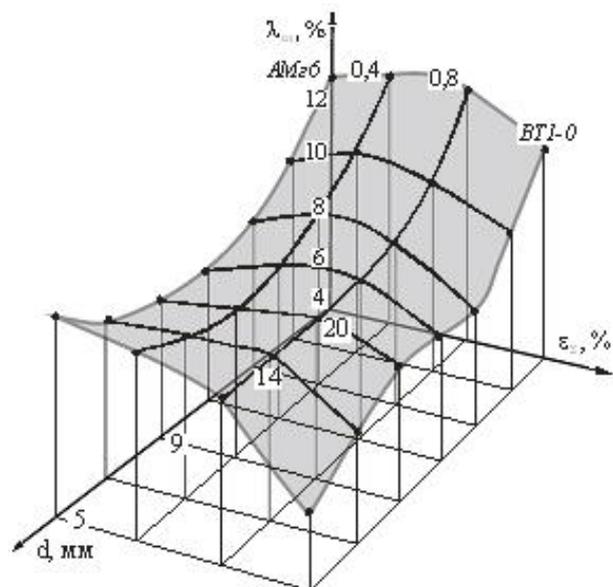


Рис. 2. Зависимость продольной деформации алюминия АД1 от обжатия КМ на различном удалении от границы соединения: 1 – граница с АМг6, 2 и 3 – расстояние от АМг6 0,4 и 0,8 мм соответственно, 4 – граница с ВТ1-0

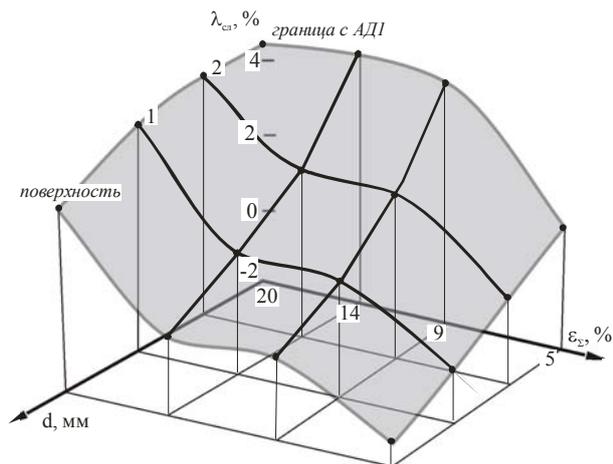


Рис. 3. Зависимость продольной деформации титана ВТ1-0 от обжатия КМ на различном удалении от поверхности: 1 – свободная поверхность; 2 и 3 – расстояние от поверхности 1 и 2 мм соответственно; 4 – граница с АД1

Высокая прочность на границе соединения алюминий-титан затрудняет продольное течение легкодеформирующихся алюминиевых слоев и приводит к реализации их поперечной деформации. Обжатия свыше 14,0 % вызывают рост сдвиговых напряжений по границе соединения, превышение ими пределов текучести и интенсивную пластическую деформацию тонкого приграничного слоя алюминия, деформация которого достигает 15,0 % (значительные сдвиговые процессы по границе титано-алюминиевого соединения приводят к срезу установленных легкодеформирующихся алюминиевых реперов). При этом сдерживающее влияние титана резко уменьшается и наблюдается увеличение продольной деформации слоев АМг6 до 16,0 % и АД1 до 17,5 %. При обжатии до 9,0 % продольная деформация слоев титана, находящихся на удалении от свободной поверхности до 1,5 мм, имеет отрицательное значение, что связано с изгибом образца после прокатки, приводящим к сжатию поверхностных слоев (рис. 3). С увеличением степени обжатия продольная деформация титана плавно возрастает, но даже при  $\epsilon_{св} > 22,5 \%$ , вызывающем разрушение образца, не превышает 6 % в околошовной зоне (ОШЗ) со стороны АМг6.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кобелев, А. Г. Технология слоистых металлов / И. Н. Потапов, Е. В. Кузнецов. – М.: Металлургия, 1991. – 278 с.
2. Трыков, Ю. П. Особенности деформирования сваренного взрывом титан-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев // Сварочное производство. – 1999. – № 1. – С. 11–15.
3. Губкин, С. И. Деформируемость металлов / С. И. Губкин. – М.: Металлургиздат, 1953. – 199 с.

4. Трыков, Ю. П. Деформирование сваренного взрывом титан-алюминиевого композита при прокатке при повышенных температурах / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев // Сварочное производство. – 1999. – № 6. – С. 14–18.

5. Структура и свойства титано-стального композита, полученного сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, С. А. Волобуев, А. Ф. Трудов // Сварочное производство. – 1999. – № 4. – С. 5–9.

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, С. А. Абраменко, канд. техн. наук*

### МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИК СИСТЕМЫ Cu-Al С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ПРОСЛОЙКОЙ, СФОРМИРОВАННОЙ В ТВЕРДОЖИДКОЙ ФАЗЕ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Определены механические свойства в диапазоне температур 20–800 °С трехслойного композита состава медь М1 + алюминий АД1 + медь М1 с объемным содержанием интерметаллидной прослойки 50 %.

*Ключевые слова:* механические свойства СИК, твердожидкая фаза, система медь-алюминий.

The mechanical properties in the temperature range 20–800 °C of three-layered composite copper M1 + aluminum AD1 + copper M1 with the volume content of intermetallic layer 50 % are determined.

*Keywords:* mechanical properties of the LIC, solid-liquid phase, system copper-aluminum.

Слоистые интерметаллидные композиты (СИК) обладают уникальным сочетанием теплофизических и механических свойств [1]. Как показано в работах [2, 3], последнее реализуется при формировании структуры СИК в виде чередующихся по толщине основных и интерметаллидных слоев.

Целью данной работы являлось исследование температурной зависимости механических свойств СИК системы медь М1 – алюминий АД1 с интерметаллидной прослойкой, сформированной в твердожидкой фазе (термообработка выше температуры образования эвтектики).

Трехслойные композиты (КМ) из отожженных медных и алюминиевых пластин толщиной 0,8–1,0 мм были получены сваркой взрывом по плоскопараллельной схеме. Сварка на оптимальном режиме (скорость соударения на межслойных границах  $V_c = 420–430$  м/с, скорость детонации взрывчатого вещества 2100–2200 м/с) обеспечила при разрывных испытаниях нормально границе соединения стабильное разрушение КМ при напряжениях 95–100 МПа и микротвердость у границы соединения в слоях меди 0,95–1,35 ГПа, алюминия – 0,3–0,38 ГПа.

Последующую холодную прокатку КМ проводили на стане "ДУО" (диаметр валков 130 мм) без натяжения и правки до толщины 1,65–1,70 мм с обжатием за один проход около 5 %.

Отжиг КМ осуществляли в вакуумной печи СВШЛ 0,6-2/16 при 570 °С с выдержкой от 0,5 до 7 часов. Выбранный режим отжига обеспечивал в 3-слойном СИК объемную долю интерметаллидов 50 %.

Металлографические исследования зоны соединения и замеры твердости интерметаллидной прослойки при нагрузке 1Н производили на приборе ПМТ-3М.

Механические испытания проводили на установке АЛА-ТОО (типа ИМАШ 20–75). Нагрев образцов осуществляли в вакууме  $10^{-4}$ – $10^{-5}$  мм рт. ст. радиационным методом с помощью молибденового нагревателя. Температура на их рабочей части контролировалась с помощью трех платинородиевых термопар. Для определения относительного удлинения ( $\delta$ ) на рабочую часть образцов наносили реперные линии с базой 8 мм. Их нагружение производили двумя подвижными захватами со скоростью 2 мм/мин.

Металлографические исследования показали, что нагрев КМ до 570 °С привел к частичному растворению медных слоев и 10–20-кратному повышению микротвердости по среднему сечению алюминиевого слоя (до 3–6 ГПа в зависимости от продолжительности отжига). В контакте с медным слоем располагается диффузионная прослойка, фазовый состав которой представляет собой: твердый раствор Cu в Al ( $\chi$ -фаза) и твердые растворы на основе интерметаллидных соединений  $AlCu_2$  ( $\gamma_2$ -фаза, 15,8–20,0 % Al) и  $Al_3Cu$  ( $\zeta$ -фаза, 24,6–25,3 % Al) [4]. Увеличение продолжительности отжига сопро-

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (08-08-00056 и 10-08-00437-а) и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

вождается повышением ее твердости со стороны меди с 6,8 до 10,0 ГПа, а со стороны алюминия с 7,5 до 11 ГПа. Особенностью центральной части алюминиевого слоя является характерное столбчатое строение с ориентированием в направлении отвода тепла. Анализ гистограммы, представленной на рис. 1, и микроструктур, представленных на рис. 2, показывает, что с увеличением времени выдержки объем и твердость столбчатых кристаллов увеличиваются.

Результаты механических испытаний показали (рис. 3), что прокатанные трехслойные КМ

при 20 °С обладают прочностью 175–180 МПа. При этом относительное удлинение трехслойного (7 %) КМ ниже, чем у исходных материалов (20 % – медь М1 и 40 % – алюминий АД1). При 500 °С прочность КМ понижается до 30 МПа, а пластичность повышается до 80 %.

СИК до температуры 250 °С имеют более низкую прочность по сравнению с КМ после холодной прокатки (90–100 МПа). В диапазоне температур 250–550 °С СИК, полученные в результате термообработки по режиму (570 °С, 3 ч) по сравнению с СИК, термообработанными по

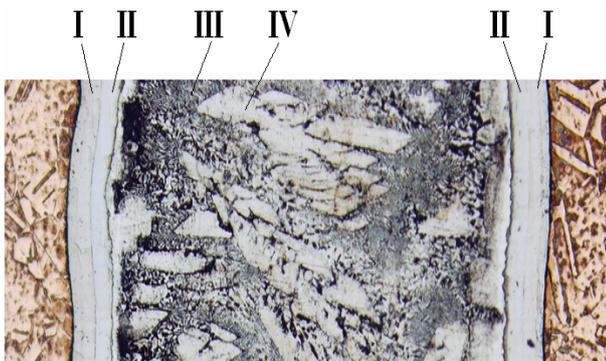


Рис. 1. Влияние длительности выдержки при 570 °С на микротвердость структурных составляющих, формирующихся в алюминиевом слое

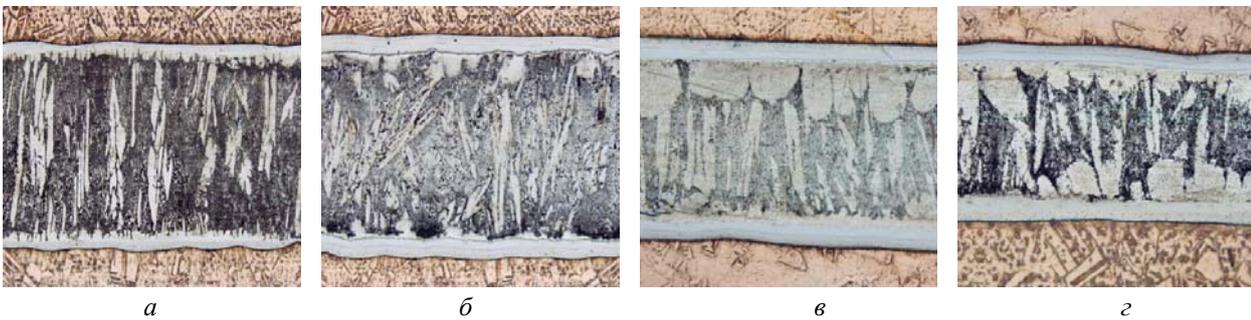
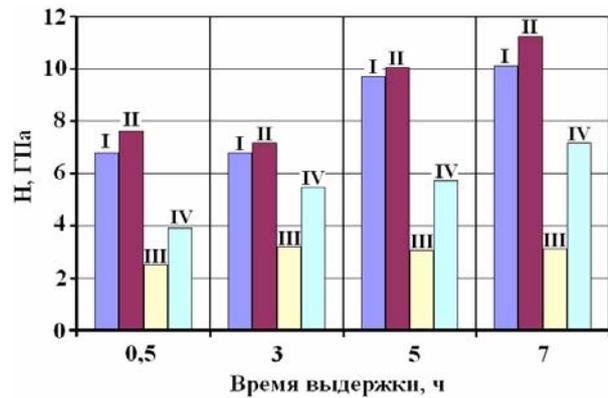


Рис. 2. Микроструктура зоны соединения СИК состава медь М1 + алюминий АД1 после термообработки 570 °С в течение: 0,5 (а), 3(б), 5 (в) и 7 (г) часов (×100)

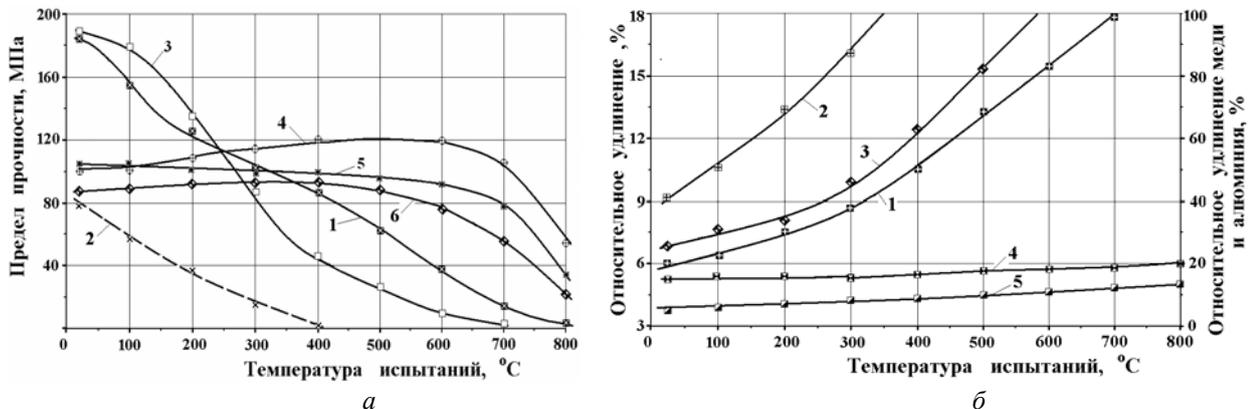


Рис. 3. Температурная зависимость предела прочности (а) и относительного удлинения (б) при растяжении: меди (1); алюминия (2); сваренного взрывом трехслойного КМ после холодной прокатки (3); СИК, сформированного при нагреве до 570 °С в течение 3 (4), 0,5 (5) и 5 (6) часов с  $V_{\text{итг}} = 50\%$

режиму (570 °С, 0,5 и 5 ч), показали более высокую прочность, которая монотонно увеличивалась от 110 до 120 МПа. Величина относительного удлинения при этом практически не изменялась и сохранялась на уровне 5–6 % (570 °С, 3 ч) и 4–5 % (570 °С, 0,5 ч). Дальнейшее повышение температуры испытаний привело к постепенному снижению прочности, которая при 800 °С составляла 55 (570 °С, 3 ч), 35 (570 °С, 0,5 ч) и 20 МПа (570 °С, 5 ч).

Исследование микрокартины деформации медно-алюминиевого СИК показало, что при сравнительно большом соотношении толщин твердого (интерметаллид) и мягкого (медь) слоев наблюдается многократное сквозное разрушение внутреннего твердого хрупкого слоя, не сопровождающееся общим снижением разрушающей нагрузки. При растяжении композита медь + интерметаллид + медь напряжения в слоях распределяются в зависимости от соотношения их упругих и пластических свойств. До достижения предела текучести в твердом слое отсутствует пластическая деформация. Напряжения в мягком слое, обладающем низким пределом упругости, зависят от величины полученной этим слоем пластической деформации, равной разности упругих деформаций твердого и мягкого слоев. Можно считать, что

напряжения в мягком слое не превышают его предела текучести. Рост напряжения в твердом слое до критического значения приводит к возникновению на границе раздела слоев очага разрушения – микротрещины (рис. 4, а), которая с большой скоростью пересекает твердый слой (рис. 4, б). Образование трещины приводит к перераспределению усилий между слоями, и трещина останавливается на границе раздела слоев (рис. 4, в). В месте выхода трещины наблюдается интенсивная сдвиговая пластическая деформация мягкого слоя и упрочнение узкой его зоны; конец трещины притупляется за счет пластической деформации мягкого слоя, и она разворачивается параллельно границе раздела (рис. 4, в, г). Усилие растяжения, несколько снизившееся при мгновенном прорастании трещины в твердом слое, вновь восстанавливается до исходной величины за счет упрочнения пластичной основы. Восстановившееся высокое напряжение в твердом слое вне зоны трещины создает условия для возникновения следующей трещины в твердом слое. Процесс появления и остановки трещин повторяется многократно до тех пор, пока не произойдет встреча трещин, распространяющихся вдоль границы раздела навстречу друг другу, и не наступит разрушение всего образца.

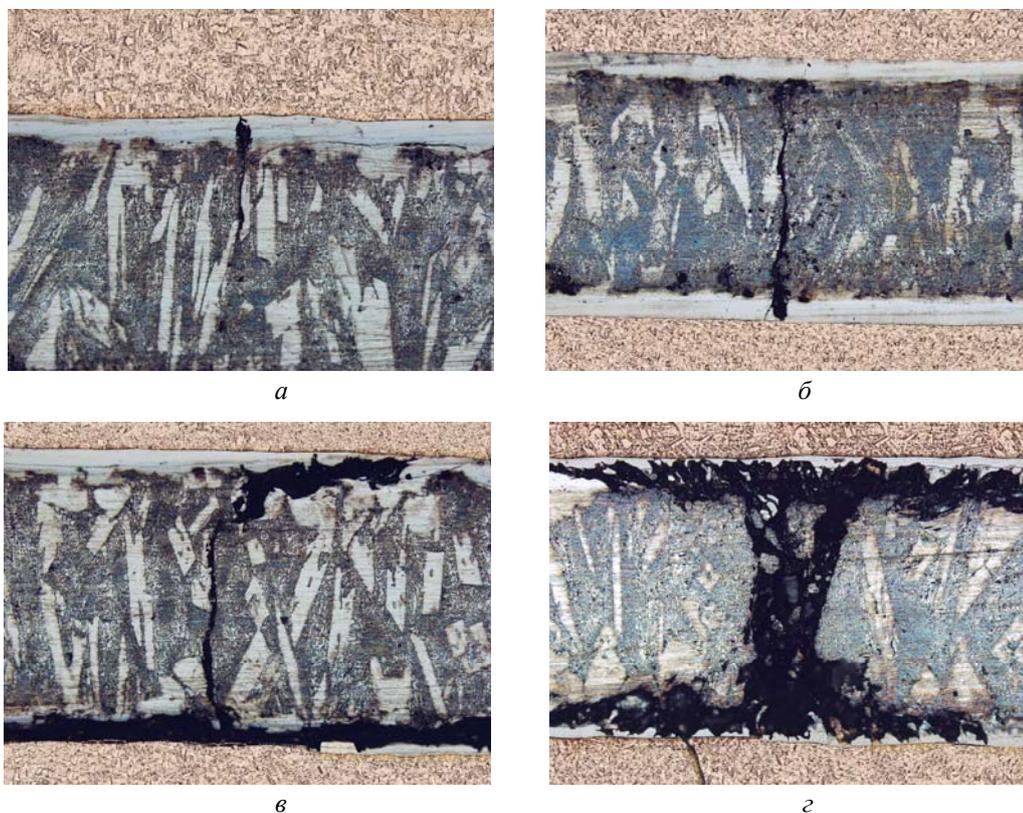


Рис. 4. Характер разрушения медно-алюминиевого СИК после растяжения

## Выводы

1. Слоистые интерметаллидные композиты, нагрев которых на заключительной стадии комплексного технологического процесса осуществляется до температур выше температуры образования эвтектики, при температуре испытания выше 250 °С имеют более высокую прочность по сравнению с КМ после их холодной прокатки.

2. Повышение температуры испытания медно-алюминиевых СИК вплоть до 550 °С не приводит к заметному росту их прочности значение которой колеблется от 90 до 120 МПа и определяется микромеханическими свойствами структурных составляющих, формирующихся в алюминиевом слое при термообработке. Дальнейшее повышение температуры испытаний приводит к постепенному понижению прочности СИК до 20–55 МПа. Пластичность СИК в исследованном температурном диапазоне (20–800 °С) практически не меняется и находится на уровне 4–6 %.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Создание слоистых интерметаллидных композитов многоцелевого назначения с повышенными жаропрочными свойствами // Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич / Наука – производству. – 2005. – № 1. – С. 25–29.
2. *Трыков, Ю. П.* Научные основы проектирования и изготовления нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов // Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // Конструкции из композиционных материалов. – 2006. – № 4. – С. 133–134.
3. *Шморгун, В. Г.* Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов // В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – № 3. – С. 3–9.
4. *Шморгун, В. Г.* Механические свойства СИК системы Cu-Al при повышенных температурах // В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, С. А. Абраменко, В. Н. Арисова / Известия ВолгГТУ. № 3(12)/ ВолгГТУ. – Волгоград, 2005. (Сер. Материаловедение и прочность элементов конструкций). – С. 12–16.

## ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

*Н. А. Адаменко\**, *д-р техн. наук*, *А. В. Казуров\**, *канд. техн. наук*,  
*К. Ю. Зерщиков\*\**, *канд. техн. наук*, *Э. В. Седов\**, *канд. техн. наук*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАПОЛНИТЕЛЯ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА\*\*\*

\*Волгоградский государственный технический университет

\*\* ООО НПО «Константа-2»

(e-mail: mv@vstu.ru)

В работе проведены термомеханические исследования композиций полиэфирэфиркетона (ПЭЭК) с 10–90 % фторопласта-4, а также с углеродными наполнителями: рубленым углеродным волокном (УВ) и порошковым графитом (ПГ). Установлено, что при введении в ПЭЭК от 10 до 30 % фторопласта-4 существенного изменения температуры размягчения и термических деформаций не происходит по сравнению с ненаполненным полимером. При увеличении степени наполнения фторопластом до 50–90 % значительно повышаются температуры размягчения с ростом термических деформаций. При введении в ПЭЭК 15 и 30 % углеродных наполнителей наблюдается снижение термических деформаций с незначительным изменением температур размягчения полимера.

*Ключевые слова:* полиэфирэфиркетон, фторопласт-4, углеродный наполнитель, композиции, термомеханический анализ.

Thermomechanical researches of compositions are carried out in work PEEK polymer from 10–90 % fluoroplasta-4, and also with carbon filled: carbon fibre and powder graphite. It is established that at introduction in PEEK from 10 to 30 % fluoroplastic essential change of temperature of a softening and thermal deformations does not occur in comparison with unfilled polymer. At increase in degree of filling fluoroplastic to 50–90 % temperatures of a softening with growth of thermal deformations considerably raise. At introduction in PEEK 15 and 30 % carbon filled are observed decrease in thermal deformations with minor alteration of temperatures of a softening of polymer.

*Keywords:* PEEK polymer, fluoroplastic, carbon filled, compositions, thermomechanical researches.

Ароматические стеклообразные полиэфирэфиркетоны (ПЭЭК) обладают высокими физико-механическими характеристиками, термостойкостью и рабочей температурой до 300 °С (температура плавления  $t_{пл} = 334$  °С). При выдержке на воздухе в течение 100 ч при 270 °С разрушающее напряжение при растяжении ПЭЭК практически не изменяется. В то же время модуль упругости при изгибе при температуре стеклования полимера 143 °С резко снижается, однако остается достаточно высоким по сравнению с другими термопластами [1]. ПЭЭК применяют в основном в качестве материалов конструкционного назначения, а также электроизоляционных покрытий. Для повышения физико-механических и антифрикционных свойств,

термостойкости и повышения способности к переработке ПЭЭК в него вводят различные наполнители [2]. Одними из перспективных наполнителей ПЭЭК являются фторопласт-4 (Ф-4) и углеродные наполнители, которые позволяют увеличить как термодформационные показатели, так и эксплуатационные свойства, такие как химическая стойкость и антифрикционность.

ПЭЭК является относительно новым полимером, поэтому сведений о влиянии различных наполнителей на его свойства недостаточно, что сдерживает интенсификацию производства изделий из него. Исходя из этого, целью работы являлось исследование термомеханических характеристик композиций ПЭЭК с 10–90 % об. Ф-4 и с рубленым углеродным волокном (УВ) и порошковым графитом (ПГ).

Распространенным методом исследования изменения механических и вязкоупругих свойств полимеров является термомеханический анализ

\*\*\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ и Администрации Волгоградской области (10-03-97016) и проекта 2.1.2/3082 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

(ТМА), позволяющий установить температуры перехода из одного физического состояния в другое (стеклования, кристаллизации), начала химического разложения, а также соответствующие этим температурам деформации образца, что дает важные сведения при выборе режимов переработки и эксплуатации данных материалов [2, 3]. Для проведения стандартного термомеханического анализа (ТМА) использовали прибор ТМИ-1, обеспечивающий измерение и регистрацию деформаций, возникающих при пенетрации индентора с нагрузкой 1 Н при повышении температуры со скоростью 5 °С/мин. Образцы для экспериментов имели высоту 3–4 мм, диаметр 5–6 мм, что обеспечивало однородный нагрев объема образца [4, 5]. Температуры перехода определяли по характерным перегибам термомеханической кривой. Точность измерения составляла 0,01 мм.

Образцы ПЭЭК и его композиции получали методами порошковой металлургии: исходные порошки или их смеси прессовали в пресс-форме давлением 200 МПа, а затем спекали на оптимальных режимах [1].

Полученные термомеханические кривые (рис. 1) имеют одинаковый вид. На них фиксируются характерные температуры размягчения, до которых как для чистого ПЭЭК, так и для его композиций с Ф-4 наблюдаются отрицательные деформации, связанные с расширением высококристаллического ПЭЭК, имеющего высокую жесткость, что затрудняет внедрение индентора. Выше температур размягчения наблюдается интенсивное развитие деформаций пенетрации, что связано с плавлением кристаллической фазы и переходом полимеров в вязкотекучее состояние, характеризующееся относительно свободным перемещением макромолекул или их сегментов друг относительно друга под действием силы. Установлено, что при введении в ПЭЭК 10 % Ф-4 наблюдается незначительное снижение температуры размягчения (вязкого течения) с 281 до 277 °С и уменьшение

термических деформаций в 2,3 раза (табл. 1) по сравнению с ненаполненным полимером (рис. 1, кривые 1 и 2). С увеличением содержания в композиции Ф-4 до 30 % (рис. 1, кривая 3) температура размягчения почти не изменяется, а в 1,6 раза (табл. 1) снижаются деформации. Наибольшее повышение температур размягчения (до 384 °С) происходит в композициях, содержащих до 50–90 % Ф-4 (рис. 1, кривые 4–6). При этом максимальное снижение деформаций (в 2,2 раза) наблюдается при содержании в композициях Ф-4 50 %, а минимальное (в 1,3 раза) при 90 % Ф-4. Таким образом, при малом содержании в композиции с ПЭЭК Ф-4 (до 10 %) происходит снижение как температур размягчения, так и термомеханических деформаций, что выгодно при переработке полимерной композиции в изделия вследствие меньших энергетических затрат, идущих на нагрев полимера и снижение усадочных процессов. При большом содержании Ф-4 (50–90 %) наблюдается рост температур размягчения композиций, что повышает их эксплуатационную теплостойкость и снижает усадочные процессы при переработке их в изделия.

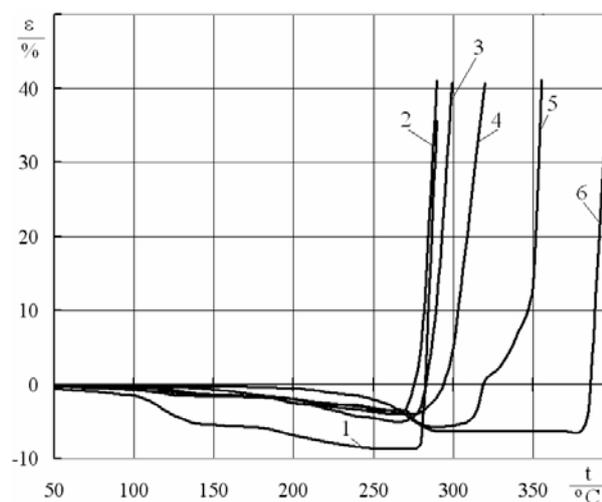


Рис. 1. Термомеханические кривые ПЭЭК (1) и композиций ПЭЭК+Ф-4: 2 – 10 % Ф-4; 3 – 30 % Ф-4; 4 – 50 % Ф-4; 5 – 70 % Ф-4; 6 – 90 % Ф-4

Характерные температуры и деформации ТМА композиций ПЭЭК + Ф-4

Таблица 1

Объемная доля Ф-4, %	Плотность ρ, Мг/м <sup>3</sup>	Деформация образца (%) при заданной температуре					t <sub>разм</sub> , °С
		200 °С	250 °С	300 °С	350 °С		
0	1,22	-6,9	-8,6	-	-	281	
10	1,33	2,0	-3,7	-	-	277	
30	1,51	-2,5	-4,5	-	-	282	
50	1,56	-2,5	-3,7	4,9	-	295	
70	1,83	2,0	-3,5	-5,2	13,5	363	
90	2,04	-0,5	2,0	-6,3	-6,3	384	

Исследование ПЭЭК с углеродными наполнителями показали, что наполнение графитом практически не изменяет температуру размягчения ПЭЭК, а введение 15 и 30 % УВ даже несколько ее снижает: с 280 до 262 °С и 271 °С соответственно. Это, вероятно, связано как с существенным повышением пористости полимерной композиции, так и с плохим адгезионным взаимодействием полимера с наполнителем. Однако при введении в ПЭЭК 15 и 30 % УВ и графита до перехода полимера в вязкотекучее состояние происходит снижение термических деформаций в 4–8 раз, то есть ПЭЭК становится более термостабильным (рис. 2, табл. 2).

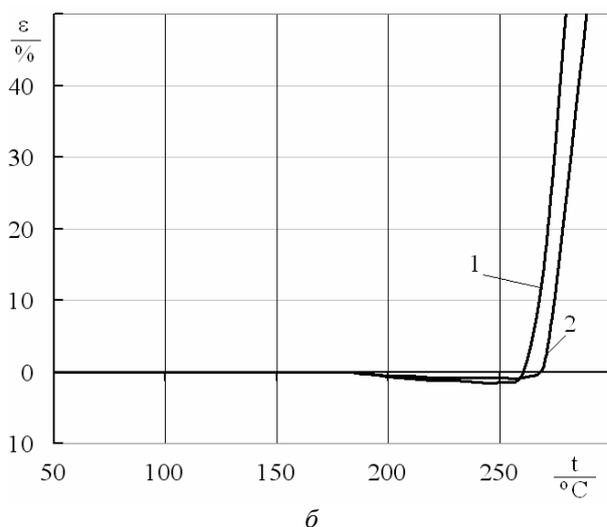
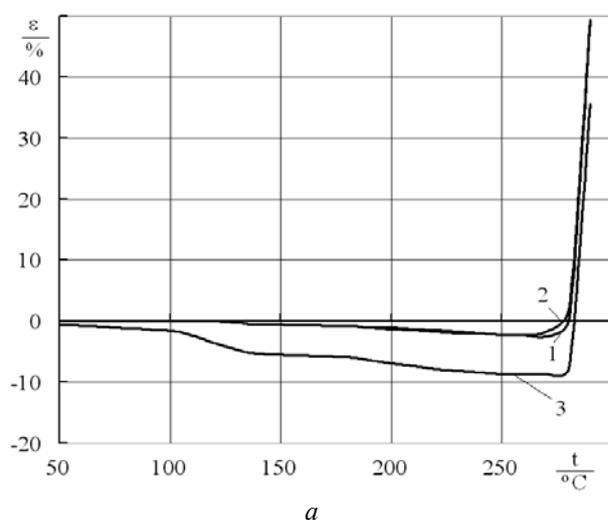


Рис. 2. Термомеханические кривые композиций ПЭЭК с графитом (а) и углеродным волокном (б): 1 – 15 % наполнителя; 2 – 30 % наполнителя; 3 – ПЭЭК

Таблица 2

Характерные температуры и деформации ТМА композиций ПЭЭК + углеродный наполнитель

Наполнитель	Объемная доля, %	Плотность $\rho$ , Мг/м <sup>3</sup>	Деформация образца (%) при заданной температуре		
			200 °С	250 °С	$t_{\text{разм}}$ , °С
УВ	15	0,81	-0,7	-1,5	262
	30	0,99	-0,5	-0,8	271
ПГ	15	1,32	-1,0	-2,2	280
	30	1,35	-1,2	-2,2	279

Таким образом, введение в ПЭЭК углеродных наполнителей способствует получению материала с меньшим уровнем внутренних напряжений, возникающих при их получении и эксплуатации, вследствие уменьшения релаксационных и усадочных процессов.

#### Выводы

1. Установлено, что введение малого количества Ф-4 в ПЭЭК не способствует росту теплостойкости композиции, о чем свидетельствует незначительное снижение температуры размягчения и уменьшение термических деформаций.

2. При большом содержании Ф-4 (50–90 %) наблюдается рост температур размягчения композиций, что повышает их эксплуатационную теплостойкость и снижает усадочные процессы при переработке их в изделия.

3. Введение в ПЭЭК углеродных наполнителей способствует получению материала с меньшим уровнем внутренних напряжений, возникающих при их получении и эксплуатации, вследствие уменьшения релаксационных и усадочных процессов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. [www.victrex.com/ru/victrex-library](http://www.victrex.com/ru/victrex-library).
2. Тагер, А. А. Физико-химия полимеров / А. А. Тагер. – Изд. 4-е, перераб. и доп. – М.: Научный мир, 2007. – 576 с.
3. Кулезнев, В. Н. Химия и физика полимеров / В. Н. Кулезнев, В. А. Шершнев. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: КолосС, 2007. – 367 с.
4. Тейтельбаум, Б. Я. Термомеханический анализ полимеров / Б. Я. Тейтельбаум. – М.: Химия, 1979. – 234 с.
5. Крыжановский, В. К. Применение термомеханического анализа для оценки технологических свойств полимерных материалов / В. К. Крыжановский, В. В. Бурлов, А. Д. Панيماتченко // Пластические массы. – 2002. – № 3. – С. 18–21.

УДК 678-19:621.777.044.2

*Н. А. Адаменко, д-р техн. наук, Г. В. Агафонова, канд. техн. наук,**А. В. Фетисов, канд. техн. наук, А. А. Неберикутин, студент, В. Н. Ярославкин, студент***СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ\*****Волгоградский государственный технический университет**

(e-mail: mv@vstu.ru)

В работе представлены исследования влияния технологических параметров взрывного прессования и последующего спекания на формирование структуры и свойств материалов из порошков высокотермостойкого стеклообразного аропласта А-1 и его композиций, содержащих 20–75 % (об.) пластичного фторопласта-4. Показано, что свойства прессовок зависят от состава композиций и давления взрывного прессования, определяемого схемой ударного нагружения

*Ключевые слова:* взрывное прессование, аропласт, фторопласт-4, полимерный композит, структура и свойства.

In work research of influence of technological parameters of explosive pressing and the subsequent sintering on formation of structure and properties of materials from powders of high-heatresistance aroplastic A-1 and its compositions containing 20–75 % ftoroplasta-4 are presented. It is shown that properties of pressings depends on structure of compositions and pressure of the explosive pressing defined by the scheme of shock loading.

*Keywords:* explosive pressing, aroplastic, ftoroplast-4, polymeric composite, structure and properties.

Возрастающие потребности применения в технике высокотермостойких полимеров с низкой деформируемостью, затрудняющей их переработку, требуют разработки новых методов обработки, применение которых расширит области использования этих ценных полимеров и композиционных материалов на их основе. Одним из новых способов создания композитов, особенно на основе трудноперерабатываемых полимеров является взрывное прессование (ВП), при котором реализация одновременно высоких давлений, скоростей нагружения и температур оказывает существенное влияние на структуру и механические характеристики получаемых материалов [1–3]. Однако только создание оптимальных условий ВП обеспечивает получение высококачественных материалов.

Ранее установлено [4], что качество и свойства полимерных и металлополимерных прессовок в значительной степени определяются параметрами ВП, в том числе типом взрывчатого вещества (ВВ) и высотой его заряда. Поэтому целью настоящего исследования являлось изучение влияния технологических параметров ВП на формирование структуры и свойств материалов из порошков высокотермостойкого стеклообразного аропласта А-1 и его композиций, содержащих 20–75 % (об.) пластичного фторопласта-4 (Ф-4). Влияние параметров взрывного нагружения на структуру и свойства мате-

риалов оценивали по плотности, определяемой методом гидростатического взвешивания по ГОСТу 25281–82, прочности при изгибе по ГОСТу 4648–72, ударной вязкости по ГОСТу 4647–80 и микротвердости, измеряемой на приборе ПМТ-3 под нагрузкой 0,2Н.

Взрывная обработка порошковой смеси осуществлялась по плоской схеме нагружения скользящей детонационной волной и в цилиндрической ампуле [4]. Изменение условий ВП при скользящем нагружении достигалось использованием взрывчатых веществ со скоростью детонации от 1900 до 3800 м/с, обеспечивающих давление ударно-волновой обработки (УВО) от 0,9 до 4,6 ГПа. Спекание материалов проводили при температуре 380 °С в свободном состоянии.

В процессе ударного обжатия в ампуле изменение давления обеспечивалось варьированием высоты заряда ВВ от 25 до 50 мм и исходной плотности порошка. Для уменьшения влияния пористости на разогрев материала в процессе ударного сжатия проводили предварительную подпрессовку порошков давлением 0,5–1,0 МПа. Как известно [1, 4, 5], усиление давления в центре ампулы, вызванное сходимостью ударных волн, в цилиндрической геометрии приводит к неоднородности деформации полимерного порошка по радиусу ампулы.

Проведенными исследованиями установлено, что с увеличением содержания в композициях пластичного Ф-4 получение качественных прессовок при обработке скользящей УВ обеспечивается более низкими давлениями. Образ-

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ и Администрации Волгоградской области (10-03-97016) и проекта 2.1.2/3082 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

цы А-1 после ВП давлением 4,6 ГПа имеют небольшие следы хрупкого разрушения (рис. 1), которые отсутствуют при прессовании на других параметрах. Это обусловлено тем, что сжатый хрупкий материал уже достиг предельного уплотнения при более низком давлении ВП 2,8 ГПа и повышение скорости нагружения, аналогично снижению температуры, усиливает эффект разрушения ударной волной, что приводит к появлению трещин в прессовке. У композиций с 20 до 75 % Ф-4, имеющего очень низкую температуру стеклования ( $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), то есть лучшую деформируемость после ВП давлением 4,6 ГПа, следы хрупкого разрушения наблюдались только у прессовок с большим содержанием А-1 – 70–80 %, а при более 50 % Ф-4 они имели незначительное расслоение при давлении ВП более 2,8 ГПа, что обусловлено большим содержанием пластичного фторопласта-4.

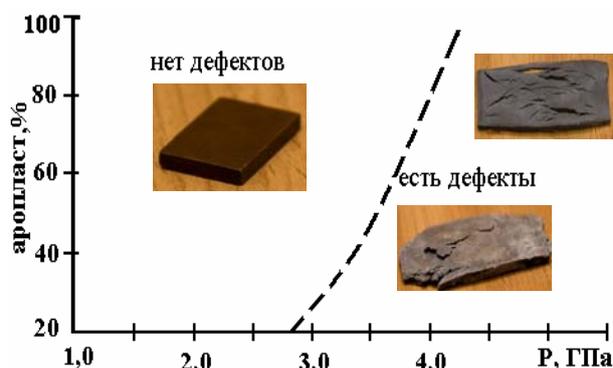


Рис. 1. Зависимость качества прессовок от состава композиций аропласт + фторопласт – 4 и давления ВП

Таким образом, с увеличением содержания в композиции аропласта (более жесткого и хрупкого полимера) возрастает давление ударно-волновой обработки (УВО) (от 0,9 до 2,8 ГПа), при котором получают качественные прессовки. При этом для наиболее термостойкого аропласта необходимо максимальное давление (2,8 ГПа), что подтверждает теоретическое обоснование термокинетического характера разру-

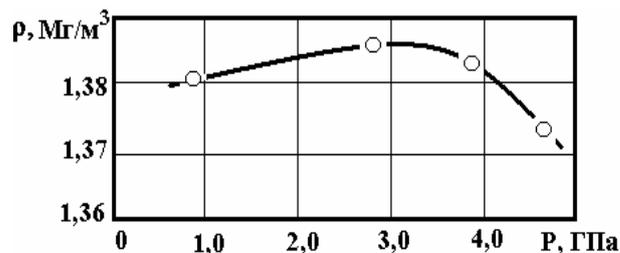


Рис. 2. Зависимость плотности прессовок аропласта А-1 от давления ВП

шения полимеров при УВО [4]. Превышение предельных давлений при ВП образцов из аропласта и композиций с его большим содержанием (более 60 % А-1) вызывает хрупкое разрушение прессовок аналогичного характера, как из керамических порошков [6].

Исследование плотности и твердости образцов аропласта и его композиций показало (рис. 2, табл. 1), что изменение давления ВП от 0,9 до 3,9 ГПа незначительно влияет на плотность материала, она близка к монолитному материалу и снижается также, как и твердость только у прессовок А-1 после ВП  $P=4,6$  ГПа, что может быть вызвано структурными изменениями полимера. На микроструктурах прессовок композиции с 50 % Ф-4, полученных при давлении 4,6 ГПа наблюдается ориентация структуры вдоль ударного фронта (УФ) непосредственно после прессования, которая сохраняется при последующем спекании (рис. 3). Из анализа полученных результатов следует, что изменение свойств композиций аропласта незначительно зависит от давления ВП и получение образцов с высокими физико-механическими свойствами обеспечивается взрывным прессованием давлениями от 0,9 до 2,8 ГПа. Однако увеличение в композиции Ф-4 до 75 % приводит к снижению характеристик прочности с 26,5 до 24,5 МПа и ударной вязкости с 59 до 50 Дж/моль с повышением давления ВП до 2,8 ГПа, что требует снижения давления ВП с увеличением содержания в композициях Ф-4.

Таблица 1

Свойства аропласта А-1 и его композиций с фторопластом-4

Р, ГПа	Состав композиций					
	А-1		50 % А-1 + 50 % Ф-4		25 % А-1 + 75 % Ф-4	
	Плотность, Мг/м <sup>3</sup>	Твердость, МПа	Плотность, Мг/м <sup>3</sup>	Твердость, МПа	Плотность, Мг/м <sup>3</sup>	Твердость, МПа
0,9	1,37 – 1,39	180	1,72 – 1,76	70	1,95 – 1,99	40
2,8	1,37 – 1,40	180	1,70 – 1,75	60 – 70	1,97 – 1,99	40
4,6	1,36 – 1,38	160	1,75	70	1,97 – 1,99	40

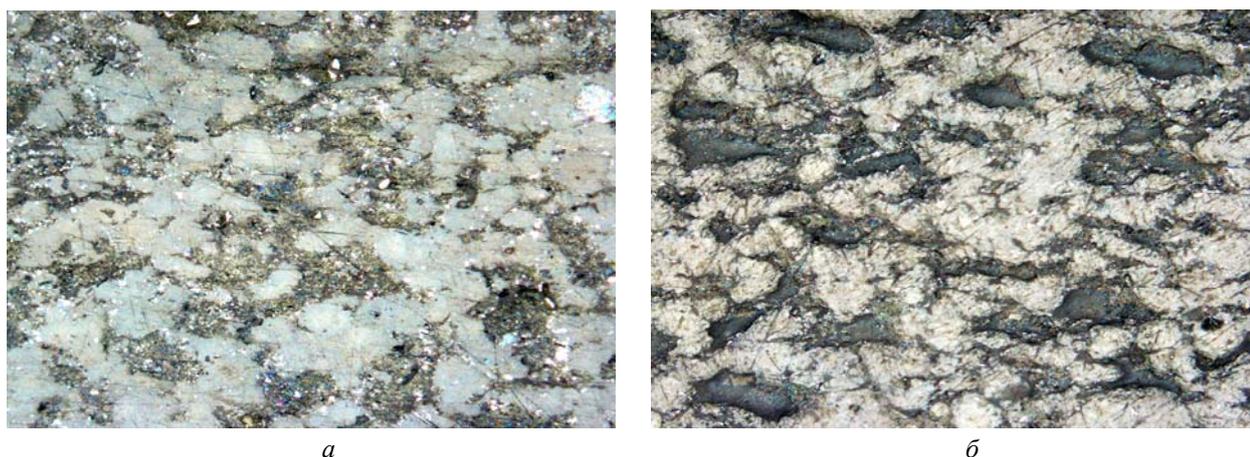


Рис. 3. Микроструктуры композиции А-1 с 50 % Ф-4 после ВП давлением 4,6 ГПа (а) и последующего спекания (б) (x200)

Таблица 2

**Физико-механические свойства композиций аропласта А-1 с фторопластом-4 после спекания**

Свойства	Р, ГПа	Состав композиций		
		80 % А-1 + 20% Ф-4	50 % А-1 + 50% Ф-4	25 % А-1 + 75% Ф-4
Плотность, Мг/м <sup>3</sup>	0,9	1,55	1,74–1,76	1,95–1,99
	2,8	1,56	1,70–1,75	1,97–1,99
Твердость, МПа	0,9	90–110	90–96	40–50
	2,8	95–120	90–95	45–50
Прочность при изгибе, МПа	0,9	19	21	26,5
	2,8	20	25	24,5
Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup>	0,9	5,5	10,0	59,0
	2,8	4,5	12,0	50,0

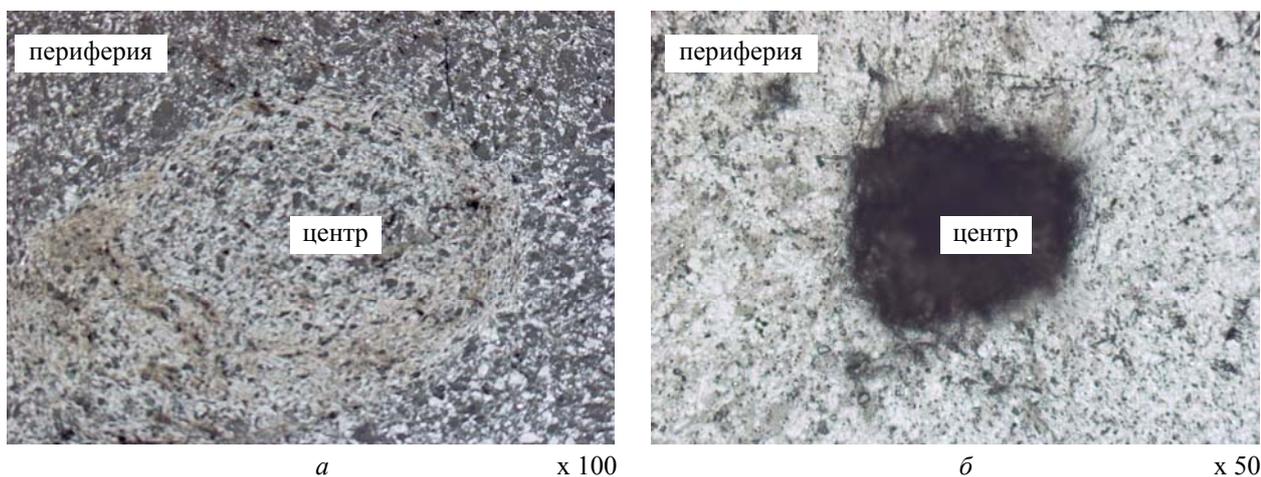


Рис. 4. Микроструктуры композиции А-1 с 70 % Ф-4 при исходной пористости 40 % (а) и 80 % (б)

Исследования показали, что при ВП в ампуле композиций А-1 с 50–75 % Ф-4 однородная по сечению прессовки структура реализуется при низкой исходной пористости смеси 5–25 %, которая препятствует развитию интенсивных деформаций при взрывном прессова-

нии. При этом давление практически постоянно по сечению ампулы и составляет от 0,2 до 0,6 ГПа. При повышении пористости большая часть кинетической энергии переходит в тепло, создаются благоприятные условия для взаимодействия частиц, их плавления по границам, по-

сколькx температуры в центре ампулы могут достигать 600–800 К [4]. Неоднородное формирование структуры по радиусу ампулы с образованием центральной зоны радиусом 2–4 мм более темного цвета, как после спекания (рис. 4, а), наблюдается только при скачкообразном росте давления (более 1,0 ГПа). При большой пористости образуются осевые каналы диаметром 2–5 мм в виде пустот, обусловленные кумулятивным эффектом. Такие дефекты образуются при давлениях свыше 1,5–2,0 ГПа в центральной зоне прессовок (рис. 4, б) при этом снижается плотность образцов.

В результате исследований установлено, что при прессовании порошков А-1 и его композиций с Ф-4 по плоской схеме нагружения скользящей детонационной волной и в цилиндрической ампуле в зависимости от характера нагружения возможны как процессы недоуплотнения, вызванные хрупким разрушением или расслоением прессовок, так и получение качественных прессовок высокой плотности. Существуют пороговые условия ударно-волнового нагружения для каждой схемы ударного прессования процесса. Изменяя скорость и давление ударного нагружения, можно получить материал с различной плотностью, при этом получение качественных высокоплотных прессовок возможно взрывным прессованием только на оптимальных для каждой композиции параметрах.

#### Выводы

1. Получение качественных высокоплотных прессовок из порошков термостойкого аропласта и его композиций с Ф-4 зависит от состава композиций и давления, определяемого конфигурацией ударного фронта. Взрывное прессование скользящей ударной волной с высоким давлением приводит к существенному повышению скорости деформирования порошков, способствует образованию дефектов в виде расслоений, трещин и вызывает снижение плотности прессовок.

2. Установлена целесообразность получения плоских заготовок из аропласта и его композиций, содержащих до 70–75 % Ф-4, скользящей ударно-волновым (УВ) давлением до 2,8 ГПа,

превышение которого приводит к снижению прочности при изгибе и ударной вязкости композиций.

3. Установлено, что превышение пороговых условий ВП приводит к расслоению прессовок, а у композиций с более 75 % содержанием жесткого стеклообразного А-1 к их хрупкому разрушению и при повышении давления до 4,6 ГПа к снижению твердости аропласта, что обусловлено его структурными изменениями.

4. Выявлено, что обработка в цилиндрической ампуле порошков полимерных композиций аропласта с фторопластом-4 повышенной пористости способствует интенсивной деформации и разогреву вещества в центральной части, что приводит к структурно-механической неоднородности материала по радиусу, а при ВП жесткоцепного аропласта к появлению трещин, обусловленных высокой хрупкостью полимера.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Адаменко, Н. А. Структурные изменения фторопласта при взрывном прессовании в цилиндрических ампулах / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, В. Д. Рогозин, А. Ф. Фетисов // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – № 5. – С. 94–98.
2. Адаменко, Н. А. Влияние взрывной обработки на свойства ароматических термопластов / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, Э. В. Седов // Пластические массы. – 2000. – № 5. – С. 37–39.
3. 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.
4. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
5. Адаменко, Н. А. Структурные изменения в композиции фторопласта с аропластом при взрывном прессовании в ампуле / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, С. М. Рыжова // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 10 (48) / ВолгГТУ; Волгоград, 2008. (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении). – С. 35–39.
6. Горельский, В. А. Расчет ударно-волнового компактирования керамического порошка в цилиндрической ампуле / В. А. Горельский, С. А. Зелепугин // Механика твердого тела. – 1998. – № 6. – С. 82–89.

УДК 678.743:539.2

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКЕ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ\*

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

Исследования посвящены изучению наноструктурирования в полимерных композитах при ударно-волновой обработке порошковых металлополимерных смесей. Наноструктурирование происходит в результате одновременного протекания процессов струйного течения, интенсивной локализованной пластической деформации, дробления исходных структурных составляющих с их активацией и турбулентным перемешиванием, сопровождающимся деструктивно-рекомбинационными реакциями в полимере и адгезионным взаимодействием компонентов.

*Ключевые слова:* полимерные композиты, фторопласт-4, металлический наполнитель, ударно-волновая обработка, наноструктурирование.

Researches are devoted study nanostructuring by shock-wave treatment powder metal-polymer mixes. Nanostructuring occurs as a result of simultaneous course of processes of a jet current, the intensive localised plastic deformation, crushing of initial structural components to their activation and the turbulent hashing, accompanied destructively-recombination reactions in polymer and adhesive interaction of components.

*Keywords:* polymeric composites, fluoroplastic, metallic filled, shock-wave treatment, nanostructuring.

Создание нанокомпозиционных материалов, сочетающих противоположные свойства образующих его компонентов на более высоком уровне – одно из быстроразвивающихся направлений современного материаловедения. Перспективным способом получения полимерных нанокомпозитов является ударно-волновая обработка (УВО) порошковых смесей. При ударно-волновом воздействии происходит интенсивная пластическая деформация порошков, являющаяся одним из способов получения компактных наноматериалов, в основе которого лежит формирование сильно фрагментированной структуры [1].

Целью работы являлось получение наноструктурных полимерных композитов на основе фторопласта-4 (Ф-4) с металлическим наполнителем. УВО осуществляли по коаксиальной схеме ударно-волновой обработки, так как по комплексу воздействия на материал такой вид нагружения за счет резкого повышения ударного давления и температуры в центральной части прессовки позволяет создавать особые условия формирования структуры в композитах.

Условия УВО варьировали путем изменения типа, высоты заряда и скорости детонации взрывчатого вещества (ВВ), пористости и состава композитной смеси, что определяло па-

раметры УВО: давление ударной волны ( $P$ ), энергию ( $E_{\phi}$ ), время действия импульса ( $\tau$ ) и конфигурацию ударного фронта [2, 3]. Микро- и наноструктуры исследовали на оптическом микроскопе «Olympus» BX-61 и сканирующем зондовом микроскопе Solver PRO. Твердость исследовали на микротвердомере ПМТ-3М.

Наличие исходных пор в обрабатываемых полимерных смесях создает свободное пространство, в котором полимерные частицы перемещаются в процессе высокоскоростного уплотнения, что интенсифицирует нагрев и деформацию за счет повышения температуры и микропластического течения в поре. Чем больше свободное пространство и выше скорости соударения и трения частиц друг о друга, тем большие изменения претерпевают их поверхности и тем большая вероятность их активации в ударной волне. Перемещение структурных элементов при взрывной обработке облегчается химическим течением с рекомбинацией макрорадикалов и химическим преобразованием, в том числе и взаимодействием с наполнителем. При достаточно высокой температуре возможны деструктивно-рекомбинационные реакции в полимере, значительные локальные перегревы, приводящие к ионизации металла [2], которые идут в тем большей мере, чем выше амплитуда давления.

Исследование композиционных прессовок с содержанием никеля от 10 до 90 % показало неоднозначность влияния параметров УВО на

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ и Администрации Волгоградской области (10-03-97016) и проекта 2.1.2/3082 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».

формирование их структуры. Установлено, что с ростом ударного давления ( $P$  от 0,6 до 1,0 ГПа) усиливаются процессы структурной модификации композита: рост площади контакта диспер-



Рис. 1. Микроструктура композита 30 % Φ-4 + 70 % Ni (x200):  
I – центральная зона; II – основная зона

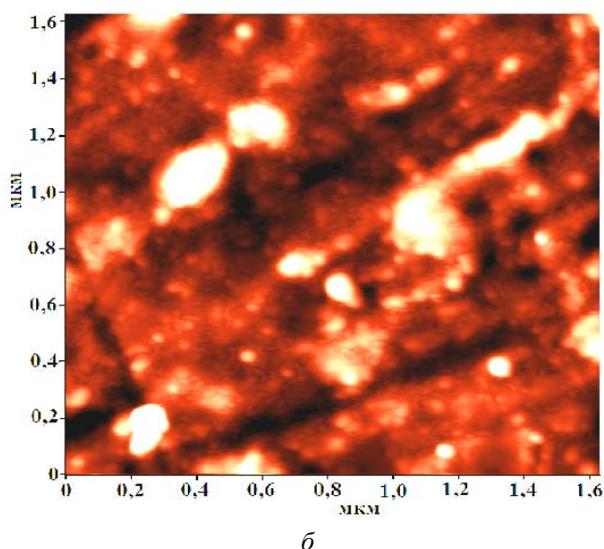
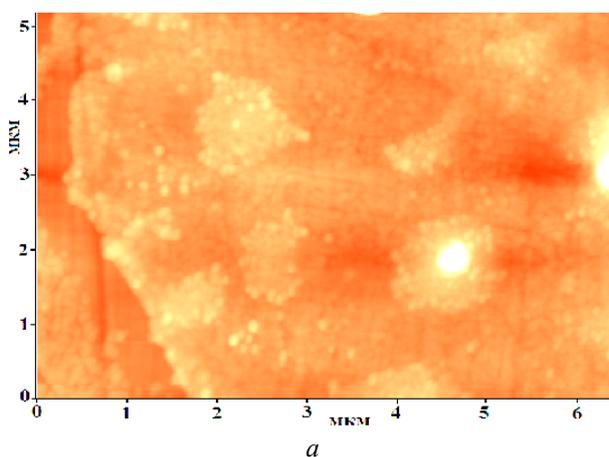


Рис. 2. Наноструктуры центральной зоны композиций 30 % Φ-4 + 70% Ni после УВО:  
а – до травления; б – после травления

сных частиц с повышением между ними адгезионного взаимодействия и интенсификация пластической деформации частиц в перпендикулярном направлении действия ударного фронта, что сопровождается максимальным уплотнением полимерных прессовок. При достижении критических физических параметров УВО ( $P \geq 1,0-1,5$  ГПа,  $E_{\phi} = 60-70$  кДж/м,  $\tau = 14-21$  мкс) с трехволновой конфигурацией ударного фронта [2] механизм структурообразования в центральной области прессовки сменяется механизмом локализованной деформации, который сопровождается дроблением исходных компонентов, их турбулентным перемешиванием и образованием зон струйного течения, что приводит к скачкообразному изменению структуры, которая характеризуется наноразмерными параметрами (рис. 1, 2).

Выявлено, что при УВО металлополимерных композиций в результате протекания процессов струйного течения, интенсивной локализованной пластической деформации их компонентов в центральной зоне наиболее интенсивные структурные преобразования с формированием метастабильной структуры и ориентацией полимера вдоль оси ампулы и одновременным взаимодействием с активированным металлом происходят при исходной пористости смеси 40–50 % и давлении более 1 ГПа. Это согласуется с наибольшим уменьшением поперечных размеров кристаллитов и увеличением структурных искажений по радиусу ампулы [1].

Наиболее ярко выраженные зоны локализованной деформации в металлофторопластовых композитах начинают образовываться при концентрациях наполнителя более 50 %, а их диаметр может достигать 20–25 % от размера сечения прессовки. Образовавшиеся наноструктурированные зоны представляют композит полимера и металла по типу эвтектики за счет диспергирования последнего до наноразмерных частиц (рис. 2, а, б). При этом происходит измельчение не только отдельных фаз, но и внутрифазовой кристаллической структуры, что подтверждает рентгеноструктурный анализ [1]. Размер образовавшихся фаз составляет от 20 до 400 нм (рис. 2, а), причем в отдельных случаях (рис. 2, а) более крупные фазы (100–200 нм) дробятся в 10–20 раз с образованием вокруг них ореола из более мелких фаз, размер которых составляет 10–20 нм. Образование наноструктурированных зон в композитах сопровождается интенсивным повышением микротвердости до 2,0–3,5 ГПа при содержании в них ме-

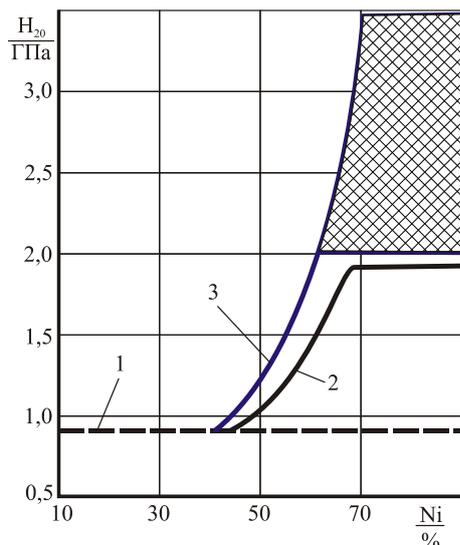


Рис. 3. Зависимость микротвердости композиций на основе Ф-4 от содержания никеля: режимы ВП: 1 – заниженные; 2 – оптимальные; 3 – критические

талла от 40 до 90 % (рис. 3). При более низких концентрациях металла (рис. 3) повышения твердости не происходит, так как УВО композитов определяется уплотнением полимера, а твердость полимера практически не зависит от условий УВО [1, 2]. Вариация твердости в широких пределах (от 2,0 до 3,5 ГПа) связана с неоднозначностью влияния ударного давления, которое сопровождается наклепом и дроблением компонентов смеси, и энергией в ударном фронте, увеличение которой способствует разогреву смеси, что приводит к деструктивно-реком-

бинационным процессам в полимере, рекристаллизации металла и образованию переплавов в виде металлоорганических сплавов с наноструктурными составляющими.

При оптимальных режимах УВО, когда происходит предельное уплотнение металлополимерных прессовок, но не образуются наноструктурные области ( $P = 0,4-0,8$  ГПа), начиная с концентраций металла 40–80 %, микротвердость повышается до 1,8–2,0 ГПа. А при заниженных режимах УВО ( $P = 0,1-0,3$  ГПа), независимо от концентрации наполнителя, микротвердость остается на исходном уровне, что характеризует низкое ударно-волновое взаимодействие компонентов композита.

Таким образом, структура получаемых металлофторопластов зависит от режимов УВО, их твердость может изменяться от 0,8 до 3,5 ГПа, а скачкообразное изменение как структуры, так и твердости характеризует новое наноструктурное состояние полученных композитов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Адаменко, Н. А. Получение полимерных нанокompозитов взрывной обработкой / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. В. Фетисов, Г. В. Агафонова // Российские нанотехнологии. – 2009. – Т. 4, – № 1–2. – С. 137–144.
2. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
3. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин; ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.

УДК 621.74.04: 678.5

*А. В. Кукса, д-р техн. наук, Н. А. Кидалов, д-р техн. наук, В. Ф. Щипанов, студент*

#### УНИВЕРСАЛЬНАЯ ЛАБОРАТОРНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ГРАНУЛ ПЕНОПОЛИСТИРОЛА И ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗ НИХ ГАЗИФИЦИРУЕМЫХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ЛГМ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mitlp@vstu.ru)

Приведена конструктивная схема лабораторной установки для получения из гранул бисерного полистирола гранул пенополистирола и изготовления из них газифицируемых моделей в пресс-формах путем тепловой обработки горячим воздухом. Полученные образцы моделей имеют ровную гладкую поверхность и плотное внутреннее строение.

*Ключевые слова:* лабораторная установка, бисерный полистирол, вспенивание, горячий воздух, гранулы пенополистирола, газифицируемые модели, ЛГМ.

The constructive scheme of laboratory installation for reception granules of expanded polystyrene from granules of beaded polystyrene and manufacturing from them lost-foam models in compression moulds by thermal processing by hot air is resulted. The received samples of models have an equal smooth surface and a dense internal structure.

*Keywords:* laboratory installation, beaded polystyrene, foaming, hot air, granules of expanded polystyrene, lost-foam models, LFC (Lost-foam casting).

В настоящее время в литейном производстве получает достаточно широкое применение полимерный материал – пенополистирол, который эффективно используют для изготовления разовых пенополистироловых моделей отливок до 30 т и более при литье по газифицируемым моделям (ЛГМ). По пенополистироловым моделям сегодня в мире производят порядка 1,5 % общего годового выпуска литья, что составляет 1,5 млн. т/год. Прогнозы на ближайшее время таковы, что доля ЛГМ будет составлять 10–20 % производимого мирового годового объема литья. Современные цехи и участки с гибкой технологией ЛГМ, оснащенные автоматическим и полуавтоматическим оборудованием, создаются от Америки до Китая на предприятиях «General Motors», «Ford Motors», «Fiat» и др. Значительные успехи в этом направлении достигнуты на Украине (направление возглавляет ФТИМС НАН Украины – бывший ИПЛ АН УССР). Страны СНГ, Россия имеют в этом отношении серьезные отставания [1]. По данным [2], в настоящее время в нашей стране единственным разработчиком и поставщиком механизированных линий формовки, заливки и выбивки форм и другого оборудования для цехов и участков ЛГМ является ООО «АКС» (г. Санкт-Петербург). Технология ЛГМ, начиная с 2000 года, постепенно внедряется на ряде предприятий России: ЗАО «Златоустовский литейный завод "Металлист"», ВАЗе, ООО «АКС», ООО «Металлист» (г. Ижевск) и др. В Волгоградском регионе на предприятиях с литейным производством технология ЛГМ не применяется.

Конструктивно-технологическая схема ЛГМ показана на рис. 1.

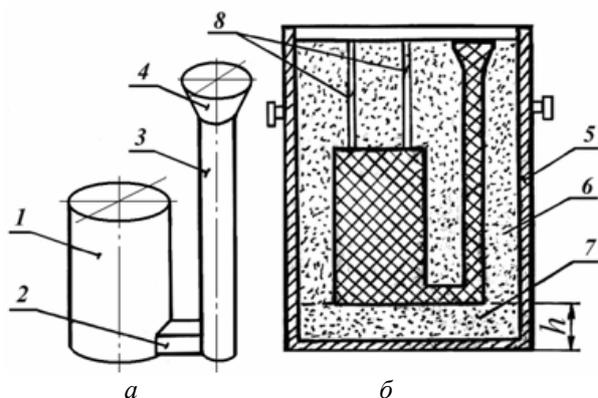


Рис. 1. Конструктивно-технологическая схема ЛГМ: а – модель в сборе; б – форма; 1 – модель отливки, 2 – питатель, 3 – стояк, 4 – воронка, 5 – опока, 6 – песок, 7 – слой формовочной смеси под моделью, 8 – газоотводные каналы

Процесс изготовления отливки с использованием разовой пенополистироловой модели заключается в следующем. К модели 1 приклеивают питатель 2 и стояк 3 с литниковой воронкой 4. Модель отливки 1 с литниковой системой устанавливают в опоку 5. В опоке предварительно уплотняют слой формовочной смеси 7 высотой  $h$  (мм). Затем производят формовку с использованием формовочной смеси или сухого песка 6 и делают газоотводные каналы 8. Модель из формы не извлекают. В процессе заливки пенополистироловая модель газифицируется и сгорает под действием температуры заливаемого металла. Постепенно полость формы освобождается и заполняется металлом.

Вспенивающийся полистирол получают суспензионной полимеризацией стирола в присутствии порообразователя – легко летучего углеводорода (изопентана). Выпускают его в виде бисера с последующим рассеиванием (при необходимости) по фракциям. В отечественной литейной практике для ЛГМ применяют бисерный полистирол литейных марок (ПСВ-ГМ и ПСВ-Л и др.), имеющий более равномерный гранулометрический состав с повышенной способностью вспенивания и газификации, а также строительных марок (ПСВ-65С и ПСВ-55С и др.) и целого ряда зарубежных марок «Стиропор» (Германия), «Умопор» (Чехия) и др. [2, 3].

Известно [2, 3], что газифицируемые модели для ЛГМ изготавливают двумя способами: из гранул подвешенного пенополистирола путем их тепловой обработки в пресс-форме и из пенопластовых плит (блоков) путем механической обработки (фигурной резки вручную и на станках с ЧПУ по технологии «3D»).

Данная работа касается вопросов получения гранулированного пенополистирола и изготовления из него газифицируемых моделей в пресс-форме.

Изготовлению газифицируемых моделей в пресс-форме предшествует операция вспенивания гранул полистирола (бисерного) с целью получения гранул подвешенного (недовспенного, то есть сохраняющего способность к расширению при вторичной тепловой обработке в пресс-форме в водопаровой или сухой газовой, например, в воздушной среде) пенополистирола. Вспенивание гранул полистирола можно производить различными способами: в горячей воде, в паровой ванне, в потоке пара, в потоке горячего газа (воздуха) и электромагнитным полем высокой частоты – подробно рас-

смотрены в работах [2, 3]. Перечисленные способы условно подразделяют на «мокрое вспенивание», когда для тепловой обработки используют горячую (кипящую) воду, пар и «сухое вспенивание» (вспучивание), – когда используют сухой газ (азот, углекислый газ, воздух и др.).

Технологический процесс изготовления газифицируемых моделей состоит из следующих операций: подготовка подвспененных гранул пенополистирола, подготовка пресс-формы, заполнение пресс-формы гранулами пенополистирола, тепловая обработка пресс-формы, охлаждение пресс-формы, извлечение модели из пресс-формы, сушка модели, выдержка модели после сушки и контроль качества модели [2, 3].

Из перечисленных операций наиболее важной является тепловая обработка пресс-формы, заполненной гранулами пенополистирола. В зависимости от теплоносителя и его воздействия на процесс расширения и спекания гранул пенополистирола в пресс-форме различают следующие способы изготовления (формирования) газифицируемых моделей: ванный, автоклавный, внутренний тепловой удар, внешний тепловой удар, в электромагнитном поле высокой частоты (ТВЧ) и комбинированные [2, 3].

Для реализации этих способов (особенно внутреннего и внешнего тепловых ударов) требуется специализированное дорогостоящее оборудование со сложными устройствами и системами приготовления и подачи перегретого пара непосредственно в пресс-форму или в камеру рубашку с расположенной внутри пресс-формой, системами обрызгивания пресс-формы холодной водой после тепловой обработки, что в значительной степени осложняет его эксплуатацию, требует дополнительных материальных и энергетических затрат.

Вступительная (обзорная) часть настоящей статьи связана с желанием авторов кратко охарактеризовать суть технологии ЛГМ и подчеркнуть актуальность и важность работ в направ-

лении ее дальнейшего совершенствования и внедрения на предприятиях страны, производящих литые заготовки.

На кафедре литейного производства ВолгГТУ ведутся работы по изысканию новых способов и разработке устройств для получения гранулированного пенополистирола и изготовления из него в пресс-форме пенополистироловых газифицируемых моделей для ЛГМ.

Для экспериментальной проверки работоспособности и надежности разработанных способов и устройств изготовили лабораторную установку двух вариантов: первый – на базе стандартного прибора для взбалтывания модели «021», второй – на базе такого же прибора поздней модели «022М» (оба прибора из серии «Лабораторные приборы для испытания формовочных материалов» Усманского завода литейного оборудования – г. Усмань, Липецкая обл.)

На рис. 2, а представлена конструктивная схема лабораторной установки первого варианта, на рис. 2, б – фотоснимок установки второго варианта.

Установка включает реконструированный цилиндрический сетчатый барабан 1 (рис. 2, в) прибора для определения осыпаемости формовочных материалов модели «056» (того же завода), жестко установленный крепежной скобой 2 на горизонтальном валу привода 3. В плоскости открытого торца барабана выполнена отбуртовка 4, направленная к центральной оси, на внутренней стороне его закреплен продольный выступ 5. Внутри барабана 1 размещается тонкостенный контейнер 6 (например, алюминиевый или стеклянный) цилиндрической формы емкостью 500–700 мл с загрузочно-выгрузочным окном 7 и перфорированной крышкой 8 с возможностью вращения и встряхивания при наезде на продольный выступ 5. На некотором расстоянии от барабана 1 установлен технический фен 9 с плоской насадкой.

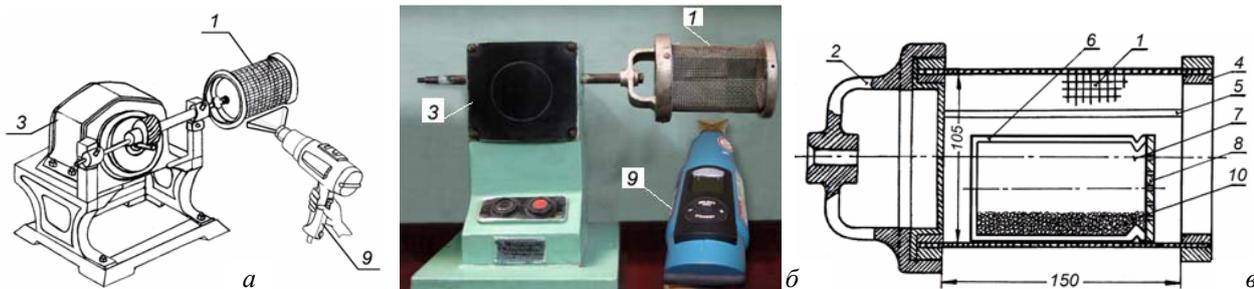


Рис. 2. Варианты установки:

а – первый, б – второй, в – реконструированный барабан; 1 – сетчатый барабан, 2 – крепежная скоба, 3 – привод, 4 – отбуртовка, 5 – выступ, 6 – стеклянный контейнер, 7 – загрузочно-выгрузочное окно, 8 – перфорированная крышка, 9 – технический фен, 10 – гранулы полистирола

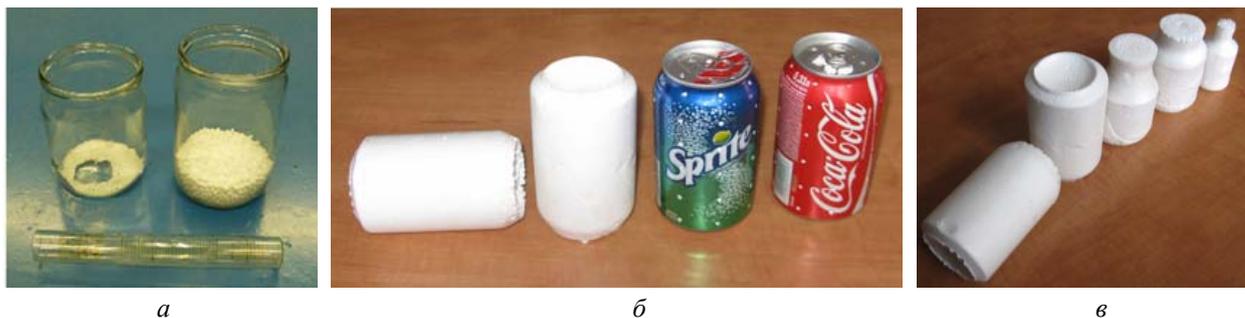


Рис. 3 модели из бисерного полистирола, полученные на лабораторной установке

Перед проведением операции вспучивания (вспенивания) в контейнер 1 засыпали порцию гранул бисерного полистирола 10 определенного объема, отмеренного с помощью мерного цилиндра (с учетом возможного расширения гранул в 30 и более раз). Затем одновременно включали установку и технический фен 9.

Поток горячего воздуха, регулируемый по температуре в широких пределах (от 20 °С до ~ 600 °С), формируемый феном 9, проходя через ячейки сетчатого барабана 1, контактируя с вращающимся контейнером 5, омывая его, нагревает стенки до температуры 95–105 °С. Гранулы полистирола, периодически соприкасаясь с горячей внутренней поверхностью вращающегося контейнера 6, постепенно прогреваются и вспучиваются до заданных значений удельной плотности и размеров (диаметров). Встряхивание и непрерывное ворошение вспучиваемых гранул, препятствующие слипанию (спеканию) и прилипанию к внутренней поверхности контейнера 6, способствуют их равномерному вспучиванию, обеспечивают однородность фракционного состава, получаемого гранулированного пенополистирола.

На рис. 3, а показаны гранулы бисерного полистирола (слева) и полученные гранулы пенополистирола (справа); на рис. 3, б – образцы пенополистироловых газифицируемых моделей и рядом алюминиевые фольговые пресс-формы (банки); на рис. 3, в – образцы газифицируемых моделей, полученные в фольговых и стеклянных пресс-формах на вышеописанной универсальной лабораторной установке.

При изготовлении опытных образцов пенополистироловых газифицируемых моделей в качестве пресс-форм использовали тонкостенные (толщиной ~ 0,2 мм) алюминиевые баллоны (банки) емкостью 330 мл из-под напитков «Кока-Кола», «СПРАЙТ» и др., торцевые стенки которых перфорировали путем нанесения щелевых насечек (надрезов) или проколов. Пресс-

формы заполняли обильно увлажненными (смоченными водой) гранулами пенополистирола и помещали в сетчатый барабан той же установки. Затем одновременно включали установку и технический фен с плоской насадкой. Тепловую обработку пресс-форм горячим воздухом проводили до закипания воды (100 °С) и образования перегретого пара (100–110 °С). Формирование модели (расширение и спекание гранул) заканчивали по окончании выхода отработанного пара и конденсата спустя 30–60 с.

Оценку качества наружной поверхности пенополистироловых моделей производили визуально. Образцы моделей имеют ровную гладкую глянцевую (блестящую) поверхность. Неспай, участки с грубой поверхностью и с явно выраженной ячеистой структурой отсутствуют. Для оценки внутреннего строения моделей последние разрезали в продольном и поперечном направлениях. Модели имеют плотное однородное спеченное строение, непровары отсутствуют.

При проведении опытов по вспучиванию и изготовлению образцов пенополистироловых моделей в пресс-формах использовали бисерный полистирол марок: «NF-415» (компания «StyroChem», Финляндия) и «321-ММ» (Тайвань) и другие.

Таким образом, разработанная лабораторная установка является универсальной, так как на ней можно производить вспучивание порций бисерного полистирола, то есть получать подвспененные (недовспененные) гранулы пенополистирола необходимых параметров (плотности, диаметров и др.) и в случае необходимости производить их довспенивание, а также изготавливать образцы пенополистироловых газифицируемых моделей. Она имеет простую конструкцию, компактна, безопасна в экологическом и пожарном отношении, пригодна как для исследовательских, так и учебных целей (при проведении лабораторных работ) в вузах при изучении технологии ЛГМ.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. [Литье по газифицируемым моделям] [Электронный ресурс]. – 2009. – Режим доступа: <http://hghltd.yandex.net/yandbtm?url=http%3A%2Fwww.avtomatpro.info%2Fart>.

2. Шуляк, В. С. Литье по газифицируемым моделям / В. С. Шуляк. – СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.

3. Озеров, В. А. Литье по моделям из пенополистирола / В. А. Озеров, В. С. Шуляк, Г. А. Плотников. – М.: Машиностроение, 1969. – 183 с.

УДК 678.06

*Ю. К. Эмих, аспирант, С. В. Бухаров, д-р техн. наук, В. М. Виноградов, д-р техн. наук*

**МЕТОДИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ОПТИМИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИСТОВЫХ УПРОЧНЕННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ**

**ФГОУ ВПО «МАТИ» – Российский государственный технологический университет**

**им. К. Э. Циолковского**

(julian.emich@gmx.de)

В настоящей статье предлагается методический подход, позволяющий путем предварительных экспериментально-теоретических исследований провести оптимизацию технологических параметров процесса изготовления на квазинепрерывных прессах ЛУТ, повысить их монолитность и прочностные характеристики, а также уменьшить затраты на подготовку производства.

В отличие от опубликованных ранее работ в данной статье предлагается проводить предварительные уплотнение и пропитку полуфабриката между плитами пресса, имеющими поперечные и продольные температурные градиенты. В результате создаются условия, способствующие беспрепятственному удалению из межволоконного пространства полуфабриката воздушных включений и получение монолитных ЛУТ.

*Ключевые слова:* листовые упрочненные термопласты (ЛУТ), температурные градиенты, квазинепрерывные и непрерывные прессовые установки, монолитность.

In this article a methodical approach is presented, which allows, by performing of experimental-theoretical investigations, an optimization of technological parameters of continuous fiber reinforced thermoplastic sheets production on semicontinuous presses, an increase on the solidity and other characteristics of continuous fiber reinforced thermoplastic sheets, as an decrease of spending for the preparation of production.

Unlike works that were published before the present article offers to perform preliminary condensation and impregnating of a semi-finished product between press plates which do have a transverse and a longitudinal temperature gradients. As a result conditions are created that enable the unobstructed removal of voids from interfiber space of semi-finished product and the obtaining of fully impregnated continuous fibre reinforced thermoplastic sheets.

*Keywords:* continuous fiber reinforced thermoplastic sheets (CFRTS), temperature gradient, semicontinuous and continuous press systems, solidity.

Термопластичные полимерные композиционные материалы (ТПКМ), упрочненные непрерывными волокнами, в последнее время наряду с использованием в авиационной и космической технике [1] находят все большее применение в автомобильной промышленности и судостроении. Этому способствует удачное сочетание в них технологических и эксплуатационных свойств [2], позволяющих изготавливать детали и изделия методами, традиционными для полимерных композиционных материалов, обладающих малой массой, высокими удельной прочностью, коррозионной стойкостью и демпфирующей способностью. Не последнюю роль играет и тот факт, что полуфабрикатам ТПКМ может быть придана не только необходимая форма и размеры путем последующей обработки, но и дефектные или отслужившие свой срок детали могут быть подвергнуты вто-

ричной переработке без нанесения вреда окружающей среде.

Отмеченные качества делают ТПКМ серьезными конкурентами композиционных материалов на основе термореактивных связующих [3]. Среди ТПКМ особую группу составляют листовые упрочненные термопласты (ЛУТ), получаемые прессованием пакетов, собранных из слоев ткани, пропитанных термопластичным связующим на циклических, квазинепрерывных и непрерывных прессах, сравнительное схематичное изображение которых приведено на рис. 1.

В последнее время для изготовления ЛУТ малыми или средними партиями все большее применение находят квазинепрерывные прессовые установки (КНПУ) [4, 5] (рис. 2), которые закрывают пробел между циклическим и непрерывным методами прессования.

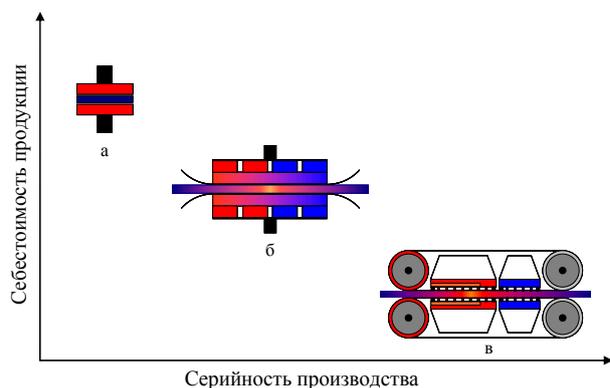


Рис. 1. Технологическая цепочка изготовления монолитных ЛУТ различными методами прессования: циклическим (а), квазинепрерывным (б) и непрерывным (в) – в зависимости от серийности производства

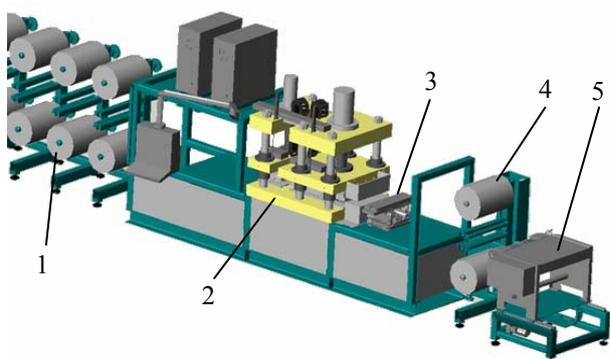


Рис. 2. Общий вид КНПУ:  
1 – узел размотки препрега, 2 – прессовое устройство, 3 – тянущее устройство, 4 – узел приема вспомогательных материалов, 5 – узел поперечной резки

В зависимости от исполнения КНПУ состоят из одного или нескольких расположенных в ряд колонных прессов, укомплектованных пресс-формами различной конфигурации, габариты которых ограничиваются размерами плит пресса, направляющими для пакетов-заготовок, подводными и выпускными устройствами. КНПУ работают в шаговом режиме. Во время

этапа прессования пресс-форма закрыта и давление действует на обрабатываемый материал [5]. На этапе транспортировки пресс-форма кратковременно открывается, а прессуемый материал протягивается на заданное расстояние. Затем пресс-форма вновь смыкается и осуществляется следующий цикл прессования.

Пресс-формы, состоящие из цельных плит 1, а также блоков 2, предназначенные для их нагрева и охлаждения, выполненные из отдельных модулей, крепятся к верхней подвижной и нижней неподвижной плитам пресса (рис. 3, а). Модульное исполнение блока нагрева позволяет создавать на формообразующей поверхности пресс-формы необходимый закон распределения температуры (рис. 3, б).

При изготовлении ЛУТ технологю приходится решать следующие основные задачи:

1. Нахождение параметров прессования (время выдержки  $t_{\text{вдл}}$ , давления  $p$  и температуры  $T$ ) и режимов их изменения, обеспечивающих получение материала с заданным значением монолитности;

2. Поиск методического подхода, обеспечивающего перенос технологических параметров, оптимизированных на одном оборудовании, например, на циклическом прессе, на другое, например на квазинепрерывный пресс.

В настоящей работе первая задача решается путем создания на поверхности пресс-формы такого характера распределения температуры, при котором в процессе прессования связующее сначала расплавляется в центре продольного сечения пакета, а затем зона расплава постепенно перемещается к краям ЛУТ, выдавливая находящиеся в межволоконном пространстве воздушные включения. На рис. 4 схематично представлено распределение температуры на поверхности пресс-формы КНПУ.

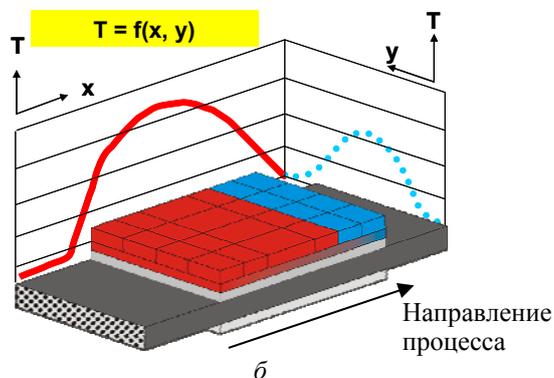
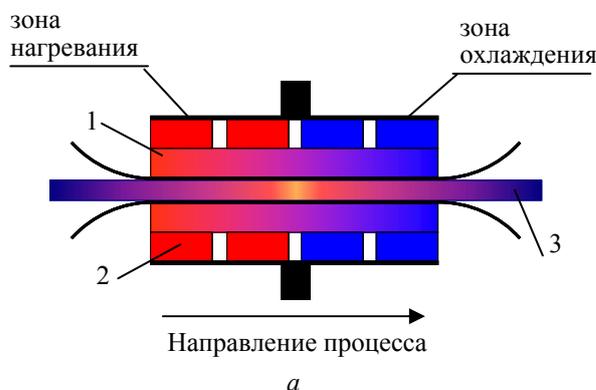


Рис. 3: а – схема прессовой части КНПУ; б – характер изменения температуры по длине и ширине прессовой части КНПУ в процессе изготовления ЛУТ;

1 – плиты пресс-формы; 2 – блоки нагрева и охлаждения; 3 – ЛУТ

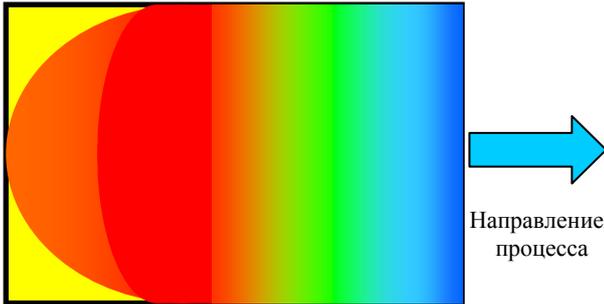


Рис. 4. Характер распределения температуры на формообразующей поверхности пресс-формы КНПУ

Для решения второй задачи в настоящей статье в качестве примера рассматривается методический подход, позволяющий путем предварительных экспериментально-теоретических исследований оптимизировать технологические параметры процесса изготовления ЛУТ на КНПУ для двухмерного случая распределения температуры на формообразующей поверхности пресс-формы. Для одномерного случая эта задача решена применительно к процессу получения ЛУТ на непрерывных прессовых установках (НПУ), конструкция зон нагрева и охлаждения которых не позволяет создавать поперечный температурный градиент [6].

В соответствии с предлагаемым методическим подходом на первом этапе исследований определяют технологические характеристики связующего (температуры плавления, кристаллизации и деструкции), зависимость вязкости связующего от температуры, а также деформационные характеристики препрега, в результате анализа которых выбирают температуру и давление прессования. При этих параметрах на втором этапе на циклическом прессе изготавли-

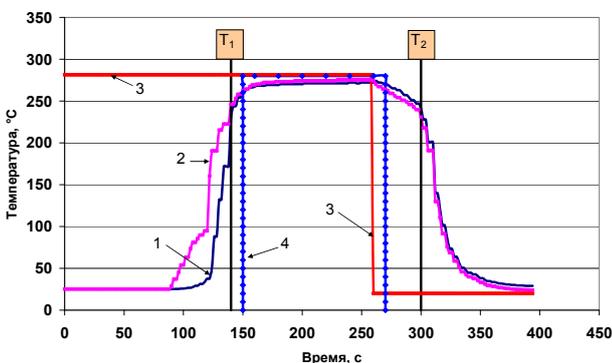


Рис. 5. Характер изменения температуры во время формования ЛУТ на циклическом прессе:

1 – в центральном слое, 2 – на поверхности пакета, 3 – температура пресс-формы, 4 – эквивалентный изотермический профиль при  $T_{\text{изо}} = 280 \text{ }^\circ\text{C}$  для случая мгновенного нагрева пакета-заготовки (идеальный случай без учета потерь теплоты во время нагрева и охлаждения материала)

вают модельные ЛУТ, изменяя время выдержки под давлением от 1 до 5 мин. Выбор отмеченного интервала времени выдержки продиктован технологическими возможностями КНПУ. На рис. 5 в качестве примера представлены кривые изменения температуры в процессе прессования ЛУТ на полиамидном связующем при  $T = 280 \text{ }^\circ\text{C}$ .

В результате последующего анализа отпрессованных образцов определяют времена выдержки ЛУТ при параметрах, обеспечивающих получение монолитного материала.

На следующем этапе по фрагменту температурной кривой в диапазоне  $T_1 - T_2$  ( $T_1 = T_2 = T_{\text{пл}} + 40 \text{ }^\circ\text{C}$ ), измеренному в среднем слое ЛУТ, строят зависимость  $\eta = f(t)$ , предполагая, что она может быть описана уравнением Аррениуса:

$$\eta_{T_i} = \eta_0 \cdot e^{\frac{E_0}{R} \left( \frac{1}{T_i} - \frac{1}{T_0} \right)}, \quad (1)$$

где  $T_0$  – температура выше  $T_{\text{пл}}$ ;  $T$  – температура, не превышающая  $T_{\text{дестр}}$ ;  $E_0$  – энергия активации вязкого течения;  $\eta_0$  – вязкость полимера при  $T_0$ ;  $R$  – универсальная газовая постоянная.

Температура  $T_{\text{пл}} + 40 \text{ }^\circ\text{C}$  выбирается потому, что при более низких ее значениях связующее имеет очень большую вязкость, затрудняющую пропитку волокнистой структуры.

В связи с тем, что связующее с вязкостью, соответствующей рассматриваемому диапазону температур, в течение времени  $t_{\text{пр}}$  полностью пропитывает волокнистую структуру, по температурной зависимости вязкости по уравнению (2) вычисляют постоянную  $b$ , представляющую собой площадь, ограниченную кривой обратно-пропорциональных значений вязкости при температуре  $T$ , равной  $T_{\text{пл}} + 40 \text{ }^\circ\text{C}$ , характеризующей условия получения монолитного ЛУТ в двухмерном температурном поле:

$$b(y) = \int_{t_0(T_{\text{пл}})}^{t_{\text{пр}}(T_{\text{сп}})} \frac{1}{\eta(T(t, y))} dt \approx \sum_{k=0}^n t_k \frac{1}{\eta(T_k(y))}. \quad (2)$$

Постоянная  $b$  позволяет установить взаимосвязь между температурой и скоростью обработки при изготовлении ЛУТ на циклических, квазинепрерывных и непрерывных прессовых установках. Таким образом, процесс нахождения параметров обработки сводится к определению температурной зависимости вязкости во время пропитки материала.

Постоянную  $b$  можно применить и для описания эквивалентного изотермического процесса путем замещения значений вязкости на уча-

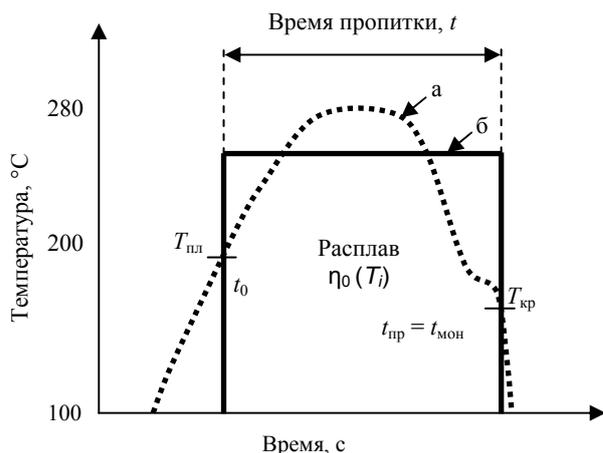


Рис. 6. Характер изменения температуры полуфабриката в процессе прессования в области пропитки волокнистой структуры связующим (температурные профили неизо-термического (а) и эквивалентного изотермического (б) процессов), причем  $t_{мон}$  – время окончательной пропитки (монолитизации) пакета-заготовки

стке температур неизо-термического процесса на вязкость при эквивалентной, постоянной температуре, соответствующей изотермическому процессу (рис. 6). Поскольку она связывает между собой изотермический и неизо-термический процессы, появляется возможность анализировать процесс монолитизации ЛУТ с помощью величины, не зависящей от используемой установки.

Между постоянной  $b$  и степенью завершенности пропитки пакета-заготовки существует зависимость, в соответствии с которой с увеличением степени пропитки увеличивается площадь под кривой обратно-пропорциональных значений вязкости, так что:

$$\int_{t_0}^{t_{i+1}} \frac{1}{\eta(T(t))} dt > \int_{t_0}^{t_i} \frac{1}{\eta(T(t))} dt. \quad (3)$$

Для случая окончательной пропитки пакета-заготовки постоянную  $b$  можно представить следующей зависимостью:

$$b = \int_{t_0}^{t_{мон}} \frac{1}{\eta(T(t))} dt. \quad (4)$$

На последнем этапе для учета влияния давления на время получения монолитного ЛУТ с помощью уравнения (5) определяют безразмерный, так называемый  $B$ -фактор, связывающий между собой все технологические параметры процесса:

$$B = b \cdot p. \quad (5)$$

Для переноса технологических параметров, найденных при прессовании ЛУТ на циклическом прессе на КНПУ или НПУ, необходимо иметь зависимости  $T = f(t)$ , определяемые экс-

периментальным или расчетным путями на этом же оборудовании.

Поскольку на КНПУ можно создавать продольный и поперечный температурные градиенты, характер распределения температуры на поверхности пресс-формы и в ЛУТ в процессе прессования экспериментальным путем определить весьма сложно. Кроме того, проведение в данном случае большого количества экспериментов приведет к значительному увеличению материальных и временных затрат. Нахождение же постоянной  $b$  и  $B$ -фактора без точных значений распределения температуры на поверхности пресс-формы по зависимости (2) практически невозможно. Поэтому определение характера распределения температуры на поверхности пресс-формы КНПУ и в ЛУТ с учетом особенностей теплового потока и форм его переноса (теплопроводность, конвективный и лучистый теплообмен), которые существуют в данном процессе одновременно, производилось методом конечных элементов. Для решения этой задачи создана компьютерная модель, которая с помощью программного пакета ANSYS позволяет рассчитать температуру пресс-формы и ЛУТ в процессе прессования на КНПУ [7].

Расчеты, проведенные с помощью этой модели, показали, что в пресс-форме и ЛУТ могут быть созданы продольные и поперечные температурные градиенты, которые будут способствовать постепенному вытеснению из волокнистой структуры воздушных включений (рис. 7).

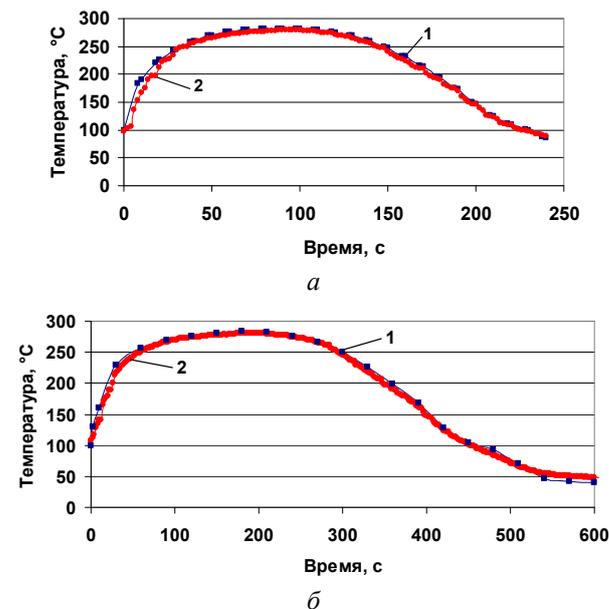


Рис. 7. Сравнение температурных кривых, полученных расчетным (1) и экспериментальным (2) путями в среднем слое пакета-заготовки, при скоростях изготовления  $v = 0,2$  м/мин (а) и  $v = 0,1$  м/мин (б) соответственно

Из приведенных рисунков следует, что расчетные данные хорошо совпадают с экспериментальными, а различие между значениями постоянной  $b$  не превышает 3 %.

Таким образом, использование предложенной модели для теплового расчета процесса прессования ЛУТ на КНПУ гарантирует значительное снижение времени нахождения оптимальных параметров прессования, а также определение таких продольных и поперечных температурных градиентов, которые обеспечивают получение монолитного материала за более короткое время.

Предложенный в статье методический подход позволяет существенно снизить затраты на подготовку изготовления ЛУТ на КНПУ и времени на нахождение условий получения материала с более высокими эксплуатационными характеристиками уже на стадии теоретической отработки производства.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бухаров, С. В. Неметаллические композиционные материалы / С. В. Бухаров, Ю. А. Михайлин. – С. 6–73. В кн.: Основы технологии производства летательных аппаратов: учеб. пособие / А. С. Чумадин, В. И. Ершов [и др.]. – М.: Наука и технологии, 2005. – 192 с.
2. Головкин, Г. С. Научные основы изготовления изделий из термопластичных материалов / Г. С. Головкин, В. П. Дмитренко. – Н.: Русаки, 2005. – 472 с.
3. Neitzel, M.; Breuer, U.: Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoff-Verbunde. Wien: Karl Hanser Verlag, 1997. 192 S.
4. Mitschang, P., Schledjewski, R.: Faserverstärkte Kunststoffe verarbeiten. Kunststoffe plast Europe. 10/2003 (2003). – Vol. 93. – S. 189–194.
5. Spelz, U., Schulze, V.: Intervall-Heißpressverfahren: Faserverstärkte Profile kotengünstig herstellen. Kunststoffe, 85 (1995). – No. 5. – S. 665–668.
6. Mayer, C.: Prozessanalyse und Modellbildung zur Herstellung gewebeverstärkter, thermoplastischer Halbzeuge. Institut für Verbundwerkstoffe (IVW-Schriftenreihe Band 5), Dissertation Universität Kaiserslautern 2000.
7. Эмих, Ю. Методология оптимизации технологических параметров процесса изготовления листовых упрочненных термопластов методом интервального прессования / Ю. Эмих // Тез. докл. Междунар. молод. науч. конф. XXXVI Гагаринские чтения. – М., 2010. – С. 134–135.

## ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.792

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НИКЕЛЯ С ОКИСЬЮ АЛЮМИНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Рассмотрены физико-химические основы взаимодействия никеля с окисью алюминия. Методами электроннографического и электронномикроскопического анализов установлено, что в системе Ni + при нагреве в вакууме до 1500°C происходит химическое взаимодействие Ni с Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, приводящее к образованию оксида никеля.

*Ключевые слова:* физико-химическое взаимодействие, никель, оксид алюминия, вакуум, нагрев, смачивание, адгезия.

Physical-chemical grounds of interacting of nickel with alumina are observed. By methods electron diffraction and electron microscope assayings it is fixed that in system Ni + at a heating in vacuum to 1500°C there is chemical interaction Ni with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, result ining to nickel oxide formation.

*Keywords:* physical-chemical grounds, nickel, aluminum oxide, vacuum, heating, moistening, adhesion.

Композиты с никелевой матрицей, упрочненные искусственно введенными дисперсными частицами оксидов металлов, например, тория или гафния, обладают высокой жаропрочностью и стабильно работают при температурах выше 1000 °C [1]. Упрочнение таких материалов, обычно связываемое (по механизму Е. Орована [2]) с дополнительным напряжением, которое должно быть затрачено на проталкивание дислокаций между частицами дисперсной фазы, эффективно только при достаточной прочности связи на межфазных границах. Токсичность оксида тория и относительно низкая жаропрочность композитов с оксидом гафния потребовали исследования возможности использования в качестве упрочнителя стойких оксидов других металлов, например, оксида алюминия.

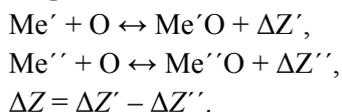
В создаваемых материалах высокая прочность адгезионных связей на границе «матрица-упрочняющая фаза» может быть достигнута при образовании на стадии получения композита ковалентных или ионных связей. Термодинамической величиной, характеризующей прочность межфазной связи, является работа адгезии – энергия, затрачиваемая на разделение контактирующих поверхностей при обратимом процессе в равновесных условиях.

Химически активные к кислороду металлы должны лучше смачивать окислы, но степень смачивания зависит и от прочности связи «металл-кислород» в окисле. Активность металла по отношению к кислороду характеризуется теплотой образования окислов (средством металла к кислороду). Никель относится к металлам со слабым сродством к кислороду, и его окислы, имеющие ионно-металлический тип связи, легко восстанавливаются. Алюминий образует сильный окисел с ионным типом связи, который стабилен и трудно восстанавливается.

Поверхность окислов образована крупными анионами кислорода, а катионы металла, имеющие меньший размер, вытесняются с поверхности и смещаются вглубь окисла. Поляризуемость ионов металла значительно ниже, чем кислорода (поляризуемость Al составляет  $0,052 \times 10^{-30} \text{ м}^3$ , а поляризуемость аниона кислорода  $O-3,88 \times 10^{-30} \text{ м}^3$ ). Это в сочетании с большими размерами аниона приводит к меньшему смещению поверхностного аниона кислорода под воздействием поля кристалла, чем металлического иона. Поэтому поверхность окиси алюминия отрицательно заряжена. В случае диффузионного взаимодействия окислов с металлами скорость миграции ионов металла выше из-за их меньшего радиуса по сравнению с

ионами кислорода, и диффузия происходит путем замещения ионов металла окисла ионами другого металла.

Химическое взаимодействие жидкого металла с поверхностью окисла является взаимодействием этого металла с кислородом окисла, что может быть записано в виде:  $Me'' + Me'O \leftrightarrow Me' + Me''O + \Delta Z$ , где  $\Delta Z$  – изменение термодинамического потенциала реакции, которое характеризуется количеством выделившейся теплоты в процессе реакции и снижением поверхностного натяжения  $\sigma_{тж}$ . Чем больше  $\Delta Z$ , тем больше выделяется теплоты и сильнее окисел. Для определения  $\Delta Z$  необходимо рассматривать изменение термодинамического потенциала при образовании каждого из окислов:



Если одна из фаз жидкость, то энергия связи может быть определена экспериментальным путем с помощью исследования смачиваемости. С величиной  $\Delta Z$  связана степень смачивания твердого окисла жидким металлом и работа адгезии. Если  $\Delta Z' > \Delta Z''$ , то окисел не смачивается и краевой угол смачивания  $\theta > 90^\circ$ . Если  $\Delta Z' < \Delta Z''$ , то  $\theta < 90^\circ$ . При высоком положительном значении  $\Delta Z$  интенсивность химического взаимодействия металла и окисла будет низка, краевые углы велики.

Исследование смачиваемости жидкой фазой твердой поверхности позволяет прогнозировать прочность соединения разнородных материалов, так как работа адгезии  $W_a = \sigma_{жг} (1 + \cos\theta)$ , где  $\sigma_{жг}$  – поверхностное натяжение на границе раздела жидкость-газ, а  $\theta$  – краевой угол смачивания.

Поверхностное натяжение и краевой угол смачивания определяли методом покоящейся капли [3]. Для реализации метода покоящейся капли была смонтирована установка (рис. 1), включающая системы получения вакуума, нагрева, наблюдения и фотографирования. Вакуумная камера представляла собой водоохлаждаемую кастрюлю К. Сигбана [4] объемом около 40 литров, имеющую смотровые окна с оптическими кварцевыми стеклами в крышке и на боковой стенке, штоки для перемещения образцов внутри камеры, токоподводы для нагрева печи, освещения, электромагнита перемещения защитной шторки, предохраняющей кварцевое стекло от напыления при нагреве и длительной выдержке образца. Вакуум в камере создавался форвакуумным насосом ВН-2МГ и

диффузионным насосом НВД-1400. Вакуумная система позволяла получать вакуум в рабочем объеме камеры 6,6 мПа, а при использовании жидкого азота для вымораживания паров масла 0,066 мПа. Во вмонтированный в крышку кастрюли тонкостенный стакан из нержавеющей стали заливался жидкий азот для вымораживания паров. Жидким азотом охлаждались также жалюзи и ловушки, расположенные над диффузионным насосом.

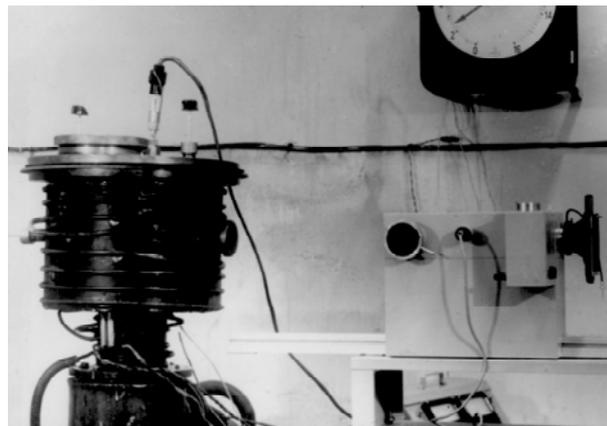


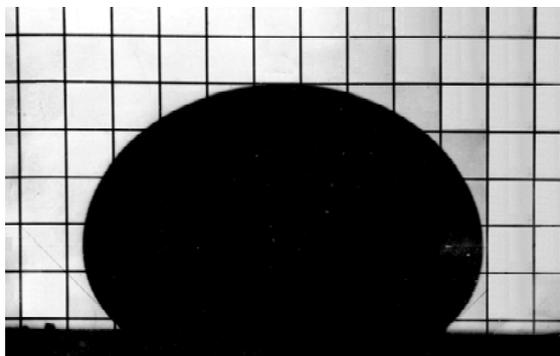
Рис. 1. Экспериментальная установка для исследования смачиваемости оксидов жидким металлом методом «покоящейся капли»

Нагрев образцов проводился в трубчатой печи сопротивления с нагревателем из молибденовой проволоки диаметром 1,2 мм, намотанной на трубку из окиси бериллия (максимальная температура 1600 °С, точность измерения и поддержания температуры – 10 °С, рабочее пространство: внутренний диаметр 30 мм, длина 300 мм). Наблюдение и фотографирование капли производится с использованием длиннофокусного высокотемпературного микроскопа типа МНО-2 фирмы Карл-Цейс Йена (максимальное увеличение  $\times 8$ ).

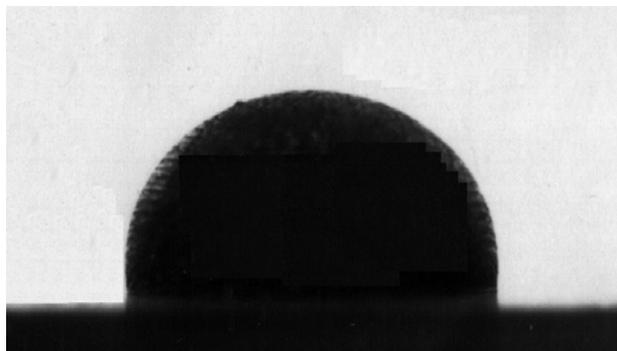
При проведении экспериментов по смачиванию никелем окиси алюминия на подложку из ЦМ-332 ТУ 48-19-205-85 (99,0-99,5 %  $Al_2O_3$ ) помещали цилиндрический образец диаметром и высотой 4 мм, изготовленный из никелевой проволоки ДКРНТ 4,0 БТНП ГОСТ 2179-75 с содержанием никеля 99,97 %. Из-за интенсивного выделения газов при нагреве печи подложку с образцом в начале эксперимента располагали вне рабочей зоны печи. После достижения вакуума 0,066 мПа проводили нагрев печи до 1600 °С со скоростью нагрева, ограничиваемой падением вакуума за счет газовыделения (поддерживался вакуум не хуже, чем

1,33 мПа). После восстановления вакуума до 0,066 мПа температуру понижали до 1500 °С и вводили подложку с образцом в зону максимальной температуры печи. После расплавления на поверхности вращающейся за счет маг-

нитного поля нагревателя капли никеля наблюдались окисные пленки, исчезающие через 1–2 минуты. После выдержки в течение 10 минут капля фотографировалась (рис. 2, а) и нагрев печи отключался.



а



б

Рис. 2. Капля жидкого никеля на подложке окиси алюминия (1500 °С):  
а – вакуум 0,066 мПа, б – 1,33 Па

По результатам 10-ти опытов среднее значение краевого угла смачивания  $\theta$  никелем окиси алюминия при давлении 6,6 мПа и температуре 1500 °С составляло  $146 \pm 6$  град, а поверхностное натяжение никеля составило около 1,6 МПа.

Высокие значения краевого угла свидетельствуют о слабом химическом взаимодействии никеля с окисью алюминия, что подтверждается большим положительным значением термодинамического потенциала реакции в системе никель-окись алюминия (280 кДж/г-атом). На фоне слабого химического взаимодействия заметную роль должны играть физические дисперсионные силы (вандерваальсовы силы), которые во многих системах обеспечивают краевые углы смачивания порядка  $160^\circ$ , не зависящие от температуры.

На величину краевого угла смачивания большое влияние оказывала величина вакуума. Так при расплавлении капли никеля на той же подложке в вакууме 1,33 Па краевой угол составлял  $110^\circ$  (рис. 2, б).

Для выявления роли химических реакций в механизмах взаимодействия никеля с окисью алюминия методами электронной микроскопии и электронографии исследовали изменение при нагреве структуры никеля, нанесенного на пленку окиси алюминия. Исследование проводили с использованием электронного микроскопа УЭМВ-100 и электронографа ЭГ-100. Для получения окисной пленки алюминия на стекло предварительно наносили конденсат,

испаряя Al в вакууме 6,6 мПа с использованием многонильного конического вольфрамового нагревателя, покрытого окисью алюминия. Затем пленку алюминия на стекле помещали в печь с окислительной атмосферой при температуре 500 °С и выдерживали в течение одного часа [6]. Окисленные пленки отделяли травлением в 50 %-ном растворе соляной кислоты. Пленки никель на свежий скол монокристалла поваренной соли и на пленку окиси алюминия наносили испарением в вакууме 0,066 мПа, используя тот же нагреватель. Оптимальная толщина пленок для электронографического исследования подбиралась опытным путем и составляла 25,0–50,0 нм. Исследования показали, что конденсаты алюминия имеют мелкодисперсную зернистую структуру, плохо разрешаемую при просмотре в электронном микроскопе.

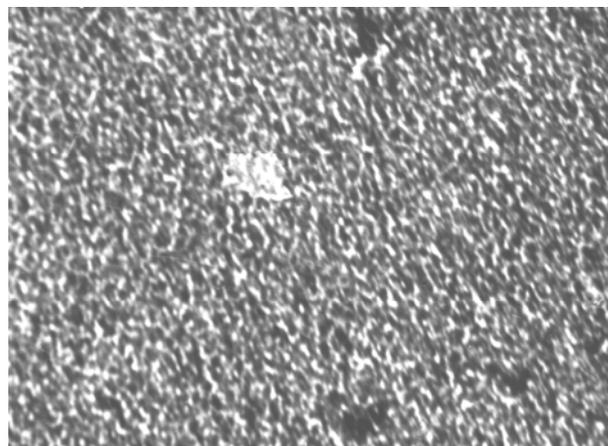
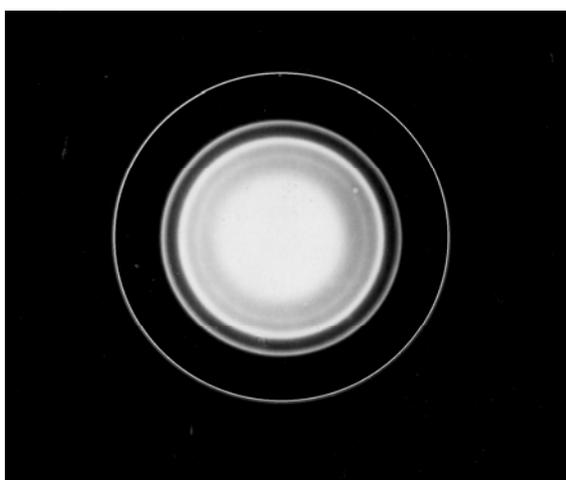


Рис. 3. Микроструктура пленки окиси алюминия ( $\times 20000$ )

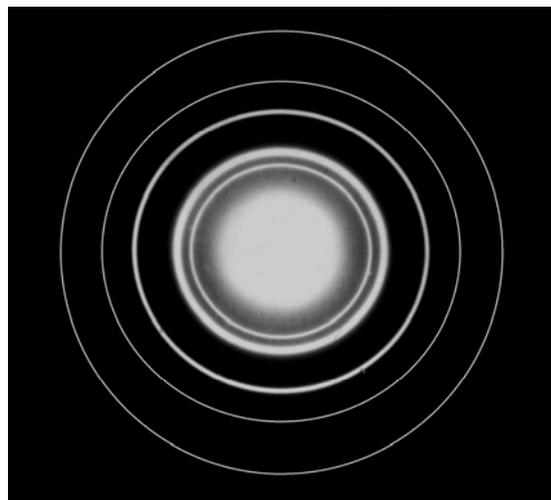
После выдержки конденсатов алюминия в течение одного часа при температуре 500 °С на воздухе пленка становилась прозрачной и образовывалась мелкодисперсная микроструктура (рис. 3), что согласуется с данными Л. Холлэнда [7].

Расчет полученных электронограмм показал, что материал полученных пленок  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ .

На электронограмме отсутствовали кольца, характерные для алюминия. Отжиг в вакууме 0,066 мПа полученных пленок при температуре 700 и 1100 °С не приводил к распаду  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , а только несколько увеличивал фон и размытость колец. Типичная электронограмма пленки  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  после отжига при 1100 °С приведена на рис. 4, а.



а



б

Рис. 4. Электронограммы после нагрева (1100 °С, 6,6мПа): а – пленка окиси алюминия, б – двухслойная пленка никель –  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$

Электронографическое исследование конденсированных в вакууме 0,066 мПа пленок никеля на скол кристалла поваренной соли и пленок окиси алюминия показало, что в обоих случаях пленки имеют решетку металлического никеля с параметром 0,353 нм. Электронно-микроскопическое исследование напыленных пленок никеля, не подвергавшихся отжигу, выявило их мелкодисперсную структуру, практически не дифференцирующуюся при увеличе-

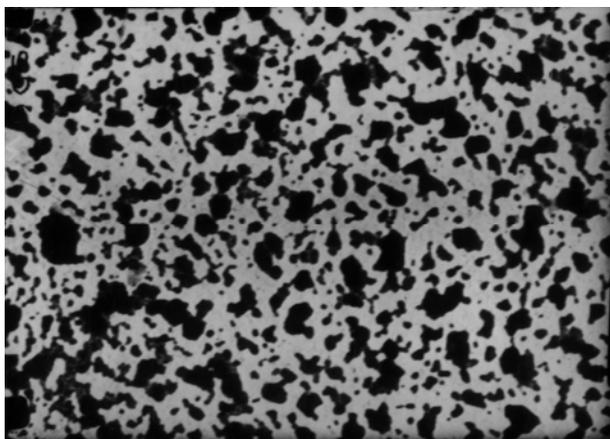


Рис. 5. Микроструктура пленки никеля на окиси алюминия после нагрева 1100 °С, 0,066 мПа ( $\times 20000$ )

ниях до  $\times 20000$ . После вакуумного отжига (0,066 мПа) при температурах 700 и 1100 °С пленки никеля имеют зернистую микроструктуру (рис. 5). Отжиг при более высоких температурах приводил к коагуляции зерен.

При исследовании конденсатов никеля на пленке окиси алюминия установлено, что электронограммы от двухслойных пленок толщиной 50,0 нм имеют только кольца, принадлежащие никелю и окиси алюминия. После отжига пленок никеля и двухслойной пленки Ni +  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в вакууме 0,066 мПа, на электронограмме от двухслойной пленки появились слабые характеристические кольца окиси никеля (рис. 4, б), которые отсутствовали на электронограммах исходной пленки никеля. Появление колец оксида никеля в условиях высокого вакуума может свидетельствовать только о протекании химической реакции между никелем и окисью алюминия.

#### Выводы

1. Методами электронографического и электронно-микроскопического анализов установлено, что в системе Ni +  $\text{Al}_2\text{O}_3$  при нагреве в вакууме до 1500 °С происходит химическое взаимодействие с образованием оксида никеля.

2. Из-за протекания химических реакций и вандерваальсовых сил краевой угол смачивания в системе  $Ni + Al_2O_3$  при нагреве до  $1500\text{ }^\circ\text{C}$  ниже  $150\text{ }^\circ\text{C}$  и зависит от парциального давления кислорода в вакууме.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Конструкционные материалы: Справочник / Б. Н. Арзамасов, В. А. Брострем, Н. А. Буше [и др.]; под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.

2. Орован, Е. Классическая и дислокационная теория хрупкого разрушения / Е. Орован // Атомный механизм разрушения. – М.: Металлургия, 1963. – С. 170–184.

3. Локтюшин, В. А. Контактные взаимодействия в композиционных материалах: учеб. пособие / В. А. Локтюшин, Н. А. Адаменко, Л. М. Гуревич; ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. – 96 с.

4. Рентгеновские лучи / под ред. М. А. Блохина. – М.: Изд. Иностранная литература, 1960. – 465 с.

5. Кошевник, А. Ю. Об измерении поверхностного натяжения жидкостей по размерам лежащей капли / А. Ю. Кошевник, М. М. Кусаков, Н. М. Лубман // Ж. физ. химии, 1953 (27). – № 12. – С. 1887–1890.

6. Данков, П. Д. Электронографические исследования окисных и гидроокисных пленок на металлах / П. Д. Данков, Д. В. Игнатов, Н. А. Шишаков. – М.: Изд-во АН СССР, 1953. – 230 с.

7. Холлэнд, Л. Нанесение тонких пленок в вакууме / Л. Холлэнд. – М.: Госэнергоиздат, 1963. – 608 с.

УДК 621.762

*С. П. Писарев, канд. техн. наук, В. Д. Рогозин, д-р техн. наук*

### ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРЕССОВОК ИЗ ZrC и Co, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Исследованы электрические свойства композиционных материалов из порошков карбида циркония и кобальта, полученных высокоскоростным прессованием на баллистической установке, без спекания. Показано, что термоэлектродвижущая сила прессовок зависит от состава и практически не зависит от давления прессования. Обнаружено влияние давления прессования на температурные зависимости электросопротивления порошковых прессовок, что может позволить получать композиты Co+ZrC с различным типом температурных коэффициентов электросопротивления.

*Ключевые слова:* ударная волна, высокоскоростное прессование, высокоплотные прессовки, карбид циркония, кобальт, термоэлектродвижущая сила, электросопротивление.

Electric properties of composite materials from carbide of zirconium and cobalt powders received by high-speed pressing on ballistic installation, without sintering are investigated. It is shown, that pressings thermo-electromotive force depends on structure and practically does not depend on pressure. Influence of pressing pressure on temperature dependences of electroresistance of powder pressings that presumes to receive Co+ZrC composites with various type of temperature factors of electroresistance is revealed.

*Keywords:* shock wave, high-velocity compaction, high-density compacts, carbide of zirconium, cobalt, thermo-electromotive force, electroresistance.

Композиционные материалы (КМ) из порошков карбида циркония и кобальта находят применение в качестве инструментальных, конструкционных и электротехнических материалов, в частности, для изготовления датчиков температуры. Изделия из таких труднопрессуемых композиций можно получать с помощью высокоскоростного нагружения, однако электрические свойства композиций из ZrC и Co мало изучены. В связи с этим в данной работе проведены исследования термоэлектрических свойств прессовок из таких материалов и температурных зависимостей их электросопротивления для различных режимов высокоскоростного прессования.

В качестве исходных материалов использовались порошки промышленного производства в состоянии поставки, без введения пластифици-

каторов. Порошок ZrC имел средний размер частиц 6–9 мкм, порошок Co – 6–8 мкм. Смеси ZrC+Co с содержанием 15, 30, 50 и 75 % веса Co приготавливали перемешиванием порошков до однородного состояния.

Высокоскоростное прессование производили на пороховой баллистической установке по ранее описанной схеме [1,2]. Порошки располагались слоями толщиной по 5 мм в составном контейнере внутри цилиндрической стальной пресс-формы. В каждом контейнере размещали шесть разнородных порошковых слоев. Пресс-форму размещали соосно с каналом ствола баллистической установки. Ударник из свинца массой 0,3 кг разгоняли пороховым зарядом до скорости  $V_{уд} = 350\text{--}550\text{ м/с}$ . Измерение скорости осуществляли электроконтактным методом. Давление в прессуемых слоях рассчитывали по

компьютерной методике [3]. При указанных скоростях ударника давление прессования в порошковых слоях варьировалось в пределах 0,8–2,0 ГПа. Спрессованные образцы в виде

дисков имели толщину около 3 мм, диаметр – 30 мм. Состав, плотность применяемых в данной работе порошковых материалов, а также режимы прессования приведены в табл. 1.

Таблица 1

Состав, плотность и режимы прессования порошковых материалов

Номер порошка	Состав	Плотность порошка, кг/м <sup>3</sup>	Давление прессования, ГПа	Плотность прессовок, кг/м <sup>3</sup>
1	75 % Co +25 % ZrC	2200	0,9–1,77	6650–7500
2	50 % Co +50 % ZrC	2130	1,0–1,78	6500–7000
3	30 % Co +70 % ZrC	2050	1,0–1,86	6400–6480
4	15 % Co +85 % ZrC	1990	1,0–1,9	6250–6380
5	Карбид циркония	1940	1,08–2,0	4750–6300
6	Кобальт	2310	0,8–1,7	7500–7890

Для контроля термоэлектрических свойств материалов по известной методике [4] измеряли термоэлектродвижущую силу (термоЭДС) в электрическом контуре, состоящем из исследуемого и эталонного образца. Нагретый до 75–250 °С эталонный медный электрод периодически приводили в контакт с исследуемым образцом, находящимся при комнатной температуре, и измеряли возникающую при этом термоЭДС. Контроль температуры эталонного электрода осуществляли хромель-копелевой термопарой и милливольтметром В7-35, а термоЭДС в паре медь-исследуемый образец измеряли милливольтметром В7-40.

Для получения температурных зависимостей электросопротивления исследуемый образец размещали в зажимном устройстве между электродами из медной фольги и устанавливали в электропечи. Предельная температура нагрева образцов составляла 250°С. Измерение электрического сопротивления проводили по методу амперметра-вольтметра. Для этого использовали стабилизированный источник постоянного тока Б5-50 и милливольтметр В7-40. При проведении экспериментов сначала определяли сопротивление  $R_0$  образцов при комнатной температуре, затем в нагретом состоянии определяли изменение  $\Delta R$  сопротивления, после чего строили зависимости  $\Delta R/R_0$  от температуры.

На рис. 1 приведены зависимости термоЭДС при различных температурах от состава порошковых материалов, спрессованных при  $V_{уд} = 420$  м/с, а на рис. 2 – термоЭДС при температуре 125 °С в зависимости от состава для образцов, полученных при различных скоростях удара. Видно, что при малых содержаниях

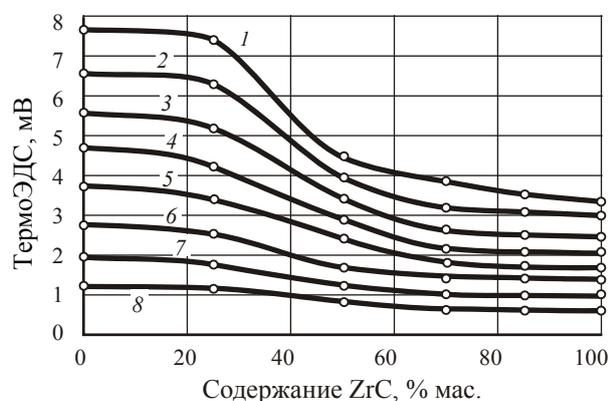


Рис. 1. Зависимость термоЭДС от состава и температуры для материалов, полученных при  $V_{уд} = 420$  м/с: 1 – 75 °С; 2 – 100 °С; 3 – 125 °С; 4 – 150 °С; 5 – 175 °С; 6 – 200 °С; 7 – 225 °С; 8 – 250 °С

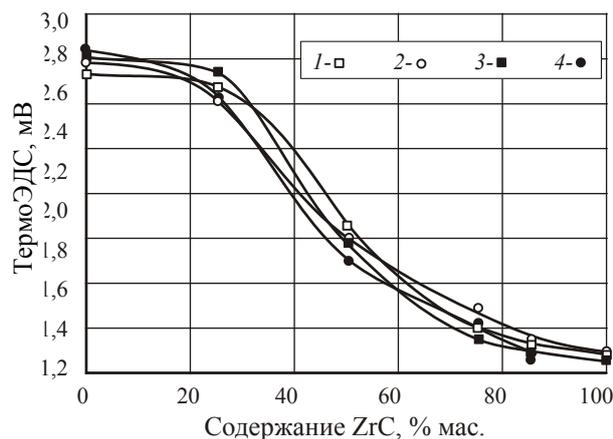


Рис. 2. Зависимость термоЭДС от состава: 1 –  $V_{уд} = 350$  м/с (0,8–1,1 ГПа); 2 – 420 м/с (1,14–1,34 ГПа); 3 – 490 м/с (1,4–1,6 ГПа); 4 – 550 м/с (1,7–2,0 ГПа)

(до 25–30 %) ZrC термоЭДС прессовок почти постоянна и практически одинакова во всем диапазоне скоростей ударника. Наиболее за-

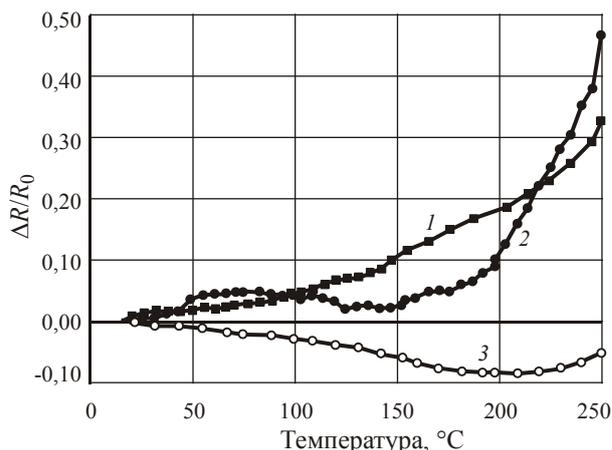


Рис. 3. Зависимость  $\Delta R/R_0$  от температуры для прессовок ZrC:  
1 –  $V_{уд}=350$  м/с (1,08 ГПа); 2 – 490 м/с (1,6 ГПа); 3 – 550 м/с (2,0 ГПа)

метные изменения термоЭДС наблюдаются в диапазоне концентраций ZrC 25–75 %, что может быть использовано для контроля химического состава при получении сплавов системы Co–ZrC.

Анализ зависимостей изменения электросопротивления  $\Delta R/R_0$  от температуры для образцов из ZrC, полученных при различных режимах прессования (рис. 3) показал следующее. У прессовки, полученной при меньшем давлении прессования (1,08 ГПа), сопротивление монотонно возрастает с увеличением температуры (кривая 1). У образца, полученного при более высоком давлении (1,6 ГПа),  $\Delta R/R_0$  до температуры 170–180 °C изменяется мало, а в интервале температур 180–250 °C быстро нарастает (кривая 2). В целом ход этих кривых соответствует материалам с металлическим типом проводимости. У образца, полученного при высоком давлении (2 ГПа), электросопротивление при температурах до 200 °C непрерывно уменьшается (кривая 3). Такое изменение сопротивления присуще полупроводниковым материалам. В интервале температур 200–250 °C происходит увеличение  $\Delta R/R_0$  с ростом температуры, что характерно для материалов с металлическими свойствами.

На рис. 4 приведены зависимости  $\Delta R/R_0$  от температуры для прессовок из кобальта, полученных при  $V_{уд}=350$ –550 м/с (0,8–1,7 ГПа). Как видим, ход всех кривых соответствует металлическому типу электропроводности спрессованного материала. Однако, кривые 1 и 2 ( $V_{уд}=350$  и 490 м/с) практически совпадают, а кривая 3 ( $V_{уд}=550$  м/с) проходит заметно ниже кривых 1 и 2. Это различие связано, возможно, с частичным фазовым переходом  $\alpha$ -Co в

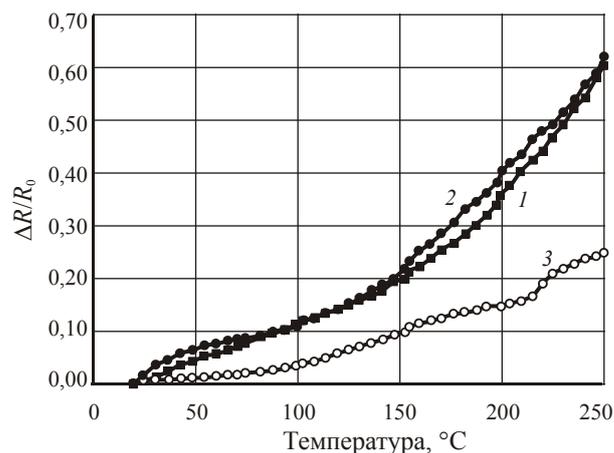


Рис. 4. Зависимость  $\Delta R/R_0$  от температуры для прессовок кобальта:  
1 –  $V_{уд}=350$  м/с (0,8 ГПа); 2 – 490 м/с (1,4 ГПа); 3 – 550 м/с (1,7 ГПа)

$\beta$ -Co при высокой скорости удара. Действительно, несмотря на невысокий уровень конечных средних давлений в порошке, давление  $P$ , действующее на каждую отдельную частицу в ударной волне, может быть оценено как:  $P \approx 0,5\rho_0 c_0 V_{уд}$ , где  $\rho_0$  и  $c_0$  – плотность и скорость звука в частицах. Подстановка численных значений дает  $P \approx 9,0$  ГПа, что примерно соответствует уровню давления, необходимому для перехода  $\alpha$ -Co  $\rightarrow$   $\beta$ -Co. Переходу способствуют также высокие локальные температуры вследствие пластической деформации частиц порошка и разогрева воздуха, защемляемого в порах при сжатии. По расчетным оценкам, при давлениях 0,5–1,0 ГПа температура разогрева воздуха достигает 1000 К, что может вызвать сильный нагрев поверхностных слоев частиц порошка Co, достаточный для протекания  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения.

#### Выводы

1. ТермоЭДС композиционных материалов из порошков карбида циркония и кобальта зависит от состава и практически не зависит от давления прессования. При малых содержаниях (до 25–30 % ZrC) термоЭДС прессовок почти постоянна, а в диапазоне концентраций ZrC 25–75 % наблюдаются заметные изменения термоЭДС, что может быть использовано для контроля химического состава при получении сплавов системы Co–ZrC.

2. Обнаружено влияние давления прессования на температурные зависимости электросопротивления порошковых прессовок, что позволяет получать композиты Co+ZrC с различным типом температурных коэффициентов электросопротивления.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Патент РФ №2318632, МПК В22F 3/08, В23К 20/08. Способ получения изделий из порошков / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич; заявитель и патентообладатель ВолгГТУ; заявл. опубл. 10.03.08. Бюл. № 7.
2. Писарев, С. П. Высокоскоростное прессование порошковых смесей Co+ZrC / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Ф. Казак, Л. Д. Хиен // Известия ВолгГТУ. Сер. «Про-

блемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»: межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – Вып. 1, № 3. – С. 41–44.

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

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

УДК621.791.92

*Л. М. Гуревич\**, канд. техн. наук, *Ю. П. Трыков\**, д-р техн. наук,  
*С. В. Панков\**, аспирант, *В. М. Букин\*\**, канд. техн. наук

### ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ИЗ САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ СПЛАВОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВРЕМЕНАХ СУЩЕСТВОВАНИЯ ЖИДКОЙ ФАЗЫ

\*Волгоградский государственный технический университет

\*\*ООО ДИЦ «МОСТ»

(e-mail: mv@vstu.ru)

Показано влияние времени оплавления газотермических покрытий из самофлюсующихся порошков и шероховатости поверхности основы на структуру и твердость наплавки.

*Ключевые слова:* газотермические покрытия, самофлюсующиеся порошки, время оплавления, шероховатость поверхности, структура, твердость.

Agency of a time of penetration of the gas-thermal coating from self-fluxing powder and a surface roughness on structure and hardness of a overlaying welding is displayed.

*Keywords:* gas-thermal coating, self-fluxing powder, time of penetration, surface roughness, structure, hardness.

Нанесение покрытий из порошков самофлюсующихся никельхромборкремниевых сплавов позволяет значительно увеличить износостойкость и коррозионную стойкость рабочих поверхностей деталей машин и оборудования, изготавливаемых из низколегированных сталей [1–2]. Для их получения наиболее широкое применение в промышленности получил метод порошкового газопламенного напыления с одновременным или последующим оплавлением [3]. Использование специальных газовых горелок позволяет совмещать операции напыления с одновременным оплавлением самофлюсующихся покрытий, выполняя последовательно следующие операции: нагрев порошкового материала до жидкого состояния в газовой струе горелки, нанесение порошковых частиц на предварительно подготовленную металлическую поверхность и разогрев порошкового покрытия газовым пламенем до оплавления. Началом процесса оплавления является появление жидкой фазы (расплав тройных или четверных эвтектик) – «запотевание» поверхности покрытия за 100–150 °С до полного расплавления. Температура плавления самофлюсующихся никельхромборкремниевых сплавов в зависимости от химического состава находится в пределах 1050–1150 °С.

Формирование структуры и свойства покрытий из самофлюсующихся сплавов во многом определяются степенью оплавления покрытия, которую можно характеризовать количеством и временем существования жидкой фазы. В работе [4] на примере самофлюсующихся сплавов ПГ-12-01 и ПГ-12Н-02 показано, что по мере перехода от частичного оплавления («запотевания») до полного расплавления происходит огрубление структуры и появление первичных карбидов с одновременным изменением пористости от 5 % при частичном оплавлении до 4 % при полном оплавлении. Использование мощных газовых горелок типа ГН-5 позволяет регулировать время существования жидкой фазы при оплавлении самофлюсующегося покрытия в достаточно широких пределах.

В этой связи значительный научный и практический интерес представляет оценка влияния длительности существования жидкой фазы на структуру, фазовый состав и свойства покрытий из никельхромборкремниевых сплавов.

#### Методика эксперимента

В работе использованы результаты исследования влияния времени оплавления (времени существования жидкой фазы) на структуру и свойства покрытия из самофлюсующегося порошкового сплава ПГ-10Н-01, химический состав которого приведен в таблице.

## Химический состав порошкового сплава ПГ 10Н-01

Марка порошка	Содержание элементов, % мас.					
	Cr	B	Si	C	Fe	Ni
ПГ 10Н-01	14–20	2,8–3,4	4,0–4,5	0,6–1,0	4,0–4,5	основа

Покрытие наносилось газовой горелкой «Eugo-jet» на поверхность плоских образцов из стали 17ГС (размер  $30 \times 20 \times 8 \text{ мм}^3$ ) методом газопламенного напыления с одновременным оплавлением. В качестве горючего газа использовался сжиженный пропан-бутан. Общая толщина покрытия составляла для первой серии образцов 0,8–1,0 мм и 1,0–1,5 мм для второй серии. Время оплавления (время выдержки жидкой ванны) составляло 10, 20, 30 и 40 с. Для оценки влияния шероховатости поверхности основы на поверхности ряда образцов строганием наносились клиновидные выступы и канавки глубиной и шагом 1 мм. В этом случае

толщина покрытия составляла 2,0–2,5 мм и время оплавления 40 с. Исследования микроструктуры и пористости покрытия 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. Микротвердость измерялась микротвердомером ПМТ-3М под нагрузками 0,5 и 1,0 Н.

## Результаты и их обсуждение

Оценка пористости покрытий, проведенная по микрошлифам, показала, что с увеличением времени оплавления пористость покрытия уменьшается (рис. 1, рис. 2) с 2,5–6,0 % при времени оплавления 10 с до 0,1–0,3 % при времени оплавления 40 с.

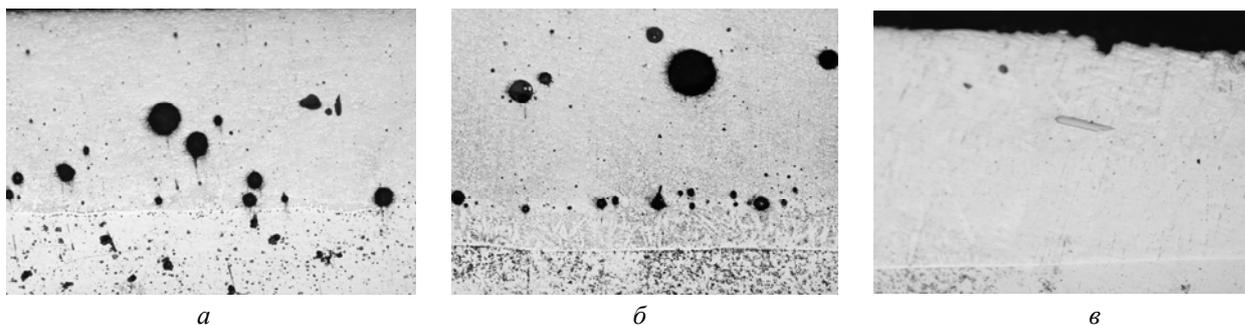


Рис. 1. Распределение пористости в покрытии толщиной 1,0–1,5 мм ( $\times 100$ ): а – время существования жидкой фазы 10 с; б – 20 с; в – 40 с

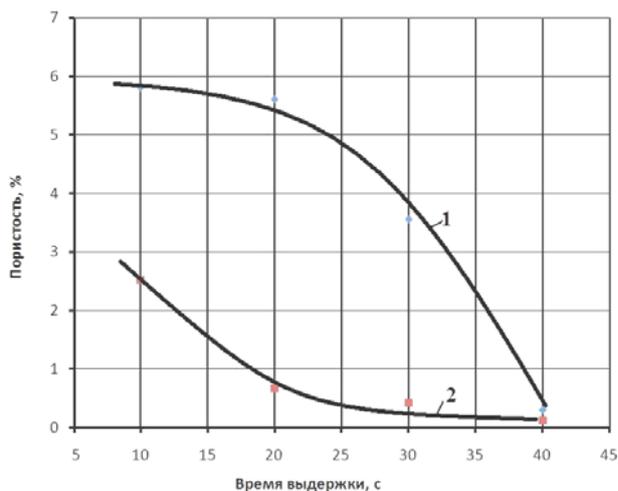


Рис. 2. Влияние времен оплавления на пористость покрытия: 1 – толщина покрытия 1,0–1,5 мм; 2 – толщина покрытия 0,8–1,0 мм

Причиной возникновения пористости, вероятно, является наличие концентрированной усадочной раковины в частичках распыленного

порошка сплава ПГ-10Н-01 [5]. Увеличение времени существования позволяет всплывать газовым пузырям в расплаве с выходом на свободную поверхность, поэтому скорость уменьшения пористости выше для более тонкого покрытия. С увеличением времени оплавления по границе сплавления сталь-покрытие образуется и растет прослойка дендритного строения, в которой практически отсутствуют поры (рис. 1, б).

Микроструктура газопламенных порошковых покрытий самофлюсующегося сплава ПГ10Н 01 является многофазной. По данным рентгеноструктурного анализа [5], оно содержит эвтектические смеси твердого раствора на основе никеля с карбидами и силицидами хрома, а также бориды никеля. При увеличении времени оплавления происходит огрубление структуры, сопровождающееся трансформацией от высокодисперсных эвтектик с мелкими избыточными боридами и карбидами (рис. 3, а)

при времени оплавления 10 с до дендритного строения (рис. 3, б) при времени оплавления 40 с. В последнем случае в покрытии появля-

ются крупные иглообразные (рис. 3, з) и многоугольные (рис. 3, в) избыточные кристаллы, обладающие высокой твердостью.

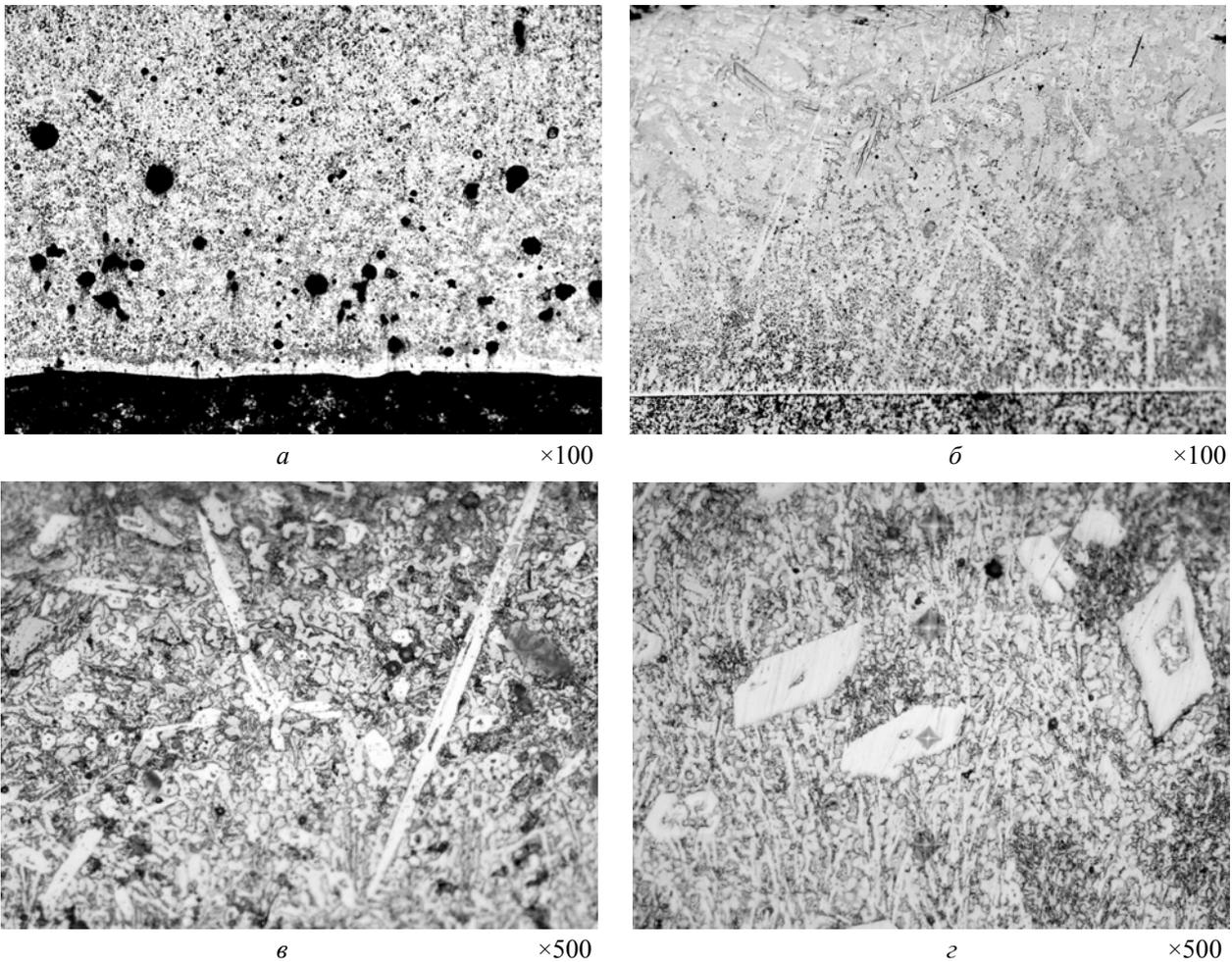


Рис. 3. Микроструктура покрытий при времени оплавления 10 с (а) и 40 с (б, в, з)

Значения микротвердости покрытий увеличиваются по направлению от границы соединения к поверхности. По мере увеличения времени оплавления максимальные значение микро-

твердости уменьшаются с 11,0 до 4,5 ГПа и сохраняются примерно в одном диапазоне для всех исследованных толщин покрытий (рис. 4).

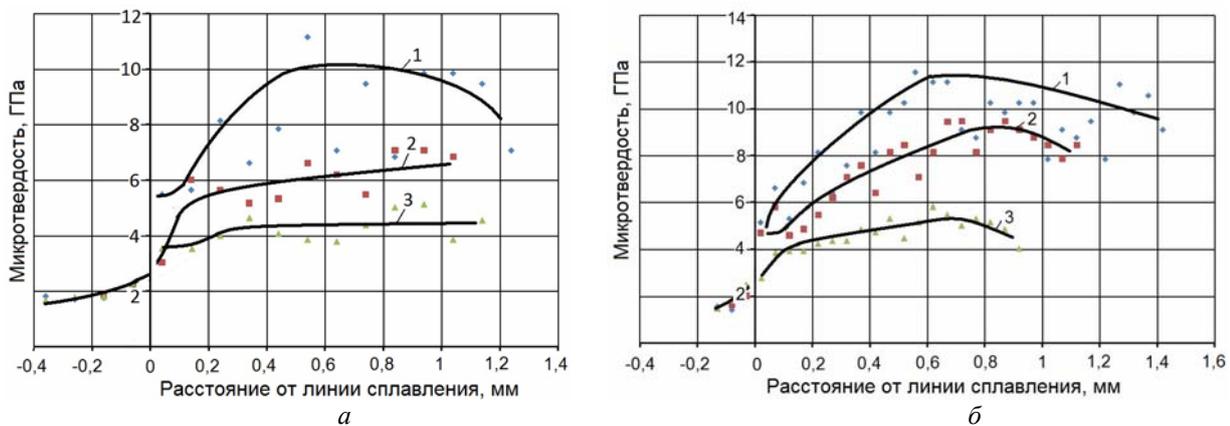
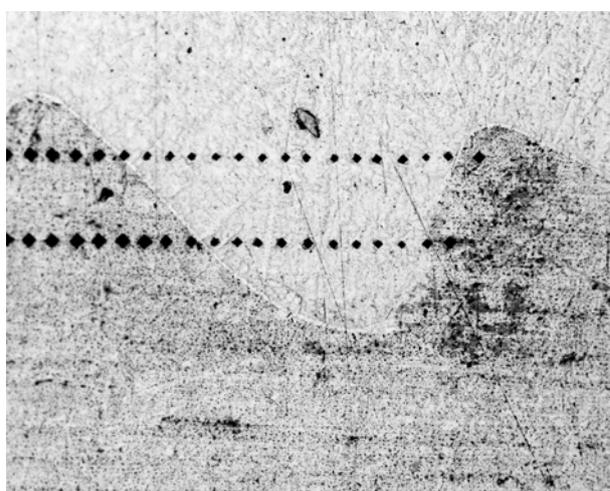
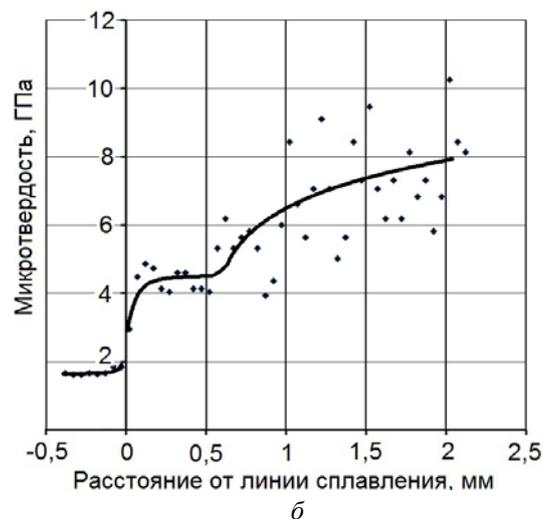
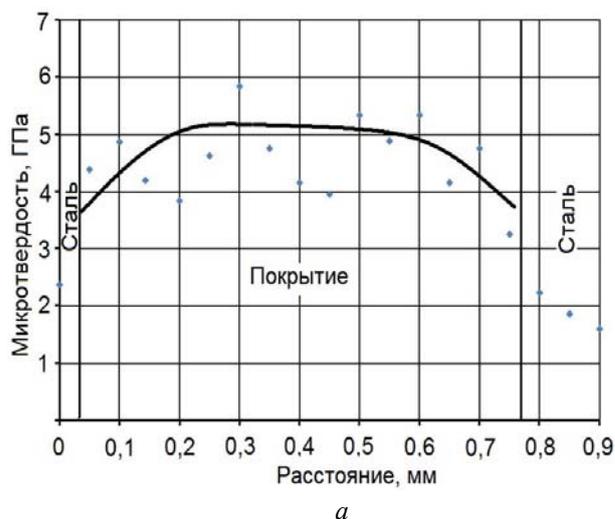


Рис. 4. Распределение микротвердости при толщине покрытия 1,0–1,5 мм (а) и 0,8–1,0 мм (б): 1 – время оплавления 10 с, 2 – 20 с, 3 – 40 с

Измерение микротвердости на образцах с нарезанными клиновидными выступами показало, что микротвердость на поверхности покрытия выше (рис. 5), чем у покрытия, нанесенного на плоский шлифованный образец, при одинаковом времени оплавления 40 с (рис. 4, а, кривая 3), что может быть связано со значительно большей его толщиной. В тоже время при одинаковом удалении от поверхности ос-

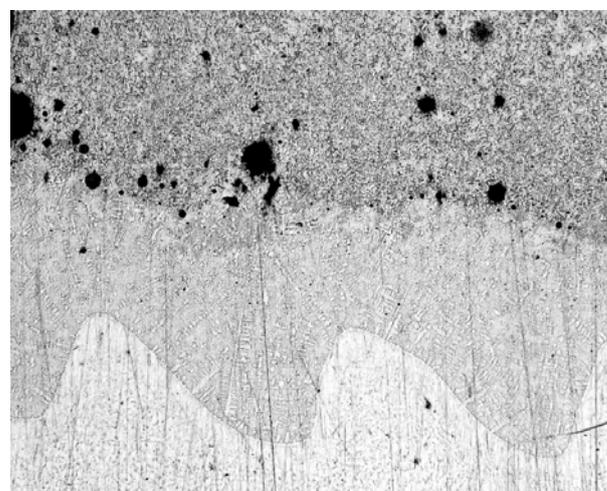
новы значения микротвердости в образцах с различной макрогеометрией основы совпадают.

Распределение микротвердости покрытия вдоль поверхности между двумя клиновидными выступами приведено на рис. 5, б. Микроструктура покрытия во впадине между клиновидными выступами имеет дендритное строение (рис. 5, з), резко отличающееся от структуры покрытия вне зоны выступов.



в

×100



з

×50

Рис. 5. Распределение микротвердости в покрытии с нарезкой вдоль поверхности основы между клиновидными выступами (а) и поперек покрытия (б) и микроструктура покрытия (в, з)

Полученные закономерности изменения структуры и микротвердости покрытия при различных временах сохранения жидкой фазы могут быть объяснены интенсивным растворением железа. По изменению микротвердости с 8–10 ГПа до 4–5 ГПа можно предположить, что за 40 с оплавления диффузия железа происходит на толщину расплава не менее 1,5 мм.

#### Выводы

При разработке технологических процессов упрочнения деталей машин газопламенным напылением самофлюсующегося сплава типа ПГ-10Н-01 необходимо учитывать степень растворения железа за время оплавления покрытия, во многом определяющую формирование структуры в процессе кристаллизации и свойства покрытия.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хасуй, А. Наплавка и напыление / А. Хасуй, О. Мориаки. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с;
2. Кречмар, Э. Напыление металлов, керамик и пластмасс / Э. Кречмар. – М.: Машиностроение, 1966. – 432 с.
3. Газотермические покрытия из порошковых материалов: Справочник / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко. – К.: Наукова думка, 1987. – 544 с.
4. Копцева, Н. В. Особенности формирования структуры и свойств газопламенных покрытий из порошковых

сплавов системы никельхромборкремний / Н. В. Копцева, М. В. Чукин, С. В. Зотов, М. П. Барышников // Фазовые и структурные превращения в сталях: сб. трудов второй школы-семинара (12–18 ноября 2001 г.). – Магнитогорск, ИТЦ «Аусферр», 2008. – С. 432–442.

5. Гуревич, Л. М. Структура и свойства покрытий из самофлюсующегося сплава для защиты сварных соединений / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, С. В. Панков, В. Н. Арисова, В. М. Букин // Известия ВолГТУ. – Сер. «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». – Волгоград, 2008. – Вып. 2, № 10(48). – С. 61–66.

УДК 621.791.92:669.15-198

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

### ХИМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ НАПЛАВОЧНОЙ КОМПОЗИЦИИ НА ОСНОВЕ $W_2B_5$

\*ОАО МЗКО «Красный Октябрь»

\*\*Волжский гуманитарный институт (филиал) ВолГУ

\*\*\*Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет

(e-mail: ias@vgasu.ru)

Рассмотрен химический анализ зерен и матрицы в наплавочной композиции на основе  $W_2B_5$ . Показано, что увеличение боридов свыше 40 % приводит к резкому увеличению содержания Fe в зернах.

*Ключевые слова:* наплавочный материал, диффузия, химический анализ, бориды, износостойкость, микротвердость.

In this article chemical analysis of grains and matrix of welding composition based on  $W_2B_5$  have been considered. The growth of boride increases the contents Fe in grains.

*Keywords:* filler, diffusion, chemical analysis, borides, wear resistant, microhardness.

Износостойкость наплавочных материалов зависит от комплекса структурных факторов: твердость, модуль нормальной упругости, красностойкость. Одним из важных аспектов, влияющих на способность к повышению абразивной износостойкости, является наличие в структуре наплавленного слоя карбидов и боридов в виде сетчатых скелетообразных строений, цементированных аустенитно-мартенситной матрицей.

В данной работе рассматривался химический состав зерен и матрицы наплавочного материала на основе  $W_2B_5 - FeCr - FeV$  в зависимости от содержания боридов вольфрама. Содержание боридов в шихте от 20 до 50 %. Содержание боридов вольфрама в шихте свыше 50 % приводило к получению удовлетворительной структуры наплавленного материала [1].

Исследования проводились на цилиндрических стальных Ст3 образцах [1]. Условие и режим наплавки выбирались в соответствии с методикой, разработанной авторами [2]. Химический анализ проводился методом растровой электронной микроскопии электронно-зондо-

вого рентгеноспектрального микроанализа с использованием JSM – U3, спектрометра WihEDS и приставки для цифрового сканирования DISS. Условия для проведения анализа: ускоряющее напряжение 25кV, токи электронного пучка  $10^{-9}$ А. Для каждого образца химический анализ проводился в наплавленном слое (зерно, матрица) и в основании.

Микроструктура наплавочного материала, содержащего 20 и 30 %  $W_2B_5$  и соответствующий химический состав, представлены на рис. 1 и в табл. 1, 2.

Анализ микроструктуры для композиции 20 %  $W_2B_5 - FeCr - FeV$  показал (рис. 1, а), что в наплавке имеется значительное количество вытянутых зерен в зоне сплавления. Химический анализ (табл. 1) зоны сплавления (В) показал большое содержание железа, что привело к образованию FeB, повышающего хрупкость композиции. В точке Е (рис. 1, а) происходит замещение молекул углерода на вольфрам, что приводит к повышению микротвердости. В зерне (точка D) образуются сложные карбобориды ванадия, хрома и железа, однако наличие порядка 18 % железа снижает его твердость.

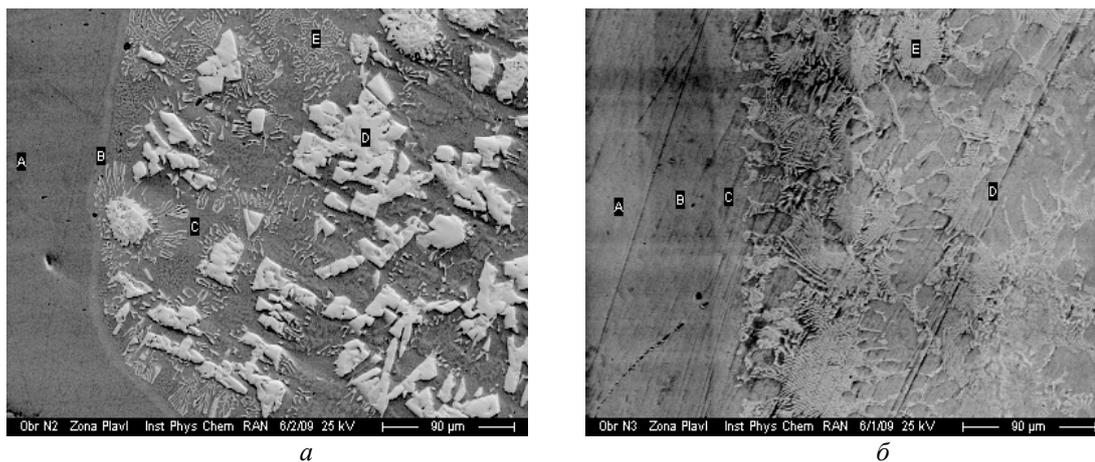


Рис. 1. Микроструктура композиции  $W_2B_5 - FeCr - FeV$ :  
 а – 20 %  $W_2B_5$ , б – 30 %  $W_2B_5$

Таблица 1

Химический анализ наплавочной композиции  
 20 %  $W_2B_5 - FeCr - FeV$

Элемент	Содержание $W_2B_5$ , %				
	A	B	C	D	E
V	–	0,49	1,75	4,65	1,34
Cr	–	0,39	1,31	1,55	0,73
Mn	0,44	3,58	3,33	0,52	6,3
Fe	93,72	84,62	80,89	71,31	76,63
W		4,13	5,22	16,32	12,3
C	5,84	6,79	6,5	4,65	2,7

Увеличение содержания боридов вольфрама на 10 % привело к образованию скелетообразной структуры с меньшим количеством вытянутых перпендикулярно линии сплавления зерен (рис. 1, б). На основании химического анализа можно отметить рост содержания хрома в матрице наплавленного слоя (табл. 2), который расширяет  $\gamma$ -фазу. Повышение содержания хрома, ванадия и вольфрама в зерне при одно-

временном снижении железа приводит к росту микротвердости.

Анализ микроструктуры наплавочного материала (рис. 2) показал незначительную диффузию боридов вольфрама в зону сплавления (рис. 2, а), а также формирование мелкодисперсной скелетообразной структуры.

Таблица 2

Химический анализ наплавочной композиции  
 30 %  $W_2B_5 - FeCr - FeV$

Элемент	Содержание $W_2B_5$ , %				
	A	B	C	D	E
V	–	–	1,82	1,64	3,8
Cr	0,89	0,82	2,81	3,23	3,99
Mn	–	–	–	0,21	0,28
Fe	91,15	93,33	78,25	76,02	59,61
Cu	–	–	0,86	1,09	0,37
W	–	–	8,75	12,07	25,66
C	5,16	5,68	7,09	5,74	6,28

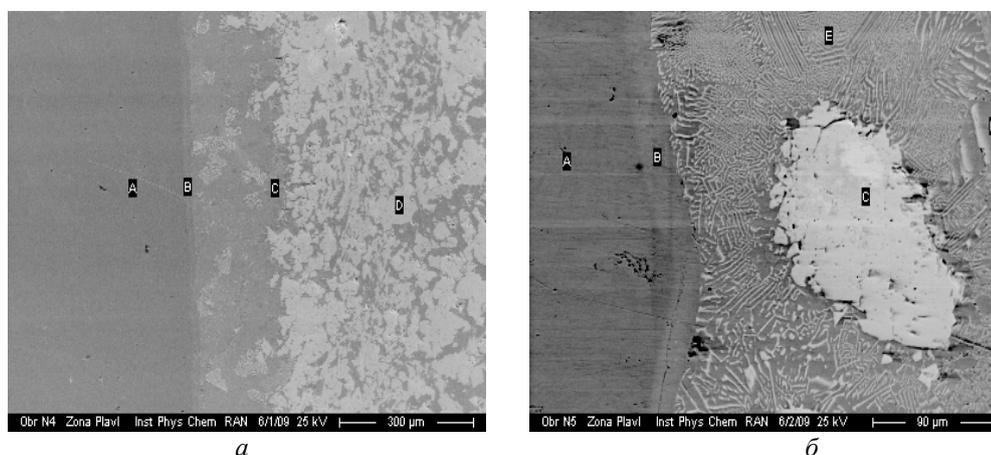


Рис. 2. Микроструктура композиции  $W_2B_5 - FeCr - FeV$ :  
 а – 40 %  $W_2B_5$ , б – 50 %  $W_2B_5$

Химический анализ наплавочной композиции, содержащей 40 % борид вольфрама, показал рост содержания вольфрама, углерода, хрома и ванадия в зерне (табл. 3), что приводит к образованию сложных карбоборидов, повышающих микротвердость зерен и матрицы.

Таблица 3

**Химический анализ наплавочной композиции 40 %W<sub>2</sub>B<sub>5</sub> – FeCr – FeV**

Элемент	Содержание W <sub>2</sub> B <sub>5</sub> , %			
	A	B	C	D
V	–	1,53	3,79	6,05
Cr	–	8,27	19,49	13,87
Mn	0,67	0,52	0,91	0,30
Fe	93,5	72,46	55,07	23,56
Ni	–	0,22	–	0,39
Cu	–	2,6	0,69	1,19
W	–	8,21	13,52	46,29
C	5,57	5,49	6,52	8,36
Si	0,26	0,71	–	–

Увеличение борид вольфрама в шихте до 50 % приводило к формированию скелетообразной микроструктуры с отдельными включениями зерен полиэдрической формы диаметром от 300 до 600 мкм.

Химический анализ композита, включающего 50 % борид вольфрама, показал высокое содержание вольфрама в зерне и матрице наплавочного слоя. Однако в матрице происходит замещение атомов хрома, повышающего микротвердость, и ванадия, приводящего к формированию мелкозернистой структуры, на атомы железа, способствующего резкому снижению абразивных свойств. Исходя из этого, абразивная износостойкость композита, содержащего 50 % борид вольфрама, ниже, чем ма-

териала, содержащего 40 % W<sub>2</sub>B<sub>5</sub>, что было подтверждено в проведенном ранее исследовании [1].

Таблица 4

**Химический анализ наплавочной композиции 50 %W<sub>2</sub>B<sub>5</sub> – FeCr – FeV**

Элемент	Содержание W <sub>2</sub> B <sub>5</sub> , %				
	A	B	C	D	E
V	–	2,73	0,6	1,22	1,83
Cr	–	2,74	1,75	3,83	3,67
Mn	–	0,67	0,36	0,641	0,58
Fe	92,41	79,52	31,24	83,22	63,53
W	–	7,81	59,35	6,04	17,66
C	7,59	6,53	6,7	5,04	6,73

Таким образом, проведенный химический анализ показал, что увеличение содержания борид вольфрама до 40 % приводит к росту содержания ванадия и хрома в матрице с формированием мелкозернистой структуры. Дальнейшее увеличение борид вольфрама приводит к резкому замещению атомов хрома и ванадия в матрице атомами железа, снижающего микротвердость и абразивную износостойкость наплавочного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кязымов, Ф. А. Абразивная износостойкость композиционных материалов на основе W<sub>2</sub>B<sub>5</sub> / Ф. А. Кязымов, В. Д. Орешкин, П. В. Попов // Новые перспективные материалы и технологии их получения НПМ – 2007 : сб.тр. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – С. 175–176.
2. Кязымов, Ф. А. Влияние силы тока на структуру наплавочного материала W<sub>2</sub>B<sub>5</sub> – FeCr – FeV / Ф. А. Кязымов, В. Д. Орешкин, П. В. Попов // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – № 11(59). – С. 69–70.

## УГЛЕРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762

*В. Д. Rogozin, д-р техн. наук, В. С. Тубольцев, канд. физ.-мат. наук*

### УДАРНОЕ УПЛОТНЕНИЕ ПЛЕНКИ ИЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mv@vstu.ru)

Приведены результаты уплотнения образцов пленки из углеродных нанотрубок методом высокоскоростного динамического нагружения при скорости удара  $\sim 500$  м/с. Рассчитанное максимальное ударное давление составляло  $\sim 14$  ГПа при длительности воздействия  $\sim 0,4$  мкс. Показано, что пленка имеет волокнистое строение, но после ударного нагружения структура материала значительно уплотняется.

*Ключевые слова:* ударная волна, высокоскоростное нагружение, пленка из углеродных нанотрубок, волокнистое строение.

Results of consolidation of carbon nanotube paper samples by high-velocity dynamic loading at the impact speed  $\sim 500$  m/s are presented. The calculated maximum shock pressure was  $\sim 14$  GPa at the influence duration  $\sim 0,4$  mks. It is shown, that the paper has a fibrous structure, but after shock loading the material structure is considerably condensed.

*Keywords:* shock wave, high-velocity loading, carbon nanotube paper, fibrous structure.

Пленку из углеродных нанотрубок (BuckyPaper – Carbon Nanotube Paper) получают [1] осаждением суспензии нанотрубок в жидкости на мембранную подложку, которую затем удаляют после высыхания. Нанотрубки, очищенные в соляной кислоте HCl для удаления следов Fe-катализатора, имеют вид волокон диаметром около 40 нм и длиной порядка 20 мкм. Получаемая после осаждения и сушки пленка имеет толщину  $\sim 0,1 \pm 0,05$  мм и плотность  $\sim 0,5$  г/см<sup>3</sup>, что составляет примерно 50 % от компактного материала. Удельное электросопротивление пленки составляет примерно  $\sim 0,1$  Ом·см. В таблице приведены данные спектрального анализа химсостава пленки.

Таблица

Результаты SEM-анализа пленки BuckyPaper

Элемент	% весовые	% атомные
C	95,93	98,54
Na	0,60	0,32
Al	0,51	0,23
Si	0,71	0,31
S	0,61	0,23
Fe	1,65	0,36
Всего	100,00	100,00

Товарный продукт BuckyPaper поставляется в виде листов толщиной  $\sim 100$  мкм и размером  $8 \times 10$  дюймов или диаметром 40 или 125 мм. Листы могут быть согнуты, вырезаны ножницами, подобно принтерной бумаге, и имеют примерно такую же прочность. Пленку из углеродных нанотрубок используют в электрохимических электродах, композитах, в медицинском оборудовании в качестве прокладок, ячеек для выращивания биологических культур, фильтров. Важным прикладным применением является фильтрация наноразмерных объектов типа вирусов. В частности, BuckyPaper позволяет отфильтровывать коллоидные частицы с размерами более  $\sim 50$  нм.

В данной работе предпринята попытка уплотнения образцов товарной пленки BuckyPaper методом высокоскоростного ударного нагружения. Ударное уплотнение производили на пороховой баллистической установке калибра 24 мм при скорости удара  $\sim 500$  м/с. Образцы пленки в виде дисков диаметром 15 мм располагали между металлическими пластинами в пластичном контейнере. Параметры динамического воздействия определяли по результатам расчета [2] ударноволновой картины процесса. Рассчитанное максимальное давление в пленке составляло около  $\sim 14$  ГПа при длительности

воздействия  $\sim 0,4$  мкс. После ударного воздействия проводили SEM-анализ структуры образцов с помощью электронного микроскопа LEO Supra 40.

На рис. 1 сопоставлены структуры изломов исходного (*a*) и уплотненного (*b*) образцов. Отчетливо видно, что в результате ударного воздействия достигнуто значительное уплотнение пленки – ее толщина уменьшилась более чем в два раза. Изменился также характер излома: в исходном состоянии излом образца аморфный, глобулярный, а после ударного нагружения излом волокнистый, плотный.

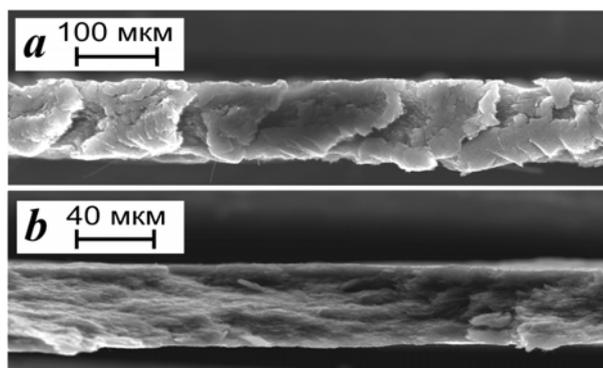
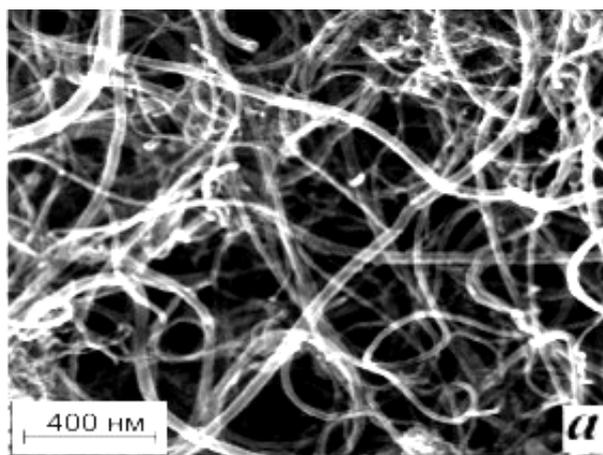
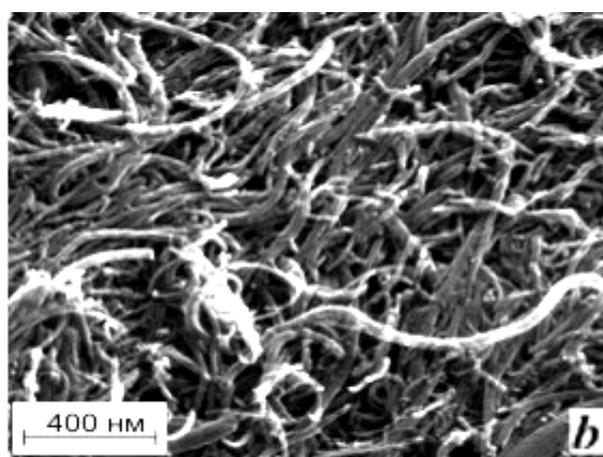


Рис. 1. Вид поперечного излома образцов: *a* – в исходном состоянии; *b* – после ударного нагружения

На рис. 2 приведены наноструктуры образцов. Видно, что в исходном состоянии материал имеет волокнистое строение, связи между частицами в виде перемычек или контактных площадок отсутствуют. В целом строение пленки из углеродных нанотрубок подобно строению известных волоконных материалов типа войлока [3]. После ударного уплотнения характер структуры материала практически не изменился. Главное отличие от исходной структуры состоит в более плотной упаковке нанотрубок и, возможно, в частичном их диспергировании. Как и в исходном состоянии, контактные связи между нанотрубками практически не наблюдаются, так что прочность пленки ВискуРарег обусловлена, по-видимому, молекулярными силами взаимодействия нанотрубок и их механическим зацеплением.



*a*



*б*

Рис. 2. Наноструктуры образцов: *a* – в исходном состоянии; *b* – после ударного нагружения

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о возможности значительного уплотнения пленки из углеродных нанотрубок, что может, в частности, обеспечить более тонкую фильтрацию нанодисперсных объектов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Nanolab Ltd., США, [www.nano-lab.com](http://www.nano-lab.com).
2. *Рогозин, В. Д.* Взрывная обработка порошковых материалов: монография / В. Д. Рогозин; ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.
3. *Бальшин, М. Ю.* Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна / М. Ю. Бальшин. – М.: Металлургия, 1972. – 336 с.

УДК 669.755.018.2

*В. А. Гулевский, канд. техн. наук***РАЗРАБОТКА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СУРЬМЫ  
ДЛЯ ПРОПИТКИ УГЛЕГРАФИТОВЫХ КАРКАСОВ****Волгоградский государственный технический университет**

(e-mail: mitlp@vstu.ru)

Приводятся результаты испытаний сплавов на основе сурьмы на линейную усадку, проникающую способность, коррозионную стойкость и механическую прочность.

*Ключевые слова:* сурьма, пропитка, углеграфит, линейная усадка, смачивание, коррозия.

The results of linear shrinkage, infiltration, rust resistance and mechanical strength tests are shown in the article.

*Keywords:* antimony, impregnation, carbon-graphite, linear shrinkage, wetting, corrosion.

Одним из весьма перспективных направлений развития в области создания углеродных материалов является разработка композиционных материалов (КМ) типа углеграфит-металл, в которых хорошо сочетаются свойства углеграфита (хорошие скользящие свойства, устойчивость при высоких температурах, химическая стойкость и т. д.) со свойствами металла (хорошая механическая прочность, высокая электро- и теплопроводность) [1].

Углеграфитовый каркас обеспечивает фрикционные свойства пропитанного углеродного скелета и формирование вторичного металлического скелета, что одновременно оказывает влияние и на результирующие физические и механические свойства готового материала.

В связи с этим к матричному сплаву предъявляются следующие требования: обеспечение усадки, близкой к нулю, и высокая проникающая способность по отношению к каркасу. Обеспечение первого требования позволяет избежать появления больших внутренних напряжений в КМ как следствия склонности сплава к расширению при кристаллизации или образования зазоров между стенками пор каркаса и матричным сплавом при его большой усадке. Параметр «проникающая способность» определяет уровень давления и время пропитки, необходимые для получения КМ с заданными свойствами.

Оптимальными для антифрикционного применения свойствами обладают материалы, пропитанные сурьмой. Сурьма, вследствие малой склонности к схватыванию при трении по стали, работоспособна в узлах трения при повышенных нагрузках и скоростях [2]. Рабочие температуры материалов, пропитанных сурьмой, достигают 500 °С. Пропитка сурьмой повышает износостойкость углеграфитовых материалов в 2–3 раза.

Целью работы явилась разработка сплавов, удовлетворяющих всем поставленным условиям (усадка, близкая к нулю, химическая стойкость, хорошая проникающая способность и отсутствие испаряемости при рабочих температурах пропитки). Кроме того, взаимная растворимость матричного сплава и материала каркаса должна быть минимальной, их взаимодействие не должно приводить к снижению эксплуатационных характеристик КМ и повышению вязкости матричного сплава в процессе пропитки.

**Методика, экспериментальные схемы  
и результаты по оценке пропитываемых  
сплавов**

В качестве основы разрабатываемых литейных матричных сплавов использовали наиболее распространенную марку сурьмы СуО (ГОСТ 1089-82Е). Созданные сплавы сопоставляли по свойствам с исходной сурьмой.

Определение *линейной усадки* сплавов сурьмы проводили по стандартной методике (ГОСТ 16817-71), результаты исследований представлены в табл. 1.

В качестве критерия для изучения *смачивания* пропитываемых сплавов на основе сурьмы приняли известный метод «большой капли».

Навеска сплава  $(0,95 \pm 0,05) \cdot 10^{-3}$  кг расплавлялась на подготовленной плоскости углеграфитовой подложки при температуре, соответствующей температурам пропитки,  $T_{пл} + 150$  °С (750–780 °С) в условиях вакуума, с разряжением не менее 0,01 МПа. На закристаллизовавшихся каплях изучали углы смачивания исследуемых сплавов.

Известное уравнение Венцеля - Дерягина

$$\cos \Theta_{ш} = K \cdot \cos \Theta_0 \quad (1)$$

связывает краевые углы жидкости на шероховатой и гладкой поверхности соответственно  $\Theta_{ш}$  и  $\Theta_0$ , с отношением фактической площади по-

Таблица 1

Результаты экспериментов и расчетов по определению линейной усадки сплавов на основе сурьмы с длиной образца 72,0 мм при  $t$  850 °С

Номер сплава	Химический состав	Образец	Показания индикатора, (при начальном показании 2,0), единицы	Линейная усадка, %	Относит. ошибка серии измерений, %
1	Sb (CuO)	1	1,64	0,502	0,086
		2	1,64	0,502	
		3	1,64	0,502	
2	Sb + 20 % Sn	1	1,76	0,334	0,109
		2	1,72	0,391	
		3	1,73	0,376	
3	Sb + 30 % Sn	1	1,69	0,432	0,028
		2	1,70	0,418	
		3	1,70	0,418	
4	Sb + 20 % Sn + 1 % Мишметалл	1	1,76	0,334	0,028
		2	1,77	0,320	
		3	1,76	0,334	
5	Sb + 20 % Sn + 2 % Ni	1	1,76	0,341	0,019
		2	1,73	0,376	
		3	1,73	0,376	
6	Sb + 20 % Sn + 1 % Ni	1	1,72	0,390	0,090
		2	1,74	0,362	
		3	1,72	0,390	
7	Sb + 20 % Sn + 2 % Мишметалл	1	1,71	0,404	0,074
		2	1,73	0,376	
		3	1,70	0,418	
8	Sb + 20 % Sn + 1 % Ti	1	1,60	0,558	0,094
		2	1,62	0,531	
		3	1,61	0,572	
9	Sb + 1,5 % Cu	1	1,58	0,583	0,097
		2	1,62	0,531	
		3	1,60	0,558	
10	Sb + 2 % Cu	1	1,70	0,413	0,074
		2	1,67	0,460	
		3	1,68	0,446	

верхности к проекции на горизонтальную площадь  $K$ . Фактически измеряются углы наклона поверхности жидкости к плоскости, на которую проецируется профиль твердой поверхности [3,4]. Исходя из уравнения (1) очевидно, что в отсутствии смачивания ( $\Theta > 90^\circ$ ) увеличение шероховатости приводит к увеличению макроугла.

Если жидкость смачивает материал ( $90^\circ > \Theta > 0^\circ$ ), увеличение коэффициента шероховатости  $K$  вызывает уменьшение макроугла  $\Theta_{ш}$ . Ре-

зультаты проведенных исследований сплавов на основе сурьмы по определению краевых углов смачивания на закристаллизовавшихся каплях сведены в табл. 2.

Требованию обеспечения химической стойкости и усадкой, близкой к нулю, удовлетворяет сурьма, однако она обладает высокой испаряемостью при рабочих температурах пропитки 700–800 °С, что ухудшает технологические условия работы оборудования из-за осаждения паров сурьмы на стенках и в сочленениях [5].

Таблица 2

Результаты экспериментального определения краевых углов смачивания сплавов на основе сурьмы

Номер сплава	1	8	4	5	7
Химический состав	Sb	Sb + 20 % Sn + 1 % Ti	Sb + 20 % Sn + 1 % Мишметалл	Sb + 20 % Sn + 2 % Ni	Sb + 20 % Sn + 2 % Мишметалл
Краевой угол смачивания, град	149	128	125	124	122

Для оценки *испаряемости* (И) сплавов на основе сурьмы в качестве критерия было выбрано относительное изменение массы образцов сплавов при изотермической выдержке их в течение 1200 с в слабом токе аргона, исключая возвращение конденсата паров в объем сплава. Испаряемость определяли по следующей зависимости:

$$И = \frac{B_{и} - B}{B_{и}} \cdot 100 \%,$$

где  $B_{и}$  – исходная масса образца, кг;  $B$  – масса образца после изотермической выдержки, кг.

Изотермические выдержки охватывали область рабочих температур пропитки сплавом сурьмы углеграфитового каркаса и проводились при температурах 600–850 °С через каждые 50 °С.

Установка, использовавшаяся для оценки испаряемости сплавов, состояла из трубчатой электропечи сопротивления ТК 30/200 с установленной в ней кварцевой трубкой с внутренним диаметром 18 мм, в которой находится алундовая лодочка (95 x 10 x 10 мм) с навеской сплава. Перемещение лодочки осуществляется оправкой, стержень которой проходит через кварцевую трубку, необходимую для подвода аргона к лодочке с навеской сплава, оканчивающийся у края лодочки, с центрированием последней в герметичной пробке. Автотрансформатор ЭЗО является задатчиком температурного режима печи.

Эксперимент выполнялся следующим образом: партия сплавов размещалась в 25 прокаленных алундовых лодочках, вес которых определялся на аналитических весах. В каждую лодочку помещалось  $7,5 \cdot 10^{-3}$  кг сплава. Лодочка размещалась в начале кварцевой трубки, около пробки, система продувалась аргоном 2,5–3,0 л/мин в течение 60 с. Затем лодочка с навеской сплава перемещалась в изотермическую зону печи с заданной температурой, выдерживалась в течение времени  $\tau_p + 1200$  с (где  $\tau_p$  – время расплавления сплава при данной температуре), при непрерывной подаче аргона с расходом 2 л/мин.

На рис. 1 приведены данные по влиянию температуры на испаряемость сплавов. Снижение испаряемости коррелирует с выделением избыточной фазы по границам зерен, выявленной в результате металлографического исследования [6].

Кроме того, методику исследований пропитывающих сплавов на основе сурьмы, инертных

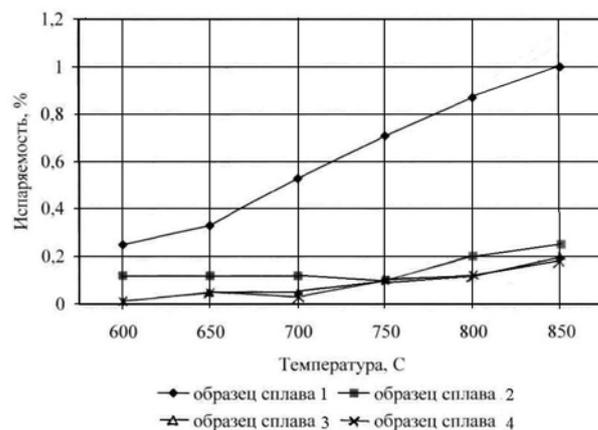


Рис. 1. Влияние температуры на испаряемость сплавов

ных к углеграфиту, необходимо приблизить к реальным условиям пропитки. Поэтому была разработана комплексная оценка пропитываемых сплавов, которая учитывает в совокупности жидкотекучесть сплавов, смачиваемость, работу адгезии, адсорбцию по отношению к углеграфитовому каркасу и основной показатель – проникающую способность.

Определение *проникающей способности* сплава сурьмы по отношению к углеграфитовому каркасу производилось по оригинальной методике, заключающейся в измерении глубины затекания сплава в капилляр. В образце из углеграфита размером (95 x 9 x 15) мм были просверлены 4 отверстия диаметром 10 мм и глубиной 5 мм, в плоском дне которых были просверлены три капилляра глубиной 7 мм и диаметром 0,45 мм. Время изотермической выдержки сплавов при температурах плавления, а затем при температурах 600–750 °С, соответствующих реальным температурам пропитки, составляло 1200 с. Постоянство металлостатического давления в устье капилляров обеспечивалось заливкой сплава в плоскодонное просверленное углубление заподлицо с его открытым торцом и постоянством размеров этого углубления во всех опытах (диаметр  $10,0 \pm 0,1$  мм, глубина  $5,0 \pm 0,1$  мм). В дне каждого глухого отверстия высверливали по три капиллярных углубления диаметром 0,45 мм, не выходящие на противоположную поверхность, толщина остаточной стенки  $3,0 \pm 0,1$  мм. Глубина затекания определялась как среднее значение из трех опытов, в каждом опыте образец сплава дублировался. Расплавление сплавов осуществляли в вакууме при давлении разрежения не менее 0,01 МПа.

Проникающая способность исследованных сплавов в углеграфитовый каркас оценивалась

для сплавов оптимальных составов, отобранных по результатам испаряемости, температуры плавления, усадки. Поэтому испытаниям по определению проникающей способности

подвергались сплавы системы Sb-Sn, такие как 3, 4, 7, 5. Объектом сравнения являлся сплав 1 (CuO). Результаты исследований сведены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты исследований проникающей способности сплавов на основе сурьмы

Номер сплава	Химический состав	Среднее значение глубины затекания в капилляр, мм	Относительное изменение величины проникновения сплава, %	Относительная ошибка серии измерения, %
1	Sb (CuO)	0,840	0	1,120
3	Sb + 30 % Sn	0,560	-33,0	1,665
4	Sb + 20 % Sn + 1 % Мишметалл	1,157	37,7	0,696
5	Sb + 20 % Sn + 2 % Ni	1,665	98,2	0,559
7	Sb + 20 % Sn + 2 % Мишметалл	1,233	46,8	0,681
10	Sb + 2 % Cu	0,825	-1,8	1,128

Несомненно, определение проникающей способности рассмотренных сплавов на основе сурьмы позволяет оптимизировать технологический режим пропитки и его основные параметры: температуру, давление, время.

*Коррозионная стойкость* сплавов на основе сурьмы изучалась гравиметрическим методом [7]. Образцы для испытаний представляли собой цилиндры диаметром  $4,0 \cdot 10^{-3}$  м и длиной  $(12 \pm 0,3) \cdot 10^{-3}$  м. Образующие и торцевые поверхности цилиндров имели шероховатость  $R_a = 0,16...0,08$  мкм, которая обеспечивалась формированием цилиндра путем вакуумного всасывания сплава сурьмы в кварцевую трубку с последующей кристаллизацией. Результаты оценки скорости коррозии представлены в табл. 4.

Учитывая область применения скелетных КМ, проводился комплекс испытаний в коррозионно-активных средах сплавов на основе сурьмы в соответствии с принятой методикой. Испытаниям на общую коррозию и определе-

нию предела прочности на сжатие, характеризующим эксплуатационные свойства сплавов, подвергались сплавы 1,3,4,7,5,10. Результаты испытаний на *общую коррозию* представлены в табл. 5. Сплавы до и после коррозионных испытаний подвергались механическому нагружению для определения  $\sigma_{сж}$  и металлографическим исследованиям для выявления изменений в микроструктуре в результате коррозии, а также определения качественной корреляции микроструктуры с прочностью образцов на сжатие. На рис. 2, а – г представлены типичные микроструктуры образцов, имеющих значительную коррозию.

Следует отметить, что технология изготовления образцов для проведения *механических испытаний* и металлографических исследований позволила сохранить неизменными химический состав и условия охлаждения всей серии исследуемых сплавов. Результаты механических испытаний образцов представлены в табл. 5.

Таблица 4

Результаты исследования сплавов на основе сурьмы на общую коррозию

Коррозионная среда	Скорость коррозии, $г \cdot 10^{-2} / м^2 \cdot час$					
	Номер сплава					
	1	3	4	7	5	10
HNO <sub>3</sub> (10 %)	0,732	3,939	1,037	1,191	0,796	1,151
H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> (10 %)	1,970	4,552	2,085	3,148	1,841	2,508
HCl (10 %)	1,118	2,786	1,501	2,412	0,872	10,789
KOH (10 %)	0,409	1,775	0,941	1,479	0,475	1,037
NaCl (5 %)	0,581	0,104	0,269	0,475	0,371	5,072
Аммиак (36 %)	0,707	0,938	0,957	1,103	0,847	1,368
Вода дистиллированная	0,071	0	0,073	0,078	0,054	0,061
Масло трансформаторное	0,243	0,345	0,251	0,276	0,232	0,264

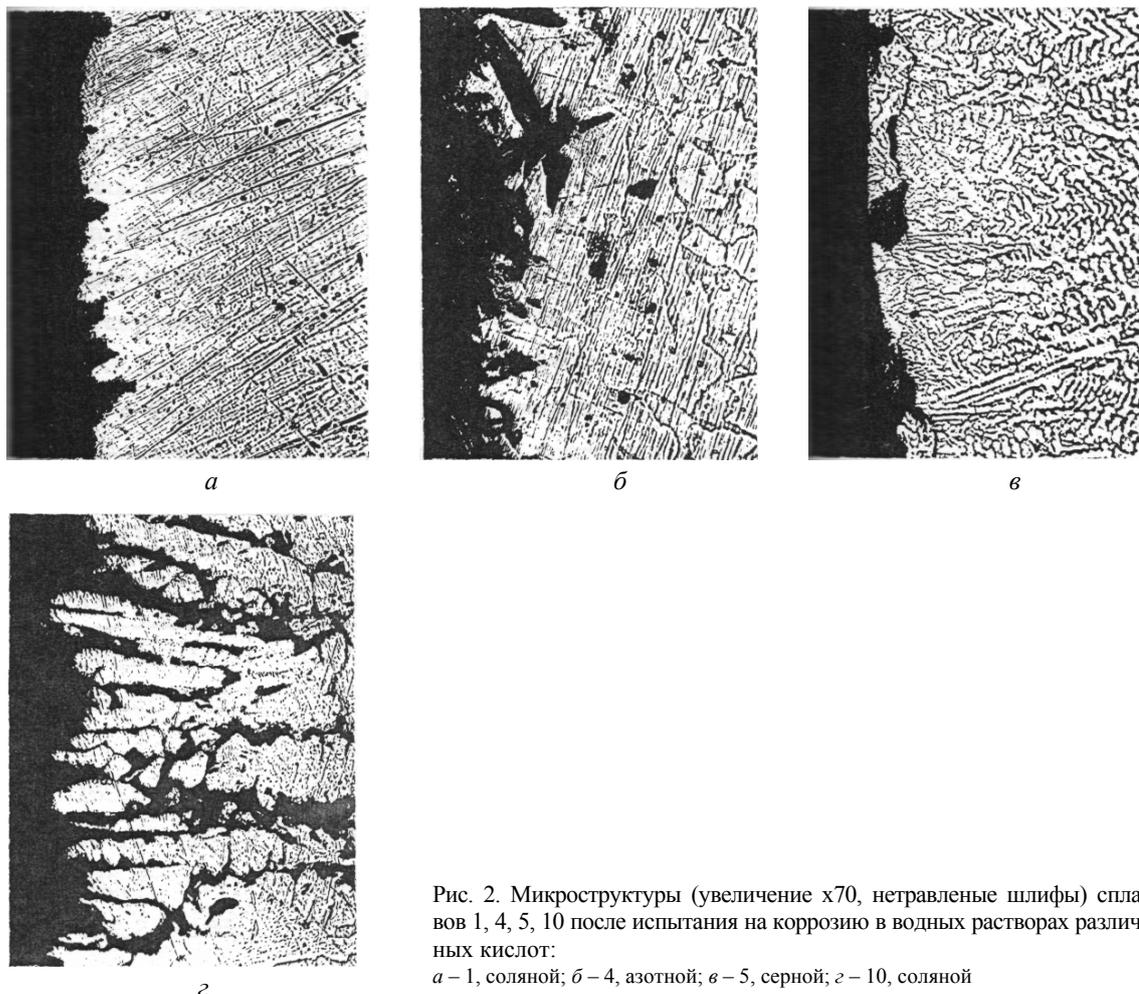


Рис. 2. Микроструктуры (увеличение  $\times 70$ , нетравленные шлифы) сплавов 1, 4, 5, 10 после испытания на коррозию в водных растворах различных кислот:

*a* – 1, соляной; *б* – 4, азотной; *в* – 5, серной; *г* – 10, соляной

Таблица 5

Результаты механических испытаний образцов сплавов

Коррозионная среда	Прочность на сжатие, МПа					
	Номер сплава					
	1	3	5	4	7	10
Отсутствует	152,2	178,0	165,4	164,3	168,1	141,0
HNO <sub>3</sub> (10 %)	152,8	179,1	166,0	141,2	145,1	111,0
H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> (10 %)	154,2	150,7	168,2	150,4	123,5	142,2
HCl(10 %)	114,3	178,9	167,1	162,6	158,3	17,4
KOH (0,4 %)	152,0	178,3	165,2	164,0	166,8	126,5
NaCl (5 %)	152,4	178,0	165,4	163,9	167,7	143,2
Аммиак (36 %)	150,7	179,2	165,3	164,2	168,1	140,8
Вода дистиллированная	154,0	177,9	165,0	164,0	167,9	141,3
Масло трансформаторное	155,6	179,1	168,3	165,7	169,1	141,3

Экспериментальная проверка свойств сплавов, проводившаяся с целью получения матричного материала с минимальной испаряемостью, хорошей проникающей способностью, усадкой, близкой к нулю, и коррозионной стой-

костью, позволила выявить оптимальный химический состав сплава на основе сурьмы, который может быть использован для получения скелетных композитов углеграфит – металл. Причем изменение химического состава сплава

позволяет управлять не только его эксплуатационными, но и технологическими свойствами. Оказывающими значительное влияние на процесс изготовления КМ являются такие параметры, как давление, температура и время пропитки.

#### Выводы

1. Результаты исследований сплавов сурьмы по определению проникающей способности, температуры плавления, усадки, испаряемости, коррозионной стойкости и механической прочности указывают на существование оптимальных концентраций поверхностно-активных элементов.

2. Выбор определенных сочетаний этих свойств позволяет управлять не только эксплуатационными, но и технологическими свойствами пропитываемых сплавов, оказывающими значительное влияние на такие параметры процесса как давление, температура и время пропитки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Костиков, В. И. Взаимодействие металлических расплавов с углеродными материалами / В. И. Костиков, А. Н. Варенков. – М.: Металлургия, 1981. – 184 с.
2. Носовский, И. Г. Влияние газовой среды на износ металлов / И. Г. Носовский. – Киев: Техника, 1968. – 180 с.
3. Найдич, Ю. В. Контактные явления в металлических расплавах / Ю. В. Найдич. – Киев: Наукова думка, 1972. – 196 с.
4. Попель, С. И. Растекание свинцово-оловянистых расплавов и цинка по поверхности железа / С. И. Попель, Т. В. Захарова, В. В. Павлов // Адгезия расплавов. – Киев: Наукова думка, 1974 – С. 53–58.
5. Сурьма и ее соединения. Сер. «Научные обзоры советской литературы по токсичности и опасности химических веществ № 71 / под общ. ред. чл.-корр. АМН СССР Н. Ф. Измерова. – М.: ЦМПГНТ СССР, 1984. – 27 с.
6. Формирование свойств матричных сплавов сурьмы для композитов каркасного типа / В. А. Гулевский, В. И. Антипов, Л. В. Виноградов, А. Г. Колмаков, Э. М. Лазарев, А. М. Самарина, Ю. Э. Мухина // Металлы. – 2009. – № 6. – С. 92–97.
7. Коррозионная стойкость оборудования химических производств: Способы защиты оборудования от коррозии: Справ. изд. / под ред. Н. В. Строкана, А. Н. Сухотина. – Л.: Химия, 1987. – 280 с.

УДК 621.762.862

*В. А. Гулевский, канд. техн. наук, Н. А. Кидалов, д-р техн. наук,  
Ю. А. Мухин, аспирант, А. Н. Загребин, аспирант*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА МЕДНУЮ МАТРИЦУ МЕТАЛЛОГРАФИТОВЫХ КОМПОЗИТОВ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: yuramukhin@rambler.ru)

В статье исследуется вопрос получения углеграфитовых изделий, пропитанных медными сплавами, без использования автоклавов. Приведены данные по влиянию различных легирующих элементов и инокулирования на свойства матричных сплавов меди.

*Ключевые слова:* пропитка, углеграфит, медные сплавы, легирование, инокулирование.

The issue of the obtainment of carbon-graphite items impregnated with copper alloys, without usage of autoclaves, is considered in the article. Data referring influence of various alloying elements and inoculation upon matrix copper alloys is demonstrated.

*Keywords:* impregnation, carbon-graphite, copper alloys, alloying, inoculation.

Одной из приоритетных задач современного материаловедения является получение новых материалов, обладающих широким диапазоном разнообразных физико-механических характеристик. Обычные гомогенные системы уже не отвечают тем высоким требованиям, которые предъявляются к материалам сегодня, поэтому заметное внимание со стороны исследователей в настоящее время уделяется разработке и созданию различного рода композиционных материалов. В частности, сюда можно отнести и разработки, направленные на создание композитов, обладающих высокой электропроводностью, хорошими механическими и трибологическими свойствами, способностью эффективно сопротивляться износу в воздушной среде,

в том числе при повышенной влажности.

На протяжении последних лет предпринимались многочисленные попытки создания функциональных композитов для указанных целей [1]. В частности, большой объем исследований в указанном направлении был выполнен с помощью различных технологических подходов порошковой металлургии. Композиты на порошковой основе обнаружили очень хорошие антифрикционные свойства, но имеют относительно низкие прочностные показатели. Поэтому, в качестве одной из альтернатив порошковой технологии можно рассматривать способ, основанный на пропитке жесткого пористого каркаса матричными металлическими сплавами.

К таким композитам следует отнести, в первую очередь, углеграфитовые материалы, пропитанные сплавами сурьмы или меди. Такие композиты обладают хорошими антифрикционными, электротехническими (в случае медной матрицы) и механическими характеристиками, что вызывает большой интерес у потенциальных потребителей (нефтехимическая промышленность, железнодорожный электрифицированный транспорт и проч.). Однако при создании таких материалов также возникают заметные трудности. В частности, для композита с медной матрицей одна из главных проблем обусловлена отсутствием смачиваемости медью поверхности углеграфитового материала [2]. По этой причине пропитка графитового каркаса медью проводится при высоких температурах ( $>1200$  °С) под большим избыточным давлением. Это требует применения сложного автоклавного оборудования, что существенно удорожает производственные затраты [3]. Поэтому возникает насущная потребность в разработке специальных пропиточных сплавов, способных относительно легко, без существенного дополнительного давления, проникать в мелкие поры графитового каркаса.

#### Материалы, методы исследования и оборудование

На характер смачиваемости металлов заметное влияние оказывают так называемые инокуляторы (модификаторы), которые при добавлении к расплаву способствуют образованию в нем зародышей кристаллизации [4]. При расплавлении этих внутренних «холодильников» образуется жидкий металл, включающий значительное число зародышей. При его смешении с основным расплавом зародыши способствуют значительному увеличению количества центров кристаллизации и, как следствие этого, измельчению строения первичных кристаллов отливки.

В настоящем исследовании в качестве основного металла была выбрана фосфористая медь, а в роле инокулятора использована бескислородная медь.

С использованием вакуумной литейной машины «Indutherm VC-400» была осуществлена серия экспериментальных плавок. Особенностью данной литейной машины является предусмотренная конструкцией возможность ведения процесса плавки и последующей разливки жидкого металла в среде инертного газа под небольшим избыточным давлением. Пространство печи состоит из двух камер. В верхней части расположен графитовый тигель для плавки металла, а в нижней устанавливается опока или графитовый стакан для заливки металла. Металл во время плавления под действием токов Фуко тщательно перемешивается по всему объему тигля. Расплав разливался в графитовый стакан (толщина стенки 4 мм, внутренний диаметр 22 мм), у которого в донной части имеются по два отверстия длиной 9 мм и диаметром 0,5 и 1,0 мм соответственно (рис. 1). Протекающий сквозь указанные отверстия жидкий металл, собиравшийся на дне графитового тигля большего диаметра, в котором вертикально размещался графитовый стакан. Таким образом, по количеству протекшего сквозь отверстия в стакане жидкого металла и оценивалась его жидкотекучесть, а также вероятная глубина затекания в поры углеграфита. Этим способом были получены литые образцы сплавов с различным содержанием легирующих элементов и инокуляторов в меди. В качестве исходных шихтовых материалов использовались материалы с высокой степенью чистоты: медь М00 ГОСТ 859–2001, фосфористая легатура МФ9 ГОСТ 4515–93, ниобий НбП-4 ГОСТ 26252–84, никель Н-1 ГОСТ 849–97, хром Х99 ГОСТ 5905–2004 и др.



а



б

Рис. 1. Дно графитового стакана с отверстиями  $\varnothing 0,5$  и 1 мм до (а) и после (б) эксперимента

Протекшие сквозь отверстия на дно большого графитового тигля капли металла (рис. 2), после застывания взвешивали и определяли их объем. Данная методика позволила смоделировать процесс проникновения расплава в поры углеродистого каркаса. В ходе эксперимента установлено, что сквозь отверстия Ø 1,0 мм свободно протекает 0,05–0,5 г металла. Согласно выполненным по этим данным расчетам, максимальная глубина затекания медного сплава для открытых вертикальных пор Ø 1,0 мм должна составить 84 мм, а для пор Ø 0,5 мм глубина проникновения будет равна 27 мм. Однако в реальном углеродистом каркасе естественные поры имеют меньший размер и более сложную конфигурацию. Поэтому, пропитку необходимо проводить под некоторым избыточным давлением порядка 10–15 МПа.

В качестве графитовых подложек для исследования смачиваемости применялись следующие марки углеродистых материалов: ГЭ (Новочеркасский электродный завод), АГ-1500 (Московский электродный завод), СГ365 (Завод «Электрокарбон», Словакия).

Изучение смачиваемости производилось в трубчатой электропечи сопротивления ТК 30/200 методом большой капли. Методика проведения эксперимента подробно рассмотрена в работе [5]. С момента расплавления каплю выдерживали в течение 10–15 мин. Полученные изображения и видеозаписи обрабатывались на компьютере с помощью программ Adobe Photoshop, Mr. Captor, WinDig и MatLab.

Расчет краевого угла смачивания осуществлялся с помощью специально разработанной компьютерной программы, алгоритм которой основан на теоретических подходах Дарси [6].

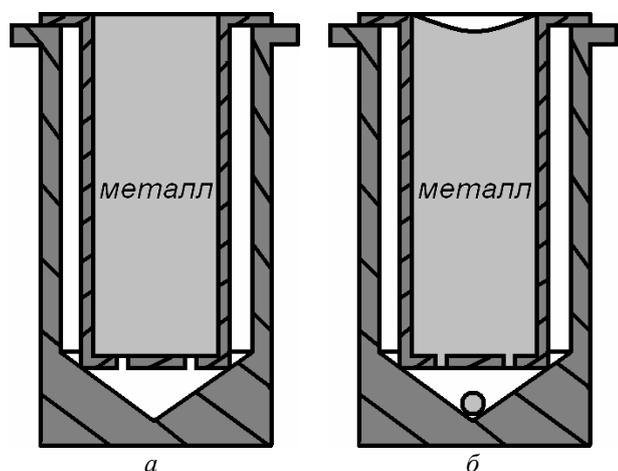


Рис. 2. Оригинальная методика определения жидкотекучести матричных сплавов: до (а) и после (б) эксперимента

Для проведения расчетов требуется измерить длину вертикали от верхней точки на поверхности капли до пересечения с касательной к поверхности капли, проведенной к вертикали под углом 45°.

Согласно Дарси

$$f = y/x - 0,4142, \quad (1)$$

$$\gamma = gp(x)^2[0,0520/f - 0,1227 + 0,0481f], \quad (2)$$

где  $f$  – коэффициент, учитывающий геометрию капли;  $x, y$  – геометрические размеры капли (м);  $\gamma$  – поверхностное натяжение (Н/м<sup>2</sup>);  $g$  – сила тяжести (9,81 м/с<sup>2</sup>);  $\rho$  – плотность расплава (кг/м<sup>3</sup>).

Методика позволила определить по контуру капли краевой угол смачивания и поверхностное натяжение металла. При этом надо указать на то, что, наилучшие результаты получаются в том случае, когда расчеты базируются на отношении диаметров при графическом методе определения поверхностного натяжения.

Были проведены механические испытания образцов, а также исследованы их специальные свойства.

Удельная электрическая проводимость матричного сплава определялась методом вихревых токов на приборе «Вихрь-АМ».

Теплопроводность сплавов определялась на кубических образцах с помощью компьютерного измерителя теплопроводности КИТ-02Ц. Прибор позволяет измерить теплопроводность любых твердых веществ и материалов в диапазоне теплопроводности от 0,01 до 450 Вт/(м·К) в течение нескольких секунд.

Твердость матричного сплава определялась на цилиндрических образцах диаметром 22 мм и высотой 20 мм на прессе Бринелля, а прочность сплава на сжатие – на разрывной машине при настройке на максимальную нагрузку 10000 Н.

### Результаты и их обсуждение

Было определено влияние различных химических элементов на свойства меди. Для этого были отлиты образцы бинарных сплавов с различными легирующими элементами. При этом высокие требования предъявлялись к чистоте шихтовых материалов, для чего выбирали марки материалов с минимальным содержанием вредных примесей.

В табл. 1 представлены результаты влияния некоторых химических элементов (Cr, Ni, Nb, P) на свойства меди. Особый интерес вызвало поведение фосфора, который наиболее существенно повысил литейные и механические свойства меди, хотя и вызвал некоторое снижение электро- и теплопроводности.

Таблица 1

## Влияние различных элементов на смачивание меди

Состав сплава	Температура солидус, °С	Угол смачивания, град	Поверхностное натяжение, Н/м	Удельная электрическая проводимость, МСм/м	Коэф-т теплопроводности, Вт/(м·К)	Твердость, НВ	Предел прочности на сжатие, $\sigma_b$ , МПа
Cu	1083	140	1,81	57,0	401	35	62
Cu + 1 % Cr	1077	40	0,48	37,0	260	52	66
Cu + 5 % Ni	1110	132	1,70	28,0	197	120	80
Cu + 10 % Ni + 2 % Nb	1095	6	0,04	21,0	148	179	98
Cu + 9 % P	770	84	1,01	6,9	49	210	117

Для уменьшения поверхностного натяжения в расплав добавляли хром и никель. По данным [7, 8], хром, в зависимости от температуры нагрева, растворяется в жидкой меди при объемном содержании от 1 до 10 мас. %. В исследованных системах обнаружено активное межфазовое действие хрома. Содержание хрома в расплаве меди в количестве около 1 мас.%, позволяет снизить величину краевого угла смачивания с 140° до 40°. Влияние хрома несколько усиливается в медно-хромовых сплавах при добавке никеля.

Для понижения поверхностного натяжения и повышения механических свойств медного сплава дополнительно вводили ниобий. Ниобий является труднорастворимым элементом в меди. Для увеличения степени растворимости

ниобия в меди в расплав необходимо добавлять до 10 мас. % никеля. В присутствии никеля влияние ниобия становится значительным, при этом изменяется краевой угол смачивания от 150° при 0,68 ат. % ниобия до 5° при 2,07 ат.% ниобия. При этом, мелкодисперсные частицы ниобия образуют активные центры кристаллизации, способствуя измельчению структуры сплавов.

В табл. 2 приведены литейные, механические и специальные свойства матричных сплавов системы медь-фосфор. Замечено, что фосфор плавно понижает поверхностное натяжение меди и значительно увеличивает ее прочностные свойства.

На рис. 3 показано влияние добавки фосфора на форму капли меди, лежащей на графитовой поверхности.

Таблица 2

## Влияние фосфора на свойства меди

Состав сплава	Температура солидус, °С	Угол смачивания, град	Поверхностное натяжение, Н/м	Удельная электрическая проводимость, МСм/м	Коэф-т теплопроводности, Вт/ м·К	Твердость, НВ	Предел прочности на сжатие, $\sigma_b$ , МПа
Cu	1083	140	1,81	57,0	401	35	62
Cu + 3 % P	990	121	1,63	9,8	69	90	81
Cu + 5 % P	910	105	1,52	8,7	61	132	95
Cu + 7 % P	840	89	1,25	8,2	58	171	106
Cu + 9 % P	770	84	1,01	6,9	49	210	117



а

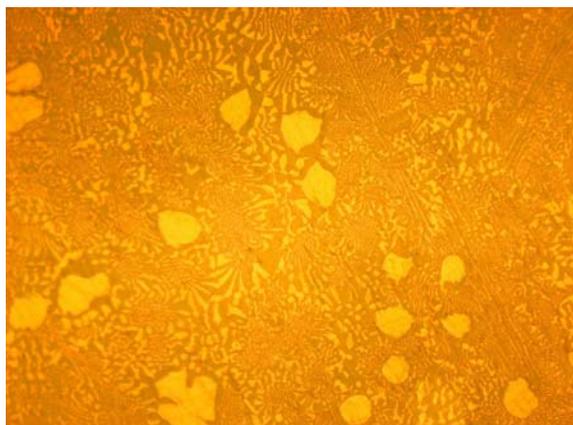


б

Рис. 3. Капли после расплавления навесок меди (а) и сплава «медь 91 %-фосфор 9 %» (б)



а



б

Рис. 4. Структура сплава до (а) и после (б) инокулирования (х 500)

В работе был исследован также вопрос инокулирования сплавов Cu-P. Спектральный анализ на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 показал, что имеющаяся в наличии медно-фосфористая лигатура марки МФ9 содержит 9,2 мас. % фосфора. Для получения эвтектики в расплав добавляли рассчитанное количество инокуляторов (бескислородной меди марки М00). Эвтектический сплав позволил значительно понизить температуру плавления сплава (до 714 °С) и повысить его жидкотекучесть. Линейная усадка сплава составила 1,4 %.

Была выполнена серия плавов с добавлением различного количества инокулирующих веществ в пределах 5–12 % от массы основного сплава. При этом более детально было изучено влияние инокуляторов в пределах 8–12 мас. % с шагом 0,5 %. Микроскопический анализ показал, что наименьший размер зерен наблюдается в образцах с 9,5 мас. % инокулирующей добавки.

При инокулировании центры кристаллизации сперва образуются в зонах с наиболее низкими температурами (у стенок отливки). На рис. 4 показана микроструктура доэвтектиче-

ского медно-фосфористого сплава до и после инокулирования соответственно. На рис. 4, а видны крупные включения фосфидной эвтектики. На рис. 4, б отчетливо видны значительно более мелкие включения фосфидной эвтектики, которая равномерно рассредоточена по всему сечению матричного сплава.

В ходе экспериментов был выявлен оптимальный по составу сплав Cu-P-Ni-Nb. При этом было замечено, что ввод инокуляторов в количестве 9,5 мас. % позволил измельчить структуру сплава и повысить его механические свойства.

Таким образом, удалось получить оригинальные матричные сплавы на основе меди, обладающие высокой проникающей способностью в мелкие графитовые поры, что должно позволить проводить ими пропитку углеграфитовых материалов при небольшом избыточном давлении, не используя для этой цели дорогостоящие автоклавы.

#### Выводы

1. Применение фосфора в качестве медно-фосфористой лигатуры позволяет повысить степень инфильтрации медных расплавов в поры углеграфита.
2. Добавка хрома и никеля повышает прочностные свойства меди и понижает поверхностное натяжение на поверхности углеграфита.
3. Добавка ниобия в присутствии хрома или никеля уменьшает поверхностное натяжение меди на поверхности углеграфита.
4. Проведение инокулирования медных сплавов является целесообразным, так как позволяет измельчить структуру зерен и повысить прочностные свойства сплавов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тучинский, Л. И. Композиционные материалы получаемые методом пропитки / Л. И. Тучинский. – М.: Металлургия, 1986. – 203 с.
2. Белов, С. В. Пористые металлы в машиностроении / С. В. Белов. – М.: Машиностроение, 1976. – 184 с.
3. Заявка ФРГ №2411584, МКИ В22F3/26. Пропитка углеграфита медью.
4. Костиков, В. И. Взаимодействие металлических расплавов с углеродными материалами / В. И. Костиков, А. Н. Варенков. – М.: Металлургия, 1981. – 184 с.
5. Гулевский, В. А. Влияние легирующих элементов на смачивание углеграфита медными сплавами / В. А. Гулевский, Ю. А. Мухин, А. Н. Загребин, А. В. Пожарский // Заготовительные производства в машиностроении. – 2009. – № 6. – С. 45–48.
6. Красовский, В. П. Поверхностное натяжение и плотность медь-титановых расплавов / В. П. Красовский // Расплавы. – 2003. – № 4. – С. 18–23.
7. Адамсон, А. Физическая химия поверхностей / А. Адамсон: пер. с англ. И. Г. Абидара. – М.: Мир, 1979. – 568 с.
8. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник в 3 т. Т.2. / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024.

# ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 539.3

*В. П. Багмутов, д-р техн. наук*

## ПЛОСКАЯ ЗАДАЧА ТЕОРИИ УПРУГОСТИ О НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ ПОЛУПЛОСКОСТИ ОТ СОСРЕДОТОЧЕННЫХ И РАСПРЕДЕЛЕННЫХ УСИЛИЙ ВНУТРИ НЕЕ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: sopromat@vstu.ru)

Решена плоская задача о напряженно – деформированном состоянии полуплоскости под действием сосредоточенных и распределенных усилий внутри нее.

*Ключевые слова:* изотропная полуплоскость, плоская задача, напряженно-деформированное состояние, суперпозиция решений.

Solved the plane problem of mode of deformation, the half-plane under the action of concentrated and distributed force within it.

*Keywords:* isotropic half-plane, plane problem, mode of deformation, superposition of solutions.

Задачи контактного взаимодействия основания с погруженной в него опорной частью сооружения или конструкции составляют актуальный класс задач строительной механики и биомеханики, например, в рамках проблем стоматологической имплантологии. И если в строительной механике акцент делается на исследование напряженно-деформированного состояния (НДС) опорных элементов [1, 2], то в биомеханике имплантов большее внимание уделяется НДС костной ткани, на которую воздействует одиночный или в составе некоторого зубного протеза имплант [3, 4]. Причем последние задачи, исходя из обзора современных публикаций, решаются в основном с использованием метода конечных элементов для плоской или, реже, объемной задачи [3]. Для расширения возможностей вычислительных экспериментов по исследованию процессов деформирования и перестроек структуры костной ткани [4] и вообще среды основания строительных сооружений желательно располагать аналитическим аппаратом расчета НДС основания.

В настоящей работе такая задача решается на основе классических плоских задач о действии нормальных и касательных сосредоточенных погонных сил на прямолинейной границе изотропной и однородной полуплоскости и сосредоточенной силы в некоторой точке аналогичной по свойствам плоскости [5].

### Задача о НДС полуплоскости от сосредоточенной силы, расположенной в произвольной ее точке

Пусть к произвольной точке  $P(x_p = \lambda, y_p = \eta)$  плоскости  $xoy$  (или бесконечно большой пластинки единичной толщины) приложена сосредоточенная сила  $F$  под углом  $\beta$  к оси  $ox$  (рис. 1).

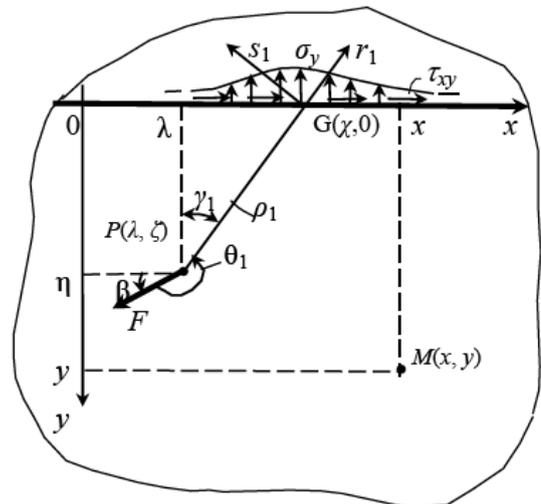


Рис. 1. Определение напряжений на линии  $y = 0$  в плоскости  $xoy$  от силы  $F$

Тогда в любой точке радиальные  $\sigma_r$ , окружные  $\sigma_s$  и касательные  $\tau_{rs}$  напряжения в локальной системе  $(r, s)$  с началом в точке  $P$  определяются известным образом:

$$\sigma_r(F) = -\frac{(3+\nu)\cos\theta}{4\pi\rho}F, \quad \sigma_s(F) = \frac{(1-\nu)\cos\theta}{4\pi\rho}F,$$

$$\tau_{rs}(F) = \frac{(1-\nu)\sin\theta}{4\pi\rho}F. \quad (1)$$

Здесь и далее  $\rho$  – текущий радиус точки, где определяется НДС, угол  $\theta$  откладывается от линии действия силы  $F$  против часовой стрелки,  $\nu$  – коэффициент Пуассона. Переход к напряжениям  $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$  от  $\sigma_r, \sigma_\theta, \tau_{r\theta}$  в системе координат  $x, y$  от  $\sigma_r, \sigma_\theta, \tau_{r\theta}$  в системе координат  $r, s$  несложно осуществить при помощи формул преобразования вида

$$\sigma_{mn} = \sigma_{ij} \ell_{mi} \ell_{nj} \quad (2)$$

с использованием правила автоматического суммирования по повторяющимся индексам в одночленах правой части (2), где  $m, n$  – цифровые обозначения осей  $x, y$ ;  $i, j = 1, 2$  – аналогичные обозначения координатных линий  $r, s$ ;  $\ell_{mi}$  – косинус угла между координатными линиями в прямоугольной декартовой  $x, y$  и полярной  $r, s$  системах в данной точке.

Для перехода к полуплоскости со свободной от нагрузок границей разрежем мысленно

$$q = -\sigma_y(F) = -[\sigma_r(F) \cdot \ell_{yr}^2 + \sigma_s(F) \cdot \ell_{ys}^2 + 2\tau_{rs}(F) \cdot \ell_{yr} \ell_{ys}], \quad (3)$$

$$t = -\tau_{xy}(F) = -[\sigma_r(F) \cdot \ell_{xr} \ell_{yr} + \sigma_s(F) \cdot \ell_{xs} \ell_{ys} + \tau_{rs}(F) (\ell_{xr} \ell_{ys} + \ell_{xs} \ell_{yr})]. \quad (4)$$

При этом прямолинейная граница  $y = 0$  полуплоскости свободна от усилий, поскольку  $q + \sigma_y(F) = 0, \quad t + \tau_{xy}(F) = 0$  в силу выражений (3), (4).

Для текущей точки  $G(x_G = \chi, y_G = 0)$  на пря-

$$\ell_{xr} = -\ell_{ys} = \sin \gamma_1, \quad \ell_{yr} = \ell_{xs} = -\cos \gamma_1, \quad \gamma_1 = 1,5\pi - (\beta + \theta_1);$$

$$\sin \gamma_1 = (\chi - \lambda) / \rho_1, \quad \cos \gamma_1 = \eta / \rho_1, \quad \rho_1 = \sqrt{(\chi - \lambda)^2 + \eta^2}. \quad (5)$$

При использовании формул (1) примем в функциях (3), (4)  $\theta = \theta_1, \rho = \rho_1$ .

Окончательно напряжения в текущей точке  $M$  с координатами  $(x, y)$  (рис. 2) определяются суперпозицией напряжений от сосредоточенной силы  $F$  и распределенных нагрузок интенсивностью  $q, t$

$$\sigma_{mn} = \sigma_{mn}(F) + \int_{-\infty}^{+\infty} [d\sigma_{mn}(q) + d\sigma_{mn}(t)],$$

$$m, n = 1, 2, \quad (6)$$

где в соответствии с решением [5] задачи о НДС полуплоскости, нагруженной на прямоли-

$$\ell_{xr} = -\ell_{ys} = \sin \gamma_2; \quad \ell_{yr} = \ell_{xs} = \cos \gamma_2; \quad \gamma_2 = \theta_2 - \pi;$$

$$\sin \gamma_2 = (x - \chi) / \rho_2, \quad \cos \gamma_2 = y / \rho_2, \quad \rho_2 = \sqrt{(x - \chi)^2 + y^2}. \quad (9)$$

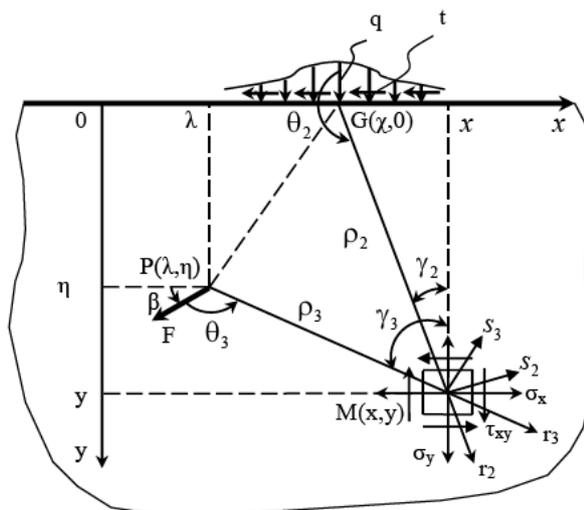


Рис. 2. Определение напряжений в точке  $M$  в полуплоскости  $y \geq 0$  от нагрузок  $F, q, t$

нейной границе нижней полуплоскости все косинусы  $\ell_{mi}$  удобно выразить через угол  $\gamma_1$  между отрезком  $PG = \rho_1$  и линией параллельной оси  $oy$  (рис. 1), а через него ввести в расчет координаты точек  $P(\lambda, \eta)$  и  $G(\chi, 0)$ :

на прямой границе нормальной и касательной сосредоточенными силами, имеем:

$$d\sigma_r(q) = -\frac{2\cos\theta_2}{\pi\rho_2}qd\chi,$$

$$d\sigma_s(q) = d\tau_{rs}(q) = 0; \quad (7)$$

$$d\sigma_r(t) = -\frac{2\sin(\theta_2 - \pi/2)}{\pi\rho_2}td\chi,$$

$$d\sigma_s(t) = d\tau_{rs}(t) = 0. \quad (8)$$

Если ввести по аналогии с (5) угол  $\gamma_2$  между отрезком  $GM = \rho_2$  и осью  $oy$  (рис. 2), то в формулах (2) с учетом (7), (8):

При определении напряжений  $\sigma_x(F)$ ,  $\sigma_y(F)$ ,  $\tau_{xy}(F)$  (или  $\sigma_{mn}(F)$  с цифровыми индексами осей  $ox$ ,  $oy$ ) также используем угол  $\gamma_3$  между отрез-

ком  $PM = \rho_3$  и осью  $oy$  и формулы (1), (2) с учетом в (1)  $\theta = \theta_3$ ,  $\rho = \rho_3$  (рис. 2). В результате в формулах (2) имеем:

$$\begin{aligned} \ell_{xr} = -\ell_{ys} = \sin \gamma_3; \quad \ell_{yr} = \ell_{xs} = \cos \gamma_3; \quad \gamma_3 = \beta + \theta_3 - \pi/2; \\ \sin \gamma_3 = (x - \lambda) / \rho_3, \quad \cos \gamma_3 = (y - \eta) / \rho_3, \quad \rho_3 = \sqrt{(x - \lambda)^2 + (y - \eta)^2}. \end{aligned} \quad (10)$$

**Задача о НДС полуплоскости  
под действием сил,  
распределенных по некоторой линии в ней**

Для конкретности рассуждений примем, что контактное давление  $p$  погруженной части конструкции на основание распределено некоторым образом по линии  $AB$  под углом  $\beta$  к оси  $oy$  (рис. 3).

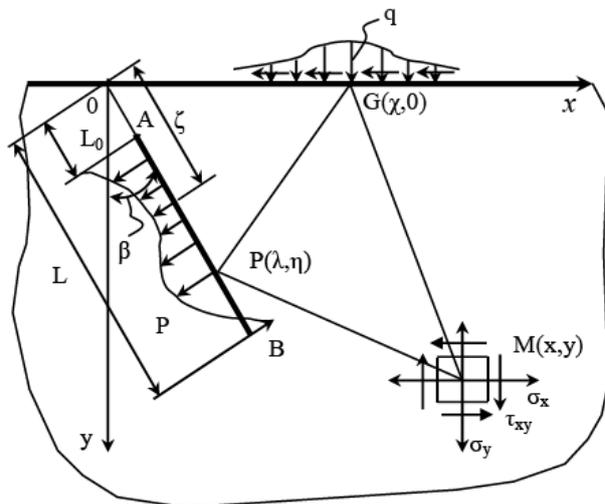


Рис. 3. Определение напряжений в точке  $M$  в полуплоскости  $y \geq 0$  от нагрузок интенсивностью  $p$ ,  $q$ ,  $t$

Введем координату  $\zeta$  текущей точки  $P$  на отрезке  $AB$ , отсчитываемую от точки  $A$ . В этом случае НДС в произвольной точке  $M(x, y)$  полуплоскости со свободной от усилий границей  $y = 0$  от элементарной погонной силы  $dF = p(\zeta)d\zeta$  определяется по вышеприведенной процедуре расчета при замене усилия  $F$  на  $dF$  в (1). В общем виде решение типа (6) усложнится необходимостью дополнительного интегрирования по линии  $AB$ :

$$\sigma_{mn} = \int_{L_0}^L \left[ d\sigma_{mn}(p) + \int_{-\infty}^{\infty} (d\sigma_{mn}(q) + d\sigma_{mn}(t)) \right]. \quad (11)$$

Если ввести напряжения  $\bar{\sigma}_{mn} = \sigma_{mn} / f$ , где под  $f$  понимать соответствующий силой фактор, например,  $f = F$  в (1),  $f = qd\chi$  в (7),  $f = td\chi$  в (8),  $f = pd\zeta$  в (11), то выражение (11) примет вид:

$$\sigma_{mn} = \int_{L_0}^L \left[ d\bar{\sigma}_{mn}(p) \cdot p + \int_{-\infty}^{\infty} (d\bar{\sigma}_{mn}(q) \cdot q + d\bar{\sigma}_{mn}(t) \cdot t) d\chi \right] d\zeta. \quad (12)$$

Закон Гука для обобщенного плоского напряженного состояния или плоской деформации позволяет определить через напряжения относительные деформации в точке  $M$  с учетом специфики плоской задачи.

Используя принцип суперпозиции решений, можно усложнить решение плоской задачи для полуплоскости, дополнительно нагружая ее системами сосредоточенных и распределенных усилий, действующих как на ее границе, так и внутри нее.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Симвулиди, И. А. Расчет инженерных конструкций на упругом основании / И. А. Симвулиди. – М.: Высшая школа. – 1978. – 480 с.
2. Печорская, С. А. Задача контактного взаимодействия фундаментной плиты и несущей стены многоэтажного здания / С. А. Печорская, В. А. Икрин, В. П. Хомяк // Строительная механика и расчет сооружений. – М., 2009. – № 5 (226). – С. 35–41.
3. Чумаченко, Е. Н. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния зубных протезов / Е. Н. Чумаченко, С. Д. Арутюнов, И. А. Лебеденко. – М., 2003. – 271 с.
4. Багмутов, В. П. О некоторых особенностях структурного биомеханического подхода в задачах стоматологии / В. П. Багмутов // Известия Волгоградского гос. техн. ун-та: межвуз. сб. научн. ст., № 11 (59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 3). – С. 101–105.
5. Тимошенко, С. П. Теория упругости / С. П. Тимошенко, Дж. Гудьер. – М.: Наука. – 1975. – 576 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. Горун, аспирант*

## О ВЛИЯНИИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И КОНЦЕНТРАТОРОВ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: sopromat@vstu.ru)

На титановых псевдо- $\alpha$ -сплавах в деформируемом и литейном состояниях приведены испытания на растяжение цилиндрических образцов с кольцевыми концентраторами напряжений. Изучены закономерности изменения сопротивления пластическим деформациям  $\sigma_b$  и чувствительность к концентрации напряжений.

*Ключевые слова:* концентратор напряжений, пластическая деформация, цилиндрические образцы, структура.

The conditions are given for the tensile test of cylindrical specimens with circular stress concentrators on titanium pseudo -  $\alpha$  - deformed alloys and casting. Patterns of change in plastic deformation resistance  $\sigma_b$  and sensitivity to stress concentration.

*Keywords:* stress concentrator, plastic deformation, cylindrical specimens, structure.

подавляющее большинство деталей машин и элементов конструкций работают в условиях наличия концентраторов напряжений. При нагружении концентраторы напряжений локализуют процессы пластической деформации и нарушения сплошности материала. Поэтому в зависимости от структурного состояния выявляют различную его чувствительность к концентрации напряжений, что в конечном итоге, определяет прочность, надежность, долговечность и ресурс работы изделий [1].

В настоящей работе изучено влияние структуры и концентраторов напряжений в титановых псевдо- $\alpha$ -сплавах на сопротивление деформированию и разрушению.

Испытания выполнены на гладких пятикратных цилиндрических образцах и образцах с кольцевым концентратором напряжений. Радиус  $R$  кривизны контура концентратора в минимальном сечении варьировался от  $\infty$  для гладких образцов до предельно острого (0,02 мм) – для образцов с концентратором. Исходный диаметр образца с концентратором составлял 12 мм, а отношение минимального диаметра в концентраторе  $d$  к наружному  $D$  для всех образцов оставалось постоянным и равнялось 0,71.

Растяжение образцов проводили на испытательной установке УМЭ-10ТМ с механическим приводом. Скорость перемещения захвата при испытании гладких образцов составляла 5,0 мм/мин, образцов с концентратором – 0,5 мм/мин, что обеспечивало близкие скорости деформации гладких и надрезанных образцов [2].

Микроструктура данных сплавов представлена на рис. 1. В деформируемом состоянии структура мелкозернистая, глобулярная; размер

глобул не превышает 0,025 мм. Структура в литейном состоянии крупнозернистая, с преобладанием первичных  $\alpha$ -зерен, отделенных друг от друга оторочкой; внутри  $\alpha$ -зерен колонии  $\alpha$ -пластин различной ориентации. Размер  $\alpha$ -зерен достигает 1,5–2,0 мм.

В процессе испытаний записывали диаграмму «нагрузка – перемещение захвата». На рис. 2 приведена диаграмма растяжения гладких образцов сплавов 5В и 5ВЛ, имеющих одинаковые исходные размеры.

Видно, что диаграммы практически совпадают, что подтверждает близость характеристик прочности обоих материалов.

Для литейного сплава, по сравнению с деформируемым, при разрушении отмечаются существенно меньшие деформации. Механические свойства сплавов 5В и 5ВЛ имели в исходном состоянии следующие значения: для сплава 5В  $\sigma_{0,2} = 788$  МПа,  $\sigma_b = 905$  МПа,  $\delta_5 = 12,5$  %  $\psi_k = 33,8$  %, а для сплава 5ВЛ  $\sigma_{0,2} = 791$  МПа,  $\sigma_b = 852$  МПа,  $\delta_5 = 6,4$  %  $\psi_k = 14,7$  %.

На рис. 3 приведены экспериментальные результаты испытания образцов сплавов 5В и 5ВЛ с различными концентраторами. По оси абсцисс отложена величина теоретического коэффициента концентрации напряжений  $\alpha_\sigma$ , которая определяется соотношением  $d/D$  и радиусом при вершине концентратора  $R$  [3]. По оси ординат – максимальные напряжения  $\sigma_b^H$ , определяемые как максимальная нагрузка, отнесенная к исходной площади поперечного сечения образца в минимальном сечении.

По изменению  $\sigma_b^H$  для исследуемых сплавов можно выделить две области, граница между

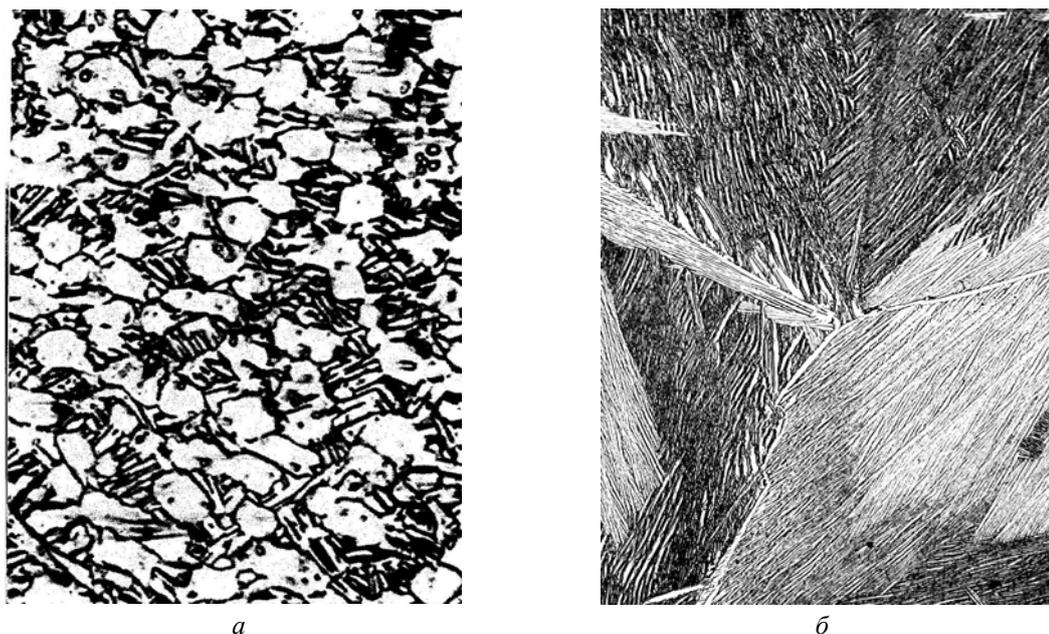


Рис. 1. Фрагменты микроструктуры сплава:  
а – сплав 5В (деформированное состояние), б – сплав 5ВЛ (литое состояние) х400

которыми обозначена предельным коэффициентом концентрации напряжений  $\alpha_{\sigma n}$  [1].

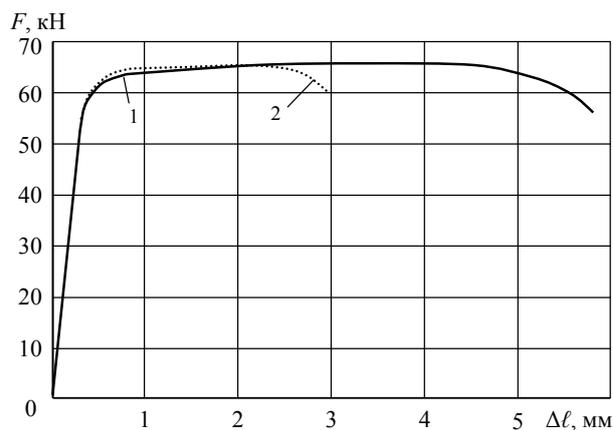


Рис. 2. Машинная диаграмма растяжения образцов для сплавов 5В(1) и 5ВЛ(2)

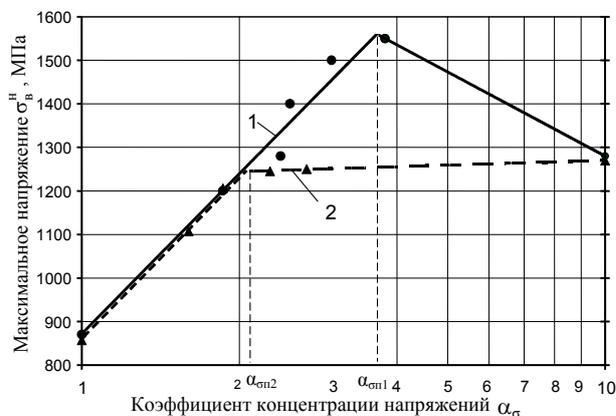


Рис. 3. Изменение условного предела прочности  $\sigma_b^H$  для сплавов 5В (1) и 5ВЛ (2) в зависимости от теоретического коэффициента концентрации напряжений

В области меньших значений коэффициентов концентрации напряжений, то есть при  $\alpha_\sigma < \alpha_{\sigma n}$  имеет место линейное (в полулогарифмических координатах) увеличение  $\sigma_b^H$ , более того, начальные участки графиков  $\sigma_b^H = f(\alpha_\sigma)$  обоих сплавов практически совпадают. Однако для сплава 5ВЛ увеличение  $\sigma_b^H$  с ростом  $\alpha_\sigma$  прекращается значительно раньше, при меньших напряжениях, чем для сплава 5В. Если максимальное значение  $\sigma_b^H$  для сплава 5В составляет 1550 МПа, то для сплава 5ВЛ – лишь 1250 МПа. Наибольшее значение  $\sigma_b^H$  для 5В достигается при  $\alpha_\sigma$ , равном 3,8, а для сплава 5ВЛ – при существенно меньшей величине, равной 2,2. В области больших значений  $\alpha_\sigma > \alpha_{\sigma n}$  отмечается существенное снижение  $\sigma_b^H$  (для сплава 5В) или остается практически на одном и том же уровне (для сплава 5ВЛ). Видно, что при предельно остром концентраторе ( $R = 0,02$ ) значения  $\sigma_b^H$  обоих сплавов совпадают.

В исследовательской практике для изучения чувствительности конструкционных сплавов к концентрации напряжений используют относительное изменение предела прочности  $K_n = \sigma_b^H / \sigma_b$ , которое называют эффективным коэффициентом концентрации напряжений  $K_n$  [1,4,5].

Изменение эффективного коэффициента концентрации напряжений  $K_n$  в зависимости от исходного теоретического коэффициента концен-

трации напряжений  $\alpha_\sigma$  приведено на рис. 4. Сплошная линия получена ранее [1] для ряда конструкционных материалов: сталь 35, сталь 80, ЭИ 961, Д16Т, ВТЗ-1, ПТЗВ.

Эта зависимость аппроксимирована выражением:

$$\frac{\sigma_B^H}{\sigma_B} = A \exp \frac{B}{\alpha_\sigma}, \quad (1)$$

где постоянные  $A$  и  $B$  составили соответственно 2,06 и -0,721.

Точками показаны экспериментально установленные величины  $\sigma_B^H/\sigma_B$  для сплавов 5В и 5ВЛ. Видно, что экспериментальные точки хорошо согласуются с установленной ранее зависимостью, чем подтверждается вывод о преобладающем влиянии геометрических факторов на закономерности относительного повышения сопротивления деформированию.

Справедливость полученных выводов ограничена значением  $\alpha_\sigma \leq \alpha_{\sigma_{\text{ан}}}$ . Наблюдения за ха-

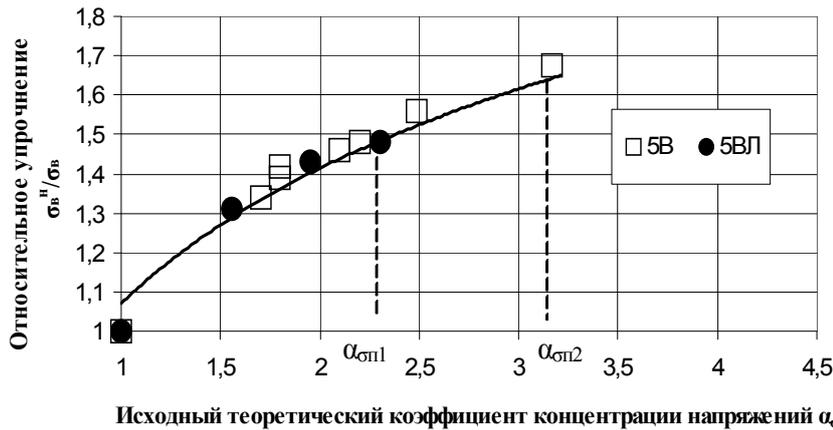


Рис. 4. Влияние исходного теоретического коэффициента концентрации напряжений  $\alpha_\sigma$  на величину относительного упрочнения  $\sigma_B^H/\sigma_B$

рактером разрушения образцов с концентраторами  $\alpha_\sigma < \sigma_{\text{ан}}$  и  $\alpha_\sigma > \sigma_{\text{ан}}$  подтверждают различные механизмы развития разрушения. Схема вида ответных поверхностей излома разрушенных образцов представлена на рис. 5. При исходном концентраторе напряжений  $\alpha_\sigma < \sigma_{\text{ан}}$  образцы, соединенные ответными поверхностями в месте излома, соприкасаются по краям и образуют пустоту внутри. Такая картина может сформироваться, если трещина зарождается внутри, в центре минимального сечения. При росте трещины от центра к краям концентратора в ее вершине протекают пластические деформации, в результате чего края вытягиваются больше, чем центр сечения (рис. 5, а). При  $\alpha_\sigma > \sigma_{\text{ан}}$  на поверхности концентратора достигается предельное состояние раньше, чем в центре минимального сечения. Процесс роста трещины от периферии к центру минимального сечения, начавшись с поверхности или приповерхностных слоев, сопровождается пластическими деформациями и центр сечения вытягивается больше, чем его края. В результате ответные поверхности разрыва разрушенных образцов соприкасаются по центру, оставляя за-

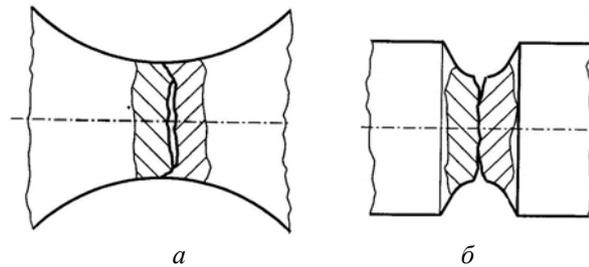


Рис. 5. Вид излома образца с радиусом при вершине надреза 5,0 мм (а) и 0,02 мм (б)

зор по контуру (рис. 5, б), а разрушение является хрупким.

В свою очередь величина  $\sigma_{\text{ан}}$ , которой ограничивается справедливость зависимости (1) изменения величины безразмерного коэффициента  $\sigma_B^H/\sigma_B$ , для разных сплавов имеет различные значения. В соответствии с выражением (1), чем выше значение  $\sigma_{\text{ан}}$  сплава, тем больше упрочнение, вызванное концентратором. Регрессионный анализ связи коэффициента концентрации напряжений  $\sigma_{\text{ан}}$  с параметрами пластичности  $\psi_k/\psi_B$  ряда сплавов позволил выявить эмпирическую зависимость [1]:

$$\alpha_{\sigma_{\text{тп}}} = C \frac{\psi_{\text{к}}}{\psi_{\text{в}}} + D, \quad (2)$$

где  $C = 0,42$ ,  $D = 0,9$ . Коэффициент корреляции равен 0,96.

Это уравнение позволяет установить величину предельного коэффициента концентрации напряжений  $\alpha_{\text{тп}}$  конкретного сплава, которым ограничена зависимость (1). Как видно (рис. 6),  $\alpha_{\text{тп}}$  линейно зависит от параметра пластичности  $\psi_{\text{к}}/\psi_{\text{в}}$ . На рис. 6 приведен график зависимости (2), на котором точками показаны значения  $\alpha_{\text{тп}}$  для всех испытанных сплавов. Установлено хорошее соответствие этой зависимости с результатами экспериментов со сплавом 5В и 5ВЛ, что подтверждает соответствие расчетных и полученных экспериментальных данных.

На рис. 7 представлена структура поверхности образца в деформированном состоянии, характерная для сплава 5ВЛ. В результате деформирования в структуре наблюдается образование полос скольжения, которые формируются на границах и в теле зерна. Распространение полос скольжения происходит, в зависимости от кристаллографической ориентировки, по телу зерен и тормозится границами зерен.

На рис. 7 движение полос приостановилось на границе зерна, образуя трещину, которая получила дальнейшее развитие. По телу зерен так же наблюдалось образование трещин ориентированных под углом  $45^\circ\text{--}60^\circ$  под действием касательных напряжений. На рис. 7, а ориентация полос скольжения в соседних зернах различна, а сдвиги формируют на границе зерен повреждение, сопровождающиеся образованием трещин.

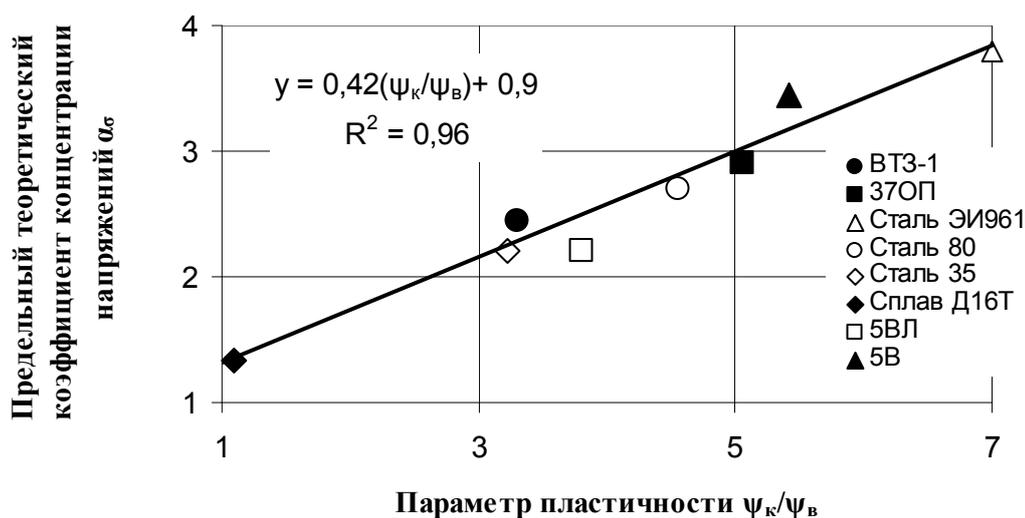


Рис. 6. Влияние параметра пластичности  $\psi_{\text{к}}/\psi_{\text{в}}$  на величину предельного теоретического коэффициента концентрации напряжений  $\alpha_{\text{тп}}$

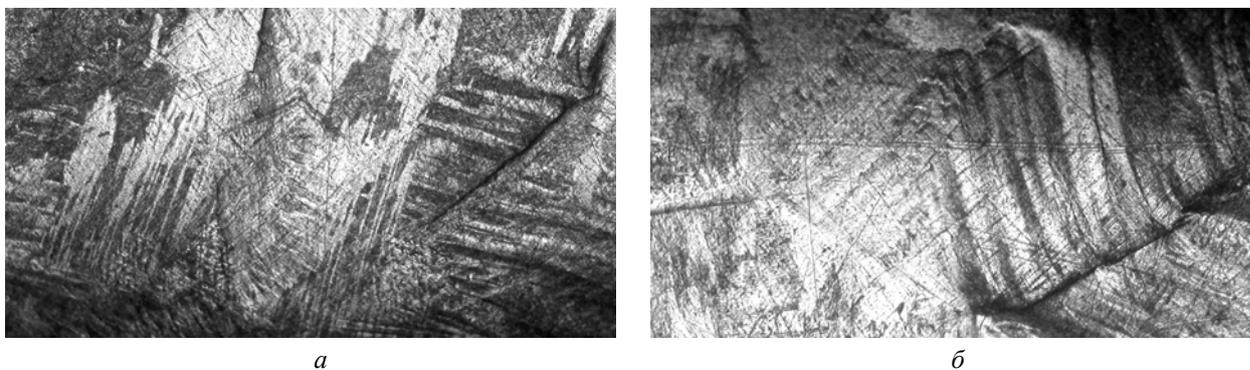


Рис. 7. Типичные фрагменты структуры поверхности деформируемого образца сплава 5ВЛ с трещинами (а, б –  $\times 100$ ). Направление растяжения образца по горизонтали

Таким образом, в работе изучено влияние изменения конструкционной прочности титановых псевдо- $\alpha$ -сплавов в литейном 5ВЛ и деформируемом 5В состоянии. При практически одинаковых характеристиках прочности обоих сплавов концентраторы снижают максимальное значение  $\sigma_b^H$  сплава в литом состоянии по сравнению с деформируемым сплавом. Поэтому для оценки чувствительности сплавов к концентраторам напряжений конструкционных сплавов необходимо учитывать величину коэффициента концентрации напряжений. Подтверждена для титановых сплавов единая зависимость изменения эффективного коэффициента концентрации напряжений от соотношения остаточного поперечного сужения полного к равномерному в условиях полномасштабной текучести пластичного сплава. Анализ результатов исследований позволил высказать предположение о существенном влиянии границ зерен на чувствительность к концентрации напряжений литейного сплава.

УДК 539.4

*В. П. Багмутов, д-р техн. наук., А. Н. Тодоров, ст. преподаватель*

### ОПТИМАЛЬНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИН НА ОСНОВЕ ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЧНОСТИ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: sopromat@vstu.ru)

В статье обсуждается использование зависимости допускаемых напряжений от объемной доли волокон для предварительного проектирования оптимальных армированных элементов конструкций. Что проиллюстрировано на решении простой задачи проектирования оптимальных армированных пластин равного сопротивления изгибу. Установлено, что при соблюдении ряда условий зависимость эффективных модулей упругости двухфазных композитов от объемной доли (на широком диапазоне ее изменения) близка к линейной.

*Ключевые слова:* композиционные материалы, прогнозирование свойств, предварительное проектирование, оптимальное проектирование.

The article discusses the using of dependence of allowable stress by volume fraction reinforcing fibers for the preliminary design of structural elements with optimal reinforcement. This illustrated through of solving simple problem designing optimal reinforced equal-strength bending plates. Discovered nearly lineal correlation of effective elastic modules two-phase composites with the volume fractions reinforcing fibers (on wide range variation), if performed some conditions.

*Keywords:* composite materials, prediction of the properties, preliminary design, optimal design.

Изучение механических свойств композиционных материалов (КМ) конечной целью, как правило, имеет управление ими. В частности, создание оптимального по одному или комплексу критериев проекта детали, элемента, узла. Пусть предварительного, подлежащего последующему уточнению.

Как правило, характеристики прочности (так или иначе, прямо или косвенно, на всей области или разбитой на интервалы) связаны с упругими свойствами. Для оценки эффективного модуля

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Водопьянов, В. И.* Влияние концентрации напряжений на прочность и пластичность конструкционных материалов / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев // Проблемы прочности, 1991. – № 3. – С. 74–77.
2. *Водопьянов, В. И.* К вопросу построения истинной диаграммы деформирования на стадии шейкообразования / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, В. В. Травин // Заводская лаборатория, 2007. – Т. 3. – № 7. – С. 53–58.
3. *Петерсон, Р.* Коэффициенты концентрации напряжений / Р. Петерсон. – М.: Мир, 1977. – 302 с.
4. *Лебедев, Д. В.* Конструктивная прочность криогенных сталей / Д. В. Лебедев. – Металлургия, 1976. – 264 с.
5. *Вейс, В.* Анализ разрушения в условиях концентрации напряжений / В. Вейс // Инженерные основы и воздействие внешней среды, 1976. – С. 264–301.
6. *Ковальчук, Б. И.* Деформирование и разрушение стали ВНС25 при низких температурах с учетом вида напряженного состояния к концентрации напряжений / Б. И. Ковальчук, В. Н. Рудненко, А. М. Хватан, А. А. Белоус // Проблемы прочности, 1989. – № 1. – С. 44–47.

композитов давно и широко используется вилка Фойгта-Рейсса (Voigt-Reuss bounds). При большой разнице упругих модулей фаз композита она становится очень широкой. К таким композитам относятся, в том числе, распространенные композиты с полимерной матрицей. Зависимость эффективного модуля для композита на основе эпоксидной пластмассы ( $E \approx 1$  ГПа), армированной стальными волокнами ( $E \approx 200$  ГПа), приведена на рис. 1. (Наибольшее отношение эффективных модулей по Фойгту и Рейссу более 50).

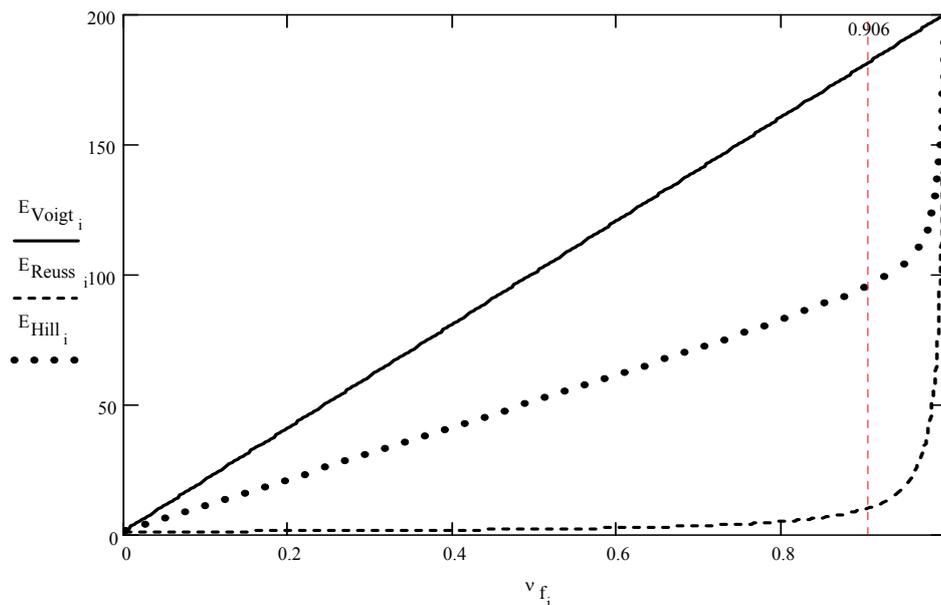


Рис. 1. Вилка Фойгта-Рейсса для композита на основе эпоксидной пластмассы, армированной стальными волокнами

Правой вертикальной пунктирной линией выделена теоретически возможная максимальная объемная доля волокон круглого поперечного сечения  $v_{f_{\max}} \approx 0,906$ .

Из рис. 1 видно, что на интервале изменения объемной доли  $0 \leq v_f \leq v_{f_{\max}}$  не только по Фойгту (что очевидно), но и по Рейссу и Хиллу упругие модули меняются по закону, близкому к линейному.

Предположим, что предельное напряжение на заданном диапазоне изменения объемных долей меняется по такому же закону, что и эффективный упругий модуль (то есть линейно).

$$\sigma_{adm} = \sigma_{adm_{f^*}} \cdot v_f + \sigma_{adm_m} \cdot (1 - v_f), \quad (1)$$

где  $\sigma_{adm}$  – допускаемое напряжение для композита при текущей объемной доле волокон  $v_f$ ;  $\sigma_{adm_{f^*}}$  – эффективное допускаемое напряжение для композита при объемной доле  $v_f$ , приведенной к 1;  $\sigma_{adm_m}$  – допускаемое напряжение для матрицы.

Аналогично задаче проектирования обычной балки равного сопротивления изгибу из однородного изотропного линейно-упругого материала при переменных размерах сечения, решим задачу о проектировании пластины равного сопротивления изгибу при переменной объемной доле армирующих волокон и постоянных размерах поперечного сечения. Выбранные кинематические и силовые граничные ус-

ловия позволяют в случае предварительного проектирования выполнить расчет пластины как балки. Схема представлена на рис. 2.

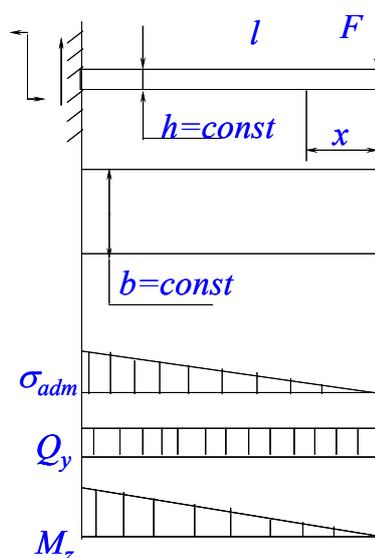


Рис. 2. Выбранная схема закрепления и нагружения. Распределение усилий и напряжений по длине

Используем условие прочности (2):

$$\sigma_{\max} = \frac{M_z}{W_z} = \frac{6Fx}{bh^2} \leq \sigma_{adm} \quad (2)$$

и зависимость допускаемых напряжений от объемной доли волокон (1).

В результате получаем закон изменения объемной доли по длине армированной пластины (3):

$$v_f(x) = \frac{6Fx}{bh^2(\sigma_{adm\_f^*} - \sigma_{adm\_m})} - \frac{\sigma_{adm\_m}}{\sigma_{adm\_f^*} - \sigma_{adm\_m}}. \quad (3)$$

Таким образом, оценка зависимости допускаемых напряжений от объемной доли волокон позволила получить предварительный оптимальный проект пластины равного сопротивления изгибу при заданных кинематических и силовых граничных условиях.

УДК 669.15:539

*В. П. Багмутов, д-р техн. наук, А. С. Столярчук, канд. техн. наук, А. В. Коробов, студент*

### ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ КАЛЬЦИЕМ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: sopromat@vstu.ru)

Изучено влияние микролегирувания кальцием на циклическую прочность некоторых конструкционных сталей. Показано, что микролегирувание изменяет кинетику накопления усталостных повреждений материала. В результате изменения кинетики повреждений повышается циклическая прочность.

*Ключевые слова:* циклическая прочность, микролегирувание, структурная неоднородность, локальные деформации.

The influence of microalloying by calcium on cyclic strength of some structural steels is studied. It is shown that microalloying changes the kinetics of the accumulation of fatigue damages of a material. As a result of change of the kinetics of damages the cyclic strength is increased.

*Keywords:* cyclic strength, microalloying, structural heterogeneity, local deformations.

**Постановка задачи.** В условиях серийного, а тем более массового машиностроительного производства всегда остро стоит проблема замены дорогих и нетехнологичных при обработке марок сталей (например, с высоким содержанием хрома, никеля или других дорогостоящих химических элементов), применяемых для изготовления ответственных высоконагруженных деталей, на материалы меньшей стоимости и лучшей обрабатываемости. При этом замена, естественно, не должна приводить к снижению служебных характеристик (в частности, циклической прочности). Одним из способов решения этой проблемы является переход на микролегируемые стали. Тем более, что имеются сведения [1] о лучшей обрабатываемости резанием таких сталей. Однако до настоящего времени вопросы конструкционной прочности микролегируемых марок недостаточно исследованы и, в частности, мало данных по их сопротивлению циклическим нагрузкам. Кроме того, практически не имеется результатов изучения влияния микролегирувания на кинетику накопления повреждений (в том числе, на неоднородность этих процессов).

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Келли, А. Высокопрочные материалы / А. Келли. – М.: Мир, 1976. – 261 с.
2. Копьев, И. М. Разрушение металлов, армированных волокнами / И. М. Копьев, А. С. Овчинский. – М.: Наука, 1977. – 240 с.
3. Фудзии, Т. Механика разрушения композиционных материалов / Т. Фудзии, М. Дзако. – М.: Мир, 1982. – 232 с.

Задачей настоящей работы являлось экспериментальное изучение влияния микролегирувания на процесс накопления повреждений, протекающий на фоне выделения макродеформации  $\varepsilon$ , при повторно-переменных нагрузках и, как следствие, изменение циклической прочности материалов в областях многоциклового (чистой) и малоциклового усталости.

Под «повреждениями» будем понимать локальные (внутризеренные) деформации  $\varepsilon_i$  на мезоструктурном уровне материала. Скорости их накопления  $\dot{\varepsilon}_i = d\varepsilon_i / dn$  ( $n$  – текущее число циклов) являются важными характеристиками процесса развития таких повреждений при усталости.

**Сведения о материалах.** Проводилось сравнительное изучение следующих марок, широко применяемых в машиностроении: 50X; 20XН3А; 25XГТ как в обычном (без микролегирувания) состоянии, так и микролегируемых кальцием. Кальций принят для микролегирувания в связи с наличием в литературе большой информации по таким сталям. Химический состав сопоставляемых материалов приведен в табл. 1.

Химический состав обычных и микролегированных (\*) сталей

Марка стали	Химический состав (%)								
	Углерод	Кремний	Марганец	Сера	Фосфор	Хром	Никель	Титан	Молибден
50X	0,46 0,54	0,17 0,37	0,50 0,80	0,035	0,035	0,80 1,10	–	–	–
50X*	0,48	0,34	0,80	0,050	0,021	1,07	–	–	–
20ХН3А	0,17 0,24	0,17 0,37	0,30 0,60	0,025	0,025	0,60 0,90	2,75 3,15	–	–
20ХН3А*	0,22	0,25	0,33	0,052	0,010	0,78	2,82	–	0,04
25ХГТ	0,22 0,29	0,17 0,38	0,80 1,10	0,040	0,040	1,00 1,30	0,4	0,6 0,15	–
25ХГТ*	0,25	0,25	1,10	0,039	0,18	1,15	–	0,03 0,09	

Термообработка образцов для испытаний была идентичной для обычных и микролегированных марок.

**Структура включений и кинетика повреждений.** Природа и структура включений для изученных марок была установлена методом дифракционного анализа. Этот метод показал, что образующиеся при микролегировании включения состоят из силиката кальция ( $\text{CaO} \times \text{SiO}_2$ ) в сульфидной оболочке.

Испытуемые материалы подвергались также металлографическому исследованию. На рис. 1 приведены результаты металлографического анализа стали 25ХГТ, микролегированной кальцием. Изучение формы и размеров образующихся неметаллических включений проводилось на электронном микроскопе УЭВМ-100К при различных степенях увеличения. Опыты показали, что для трех исследованных марок включения после модифицирования распределены в зернах более равномерно и, кроме того, принимают глобулярную форму с весьма малыми размерами (порядка 2...0,5 мкм, что соответствует границе перехода от мезо- к микромасштабному уровню). Форма включений, как известно, может оказать существенное влияние на механические свойства, причем глобулярная форма и малые размеры являются наиболее желательными факторами для увеличения сопротивления чистой усталости [2]. Кроме того, с нашей точки зрения, немаловажное значение должна иметь и неоднородность процессов накопления повреждений (на разных масштабных уровнях!) при циклических нагрузках, приводящих к усталости. Анализу таких процессов, а также роли включений  $\text{CaO} \times \text{SiO}_2$

в кинетике повреждений до настоящего времени не уделялось должного внимания.

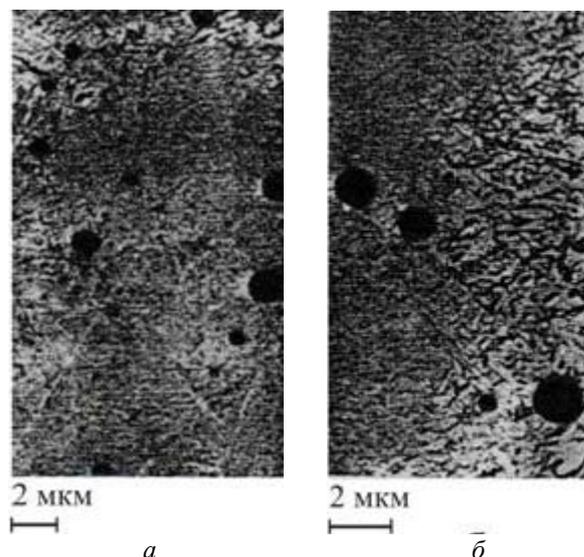


Рис. 1. Неметаллические включения в стали 25 ХГТ, микролегированной кальцием, при увеличениях:  $\times 3000$  (а) и  $\times 5000$  (б)

Рассмотрим влияние описанного изменения структуры в результате микролегирования кальцием на статистические особенности накопления повреждений по результатам исследования кинетики деформирования локальных объемов материала на мезоструктурном уровне. На рис. 2 приведены частоты и аппроксимирующие их функции плотности распределения относительных скоростей накопления локальных деформаций для стали 20ХН3А в обычном состоянии и модифицированной кальцием. Здесь представлены экспериментальные данные, полученные при отнулевом растяжении

образцов в области малоциклового усталости. Как видим, микролегирование материала приводит качественно к эффекту, аналогичному влиянию поверхностного пластического деформирования (ППД), установленному в работе [3]. Как и после ППД, в настоящем исследовании обнаружено снижение неоднородности локальных внутризеренных деформаций. В результате наблюдается уменьшение разброса «коэффициентов концентрации» скоростей (см. рис. 2) мезодеформаций, в статистическом смысле интегрально отображающих на изучаемом масштабном уровне (соответствующем малоциклового усталости) кинетику повреждений на более мелких уровнях (соответствующих многоциклового усталости). Факт уменьшения разброса («сжатие» функции плотности) имеет место для всех изученных марок. Этот факт согласуется и с более равномерным распределением включений по телу зерна после микролегирования, а также с их глобулярной формой (см. рис. 1).

Обнаруженная нами методами математической статистики общность изменений деформационных процессов в результате микролегирования позволяет прогнозировать повышение циклической прочности модифицированных кальцием сталей, за счет уменьшения разброса «коэффициентов концентрации» локальных повреждений и их скоростей.

Это уменьшение, по-видимому, не зависит от масштабного уровня. В связи с последним предположением увеличение характеристик циклической прочности следует ожидать в любой области усталости.

**Обсуждение результатов.** Результаты испытаний в области многоциклового усталости для исследованных материалов представлены

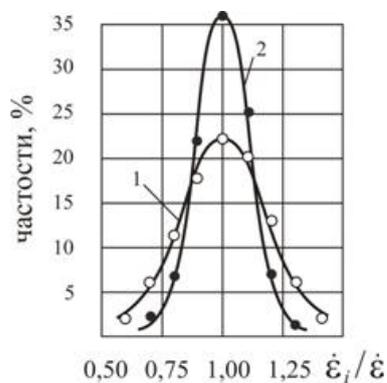


Рис. 2. Экспериментальные функции плотности распределения относительных скоростей повреждений для стали 20ХН3А в обычном состоянии (1) и микролегированной кальцием (2)

на рис. 3 в полулогарифмических координатах:  $\sigma_a - \lg N$  ( $\sigma_a$  – амплитудное напряжение симметричного цикла,  $N$  – долговечность). Каждая экспериментальная точка на графиках – осредненный результат испытаний 3-х образцов. Определенные в опытах значения некоторых параметров сопротивления циклическим нагрузкам сведены в табл. 2.

Анализ полученных результатов показывает, что микролегирование кальцием сталей 50Х и 25ХГТ не влияет на предел выносливости  $\sigma_{-1}$ , определенный на базе  $N = 5 \cdot 10^6$  циклов. Это согласуется с выявленным нами в контрольных опытах фактом независимости твердости по Бринеллю НВ, хорошо коррелирующей со статическими характеристиками прочности, от микролегирования для изученных марок. Для стали 20ХН3А кальцинирование приводит к незначительному увеличению предела выносливости на принятой базе испытаний. Однако при микролегировании 20ХН3А и 25ХГТ наблюдается существенное увеличение циклического ресурса (для марки 20ХН3А – практически на порядок) в области ограниченной долговечности, что очевидно из приведенных графиков, а также по значениям параметра  $N_0$  (см. рис. 3 и табл. 2). То есть при чистой усталости ( $N > 10^4 \dots 10^5$  циклов) влияние микролегирования в большинстве случаев оказывается положительным, что не удастся объяснить, как указано, с точки зрения статической прочности. В некоторых частных случаях (например, для стали 50Х) микролегирование может и не повышать циклическую прочность, не приводя, однако, и к ее падению.

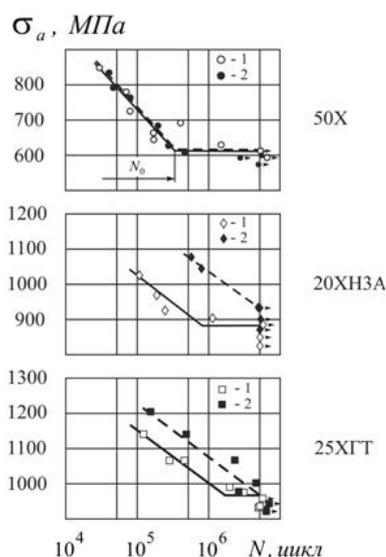


Рис. 3. Кривые усталости для изученных сталей в обычном состоянии (1) и микролегированных кальцием (2)

Увеличение сопротивления циклическим нагрузкам микролегированных марок в области ограниченной долговечности, когда материал работает при неупругом или упруго-пластическом деформировании (то есть, как показано нами, при накоплении существенно неоднородных деформаций и их скоростей на мезоструктурном масштабном уровне) позволяет предпо-

ложить, что в области малоциклового усталости – при развитых макропластических деформациях – преимущество кальцинированных сталей может оказаться более выраженным. На преимущество в этой области косвенно также указывает и обнаруженный нами большой запас статической пластичности для микролегированных кальцием сталей.

Таблица 2

Некоторые усталостные характеристики исследованных сталей

Материал	$\sigma_{-1}$ , МПа	$N_0 \cdot 10^{-5}$ , цикл	$N_{0,5} \cdot 10^{-4}$ , цикл	$\frac{N_{0,5}^* - N_{0,5}}{N_{0,5}} \cdot 100$ , %
50X	610	4	1,1	82
50X*	610	4	2,0	
20ХН3А	880	7	3,7	278
20ХН3А*	920	50	14	
25ХГТ	970	20	2,8	79
25ХГТ*	970	50	5,0	

Для оценки сопротивления материалов малоциклового усталости ( $N < 10^4 \dots 10^5$  циклов) используем параметр  $N_{0,5}$ , предложенный одним из авторов ранее. Как показано в работе [4], параметр  $N_{0,5}$ , коррелирующий с запасом пластичности, определяет область малоциклового усталости, гарантирующую по числу циклов отсутствие опасности хрупких (аварийных!) разрушений. Для исследованных сталей параметр  $N_{0,5}$  после микролегирования возрастает; при этом наибольший прирост (на 278 %) наблюдается у марки 20ХН3А (см. табл. 2). Последнее подтверждает предположение о более существенном положительном влиянии микролегирования в области малоциклового усталости по сравнению с чистой. По нашему мнению, это положительное влияние, в первую очередь, связано с обнаруженным уменьшением неоднородности процессов повреждений, отображающимся в виде «сжатия» соответствующей функции плотности распределения повреждений (см., например, рис. 2).

По-видимому, это уменьшение разброса повреждений (уменьшение «коэффициентов концентрации» повреждений), обнаруженное методами математической статистики при обработке экспериментальных данных, обеспечивает большой запас статической пластичности, а это, в свою очередь, и приводит к повышению малоциклового прочности. Известно, что «мало-

цикловая прочность» (в смысле разрушающего числа циклов), в первую очередь, определяется пластичностью материала согласно уравнению Коффина-Мэнсона для жесткого цикла.

Чтобы получить возможность для обобщений, проверим предположение о положительном влиянии уменьшения указанной неоднородности на другом материале (на углеродистой стали), например, в области малоциклового усталости. Для этого сопоставим факт увеличения долговечности за счет уменьшения неоднородности повреждений по всему объему материала (после микролегирования) с анализом влияния на усталостные характеристики подобного уменьшения, наблюдаемого только в поверхностном слое: например, после ППД [3, 5]. На рис. 4 показаны результаты малоциклового испытания стали 20, полученные, как и ранее, при отнулевом пульсирующем растяжении, сопровождающемся процессом циклической ползучести. В данном случае уменьшение неоднородности повреждений, отображающееся «сжатием» функции плотности распределения мезодеформаций после ППД, установленным, как отмечено выше, в работе [3], приводит (как и при микролегировании, см. на рис. 3 марки: 20ХН3А; 25ХГТ) к аналогичному сдвигу кривой усталости для стали 20 в сторону больших долговечностей (см. рис. 4, а). Отметим, что этот эффект не сопровождается неблагоприятным падением уровня циклически на-

копленной деформации (см. рис. 4, б) для указанной стали.

Как известно [6], в области чистой усталости (а иногда и малоцикловой) положительное влияние ППД связывают, в основном, с наличием в поверхностном слое благоприятных отрицательных (сжимающих) остаточных напряжений. В опубликованной нами статье [5], напротив, увеличение малоцикловой прочности объясняется не остаточными напряжениями, а падением макроскорости циклической ползучести после ППД под влиянием статистически обнаруженного снижения неоднородности (снижения разброса) скоростей локальных деформаций ползучести на мезоуровне. Это объяснение мотивируется тем, что сжимающие напряжения в поверхностном слое при больших действующих напряжениях снимаются уже в первых циклах, что показано одним из авторов настоящей работы ранее [3].

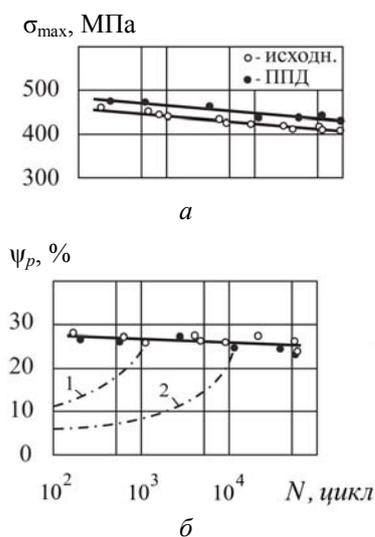


Рис. 4. Кривые малоцикловой усталости (а) и накопленной равномерной деформации (б) для углеродистой стали в исходном состоянии и после ППД («1»; «2» – траектории деформирования двух образцов)

*Резюме.* Проведенное сопоставление результатов исследований позволяет утверждать, что одной из важнейших причин повышения, а в крайнем случае сохранения, циклической прочности сталей в результате микролегирования включениями  $CaO \times SiO_2$  является уменьшение неоднородности кинетических процессов, то есть скоростей накопления локальных поврежденных структуры, на соответствующих масштабных уровнях. Объяснить полученный эффект изменением статических прочностных характеристик материала за счет включений не удастся, поскольку микролегирование практически не влияет на эти характеристики.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Исследование физической природы улучшения обрабатываемости кальцийсодержащих сталей / Н. В. Талантов [и др.] // Физические процессы при резании металлов: сб. науч. тр. / ВПИ. – Волгоград, 1980. – Вып. I. – С. 9–22.
2. Ицкович, Г. М. Раскисление стали и модифицирование неметаллических включений / Г. М. Ицкович. – М.: Металлургия, 1981. – 296 с.
3. Гурьев, А. В. Эффективность ППД деталей из конструкционных углеродистых сталей, работающих в условиях малоциклового нагружения / А. В. Гурьев, В. П. Тарасов, А. С. Столярчук // Вестник машиностроения. – 1977. – № 3. – С. 50–52.
4. Гурьев, А. В. Об оценке циклической пластичности материала при малоцикловых усталостных испытаниях / А. В. Гурьев, А. С. Столярчук // Заводская лаборатория. – 1977. – № 6. – С. 726–730.
5. Багмутов, В. П. Влияние поверхностного слоя на статистический характер необратимых мезодеформаций и повреждение металлов при циклических нагружениях / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, В. Н. Арисова // Вопросы материаловедения. – 2002. – № 1. – С. 364–372.
6. Сидякин, Ю. И. Повышение эффективности упрочняющей механической обработки валов обкаткой их роликами или шариками / Ю. И. Сидякин // Вестник машиностроения. – 2001. – № 2. – С. 43–49.

УДК 621. 81

*М. М. Матлин, д-р техн. наук, Е. Н. Казанкина, канд. техн. наук, В. А. Казанкин, студент***ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ДЕЙСТВИТЕЛЬНОГО НАТЯГА  
ОТ ПАРАМЕТРОВ ПРЕССОВОГО СОЕДИНЕНИЯ****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 снижение действительного натяга.

*Ключевые слова:* пластическая твердость, прессовое соединение, 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 reducing the actual tightness are presented.

*Keywords:* plastic hardness, forging connection, actual tightness, rapprochement of contacting surfaces, contact of rough surfaces.

Соединения с натягом в настоящее время находят широкое применение, прежде всего, в машиностроении. Этот вид соединений часто используют при изготовлении составных колечных валов, для червячных колес, для установки подшипников скольжения в корпусные детали, для соединения вала с зубчатыми колесами, подшипниками качения, маховиками и т. д.

Для определения натяга  $\delta$  используют решение Ляме, справедливое лишь для контакта абсолютно гладких цилиндрических поверхностей. В действительности, на поверхности деталей всегда имеются шероховатости, что необходимо учитывать при оценке действительной нагрузочной способности прессовых соединений. При тепловой сборке происходит внедрение или сплющивание микровыступов шероховатой поверхности, что, очевидно, снижает величину расчетного натяга за счет сближения контактирующих поверхностей. Снижение натяга за счет шероховатости поверхности в традиционных расчетах учитывается поправкой

$$u = 1,2(R_{z_1} + R_{z_2}), \quad (1)$$

где  $R_{z_1}, R_{z_2}$  – максимальная высота микронеровностей соответственно вала и втулки.

Но многочисленные исследования показывают, что в общем случае эта поправка слишком завышена. Поэтому многие авторы в своих работах пытались учесть при определении действительного натяга исходную шероховатость и твердость деталей соединения.

В работе [1] автор предлагает учитывать компенсацию смятия и среза микронеровностей сопрягаемых поверхностей деталей величиной

$$u = 2(k_b R_{z_b} + k_a R_{z_a}),$$

где  $k_b, k_a$  – коэффициенты, учитывающие смятие неровностей сопрягаемых поверхностей вала и втулки;  $R_{z_b}, R_{z_a}$  – высота микронеровностей вала и втулки.

Коэффициенты  $k_b, k_a$ , которые зависят от физико-механических свойств материалов сопрягаемых деталей, их геометрических параметров, от технологии сборки соединения, определяются экспериментально. В результате эксперимента получены локальные эмпирические модели, которыми можно пользоваться в определенных условиях. К этим условиям относятся диапазон натягов, диапазон средних арифметических отклонений микронеровностей, метод сборки соединения, материалы вала и втулки, способ обработки поверхностей.

По результатам этих исследований можно сделать вывод о том, что поправка, определяемая традиционным способом, в большинстве случаев значительно завышена. На рис. 1 приведена зависимость поправки  $u$  от величины натяга при следующих условиях эксперимента: вал выполнен из стали 45, втулка – из оловянистой бронзы Бр. ОЦС 4-4-2,5, способ обработки – точение. Как видно из рисунка, при малых натягах превышение поправки, полученной традиционным способом (рис. 1, линия 2), над экспериментальными данными (рис. 1, линия 1) достигает 80 % (линии 1, 2). Только при обработке грубым точением действительный натяг, полученный с учетом поправки, определенной по формуле (1), приближается к результатам эксперимента (рис. 1, линии 3,4).

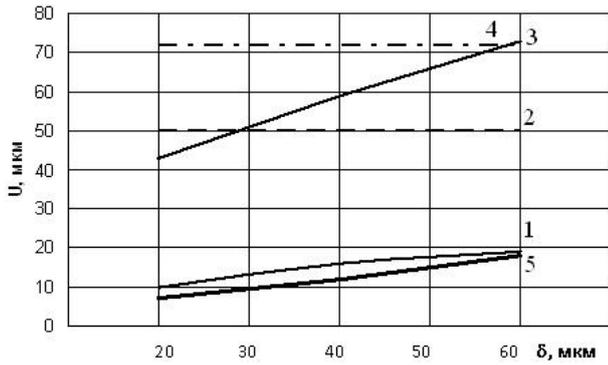


Рис. 1. Зависимость поправки  $u$  от величины натяга

Таким образом, экспериментальные данные доказывают необходимость уточнения действительного натяга с учетом параметров прессового соединения. Недостатком приведенной методики является ограничение условий, при которых предложенные модели можно использовать. Методика, использованная ниже, дает возможность определить фактическую площадь контакта и сближение контактирующих поверхностей, а также действительный натяг с учетом различных параметров соединений.

На основе указанной методики [2] были проведены исследования, позволяющие выявить закономерности влияния различных факторов (твердости, способа обработки и параметров шероховатости контактирующих поверхностей, натяга прессового соединения) на величину поправки  $u$ . Зависимость поправки  $u$  от величины натяга при тех же условиях, что и на линии 1 рис. 1, представлена линией 5 на том же рисунке.

При заданной осевой нагрузке твердость контактирующих поверхностей, а также качество их обработки, значительно влияют на величину натяга (рис. 2). Увеличение твердости втулки позволяет при обеспечении такой же осевой нагрузки снизить необходимый натяг: так, например, при неизменной твердости вала увеличение твердости втулки от 100 до 240 НВ величина поправки снижается до 30 %. С увеличением относительной тонкостенности вала  $d_1/d$  и втулки  $d/d_2$  величина натяга увеличивается (рис. 3), что является следствием аналогичной зависимости давления  $q$  от относительной тонкостенности соединяемых деталей, определяемой формулой Ляме. С увеличением диаметра сопряжения  $d$  величина необходимого натяга уменьшается (рис. 4), что, по-видимому, объясняется увеличением фактической площади контакта. Эта зависимость сохраняется и при обработке поверхности шлифованием, и то-

чением, но в последнем случае необходимый натяг увеличивается на 30 %.

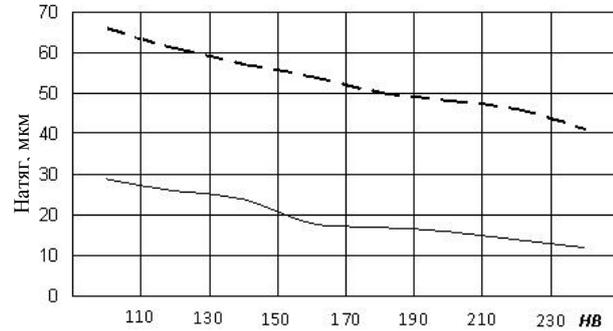


Рис. 2. Влияние твердости материала и обработки на величину необходимого натяга: сплошная линия – шлифование; пунктирная – точение

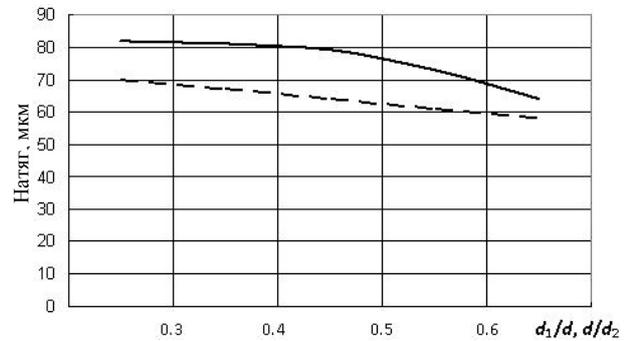


Рис. 3. Зависимость натяга от тонкостенности вала  $d_1/d$  (сплошная линия) и втулки  $d/d_2$  (пунктирная линия)

Таким образом, исследования показали, что в настоящее время актуальным является поиск решения, которое позволило бы конструкторам при определении необходимого натяга достаточно точно оценивать все характеристики материалов и контактирующих поверхностей.

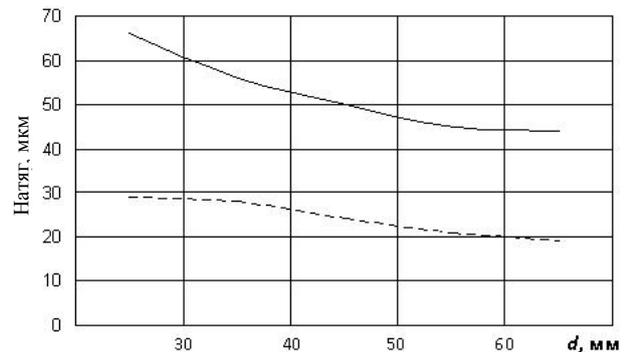


Рис. 4. Зависимость натяга от диаметра сопряжения  $d$ : точение – сплошная линия; шлифование – пунктирная линия

### Выводы

1. Проведенные исследования позволяют конструктору еще на этапе проектирования определять необходимый натяг, задавая соответ-

вующие твердости материалов деталей, а также параметры шероховатостей (виды механической обработки) сопрягаемых поверхностей.

2. Расчет показал, что изменение вида обработки поверхностей может изменить необходимый натяг на величину до 30 %, что следует учитывать при выборе параметров такого соединения.

УДК 620.172.251.22

*М. М. Матлин, д-р техн. наук, А. И. Мозгунова, канд. техн. наук, А. И. Фролова, студент*

### **ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ**

**Волгоградский государственный технический университет**

(e-mail: detmash@vstu.ru)

В работе исследовано влияние поверхностного пластического деформирования на изменение упругих и физико-механических свойств материала детали. На основе полученных зависимостей разработан метод прогнозирования изменения упругих и прочностных свойств поверхностного слоя материала детали при упрочняющей обработке, а также определения по изменению этих свойств степени упрочнения материала.

*Ключевые слова:* поверхностное пластическое деформирование, наклеп, модуль упругости, коэффициент Пуассона, упрочнение, упругопластическая деформация, твердость, предел текучести, предел прочности, интенсивность деформации, модуль упругости, индентор, растяжение, диаметр остаточного отпечатка

The influence of surface plastic deformation on the change of elastic and physico-mechanical properties of the material details was researched in the work. On the basis of relationships which were received the method of forecasting changes in the elastic and strength properties of the surface layer of the material detail in the hardening process, as well as the method of the definition of these properties, the degree of hardening of the material was worked out.

*Keywords:* surface plastic deformation, hardening, module of elasticity, Poisson's ratio hardening, elasto-plastic deformation, hardness, limit of fluidity, limit of strength, intensity of deformation, module of elasticity, indenter, stretching, diameter of a residual print.

В современной технике широко используются детали, материал которых был предварительно упрочнен. Применение методов поверхностного пластического деформирования (ППД), изменяющего в широких пределах свойства поверхностного слоя, занимает важное место среди технологических способов, повышающих надежность деталей. Следует подчеркнуть, что из большого количества деталей в машине упрочнению подвергают лишь те, которые определяют надежность и долговечность машины в целом. К таким деталям относятся, например, детали, для которых возможны усталостное разрушение (валы, торсионы, коленчатые и кулачковые валы, шатуны, пружины и др.); детали, работающие в условиях высоких скоростей относительного перемещения при недостаточной смазке (поршни, поршневые кольца, плунжеры и др.); детали, работающие в условиях абразивного изнашивания (пальцы трака, опорные ролики).

Упрочнение деталей поверхностным пластическим деформированием (ППД) получило

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Курносов, Н. Е. Обеспечение качества неподвижных соединений: монография / Н. Е. Курносов. – Пенза: Изд. Пенз. гос. ун-та, 2001. – 220 с.

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

значительное развитие во второй половине 20 века. В настоящее время ППД широко используется в промышленности благодаря следующим основным достоинствам: простота практической реализации; относительно низкая стоимость; доступность как в заводских условиях, так и в ремонтных мастерских; высокая эффективность. В результате упрочнения ППД удается повысить запасы прочности деталей, работающих при переменных нагрузках в 1,5 ... 3,0 раза, а срок службы повысить в десятки раз.

Однако существующие теории пластичности подразумевают, что модуль нормальной упругости материала не зависит от пластической деформации и на этом основании упругие деформации в пластически деформированном материале определяются по закону Гука, в котором используются неизменные значения модуля нормальной упругости, соответствующие их значениям для недеформированного материала. 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 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  $E$  при 2 % пластической деформации дальнейшего уменьшения модуля  $E$  почти не происходит. В работе [8] отмечено, 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  $\sigma_T$  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 свойства материала детали, которые дают традиционные методы испытаний, а указанные свойства ее поверхностного слоя.

Для определения физико-механических свойств поверхностного слоя авторы 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 испытываемую поверхность детали.

Исследования проводили на плоских образцах по ГОСТ 1497–84 [16] (рис. 1, *а*), также на плоских ступенчатых образцах [1] (рис. 1, *б*), позволяющих за одно растяжение получить разные уровни деформирования металла: исходное состояние, различные уровни деформации, включая зону разрушения. Испытания на растяжение проводили с помощью программно-технического комплекса для испытания металлов (оснащенного персональным IBM) ИР 5143–200.

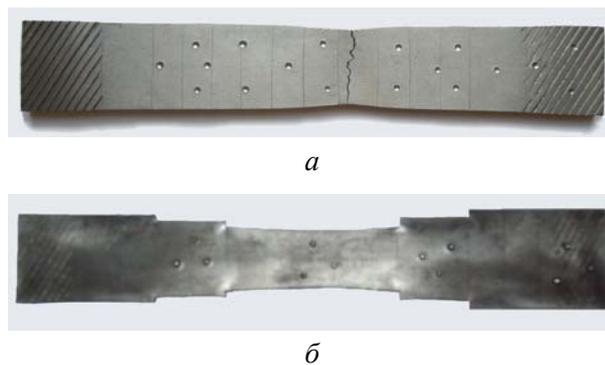


Рис. 1. Исследуемые образцы (стандартный – *а*, ступенчатый – *б*) после растяжения

На поверхности образца путем вдавливания с помощью прессы Бринелля ТШ–2 сферического индентора с радиусом  $R = 2,5$  мм различными контактными нагрузками на индентор (в диапазоне от 1635 до 9810 Н) измеряли диаметр  $d_0$  остаточного отпечатка, также величины  $\alpha$  и  $h$ . Каждый опыт повторяли 3 ... 5 раз. Диа-

метр  $d_0$  измеряли в двух взаимно перпендикулярных направлениях на инструментальном микроскопе МИМ – 2 (с ценой деления 0,005 мм). Вычисляли среднее значение измеряемых величин. Измерение величин  $\alpha$  и  $h$  в контакте стальных инденторов с испытуемой поверхностью плоских образцов проводили до и после растяжения (с разной степенью пластической деформации), а также спустя 72 часа и 100 дней с помощью приспособления для измерения контактных деформаций.

В основу метода определения упругих свойств материала положен принцип [17], согласно которому при наличии остаточного отпечатка на поверхности испытуемого материала упругую обратимую (исчезающую при разгрузке) часть полного сближения в упругопластическом контакте упругого сферического индентора с плоской поверхностью детали вычисляют в соответствии с теорией об упругой разгрузке [18], справедливой в условиях, когда разгрузка было простым (как в рассматриваемом случае), то есть когда внешние силы уменьшаются пропорционально общему параметру.

При оценке изменения упругих свойств материала в зависимости от условия его предварительной пластической деформации учитывали то обстоятельство, что может происходить одновременное изменение как модуля нормальной упругости  $E_2$ , так и коэффициента Пуассона  $\mu_2$  испытуемого материала детали. В связи с этим определяли коэффициент  $k_2 = (1 - \mu_2^2) / \pi E_2$ , зависящий от комплекса упругих свойств испытуемого материала.

На основании работы [12] получили

$$k_2 = \frac{0,425}{P} (\alpha - h) \sqrt{R(\alpha + h)} - \frac{1 - \mu_1^2}{\pi E_1}, \quad (1)$$

где  $P$  – контактная нагрузка;  $R$  – радиус сферического индентора;  $\alpha$  – полное сближение детали;  $h$  – глубина остаточного отпечатка на поверхности детали;  $E_1$  и  $\mu_1$  – соответственно модуль нормальной упругости и коэффициент Пуассона материала индентора.

По значениям  $P$ ,  $\alpha$ ,  $h$  и  $R$  вычисляли по формуле (1) величину коэффициента  $k_2$ , а по значениям  $P$ ,  $h$  и  $R$  вычисляли по формуле (2) [10, 14, 15] величину контактного модуля упрочнения (пластическую твердость НД) материала образца:

$$НД = \frac{P}{2\pi R h}. \quad (2)$$

По значениям  $P$ ,  $d_0$ ,  $R$  и НД вычисляли по формуле (3) [13] условный предел текучести  $\sigma_T$  материала образца

$$\sigma_T = \frac{0,955(1 - 2\mu_2)P}{d_0^2 \left[ 78 \left( \frac{d_0}{2R} - 9,43k_1 \frac{P}{d_0^2} \right) (1 - 2\mu_2) \right]^{245/НД}}. \quad (3)$$

В качестве примера в табл. 1, 2 и 3 показано, как изменяется коэффициент  $k_2$ , характеризующий упругие свойства материала, контактный модуль упрочнения НД и условный предел текучести  $\sigma_T$  для стали 40Х в зависимости от относительного сужения  $\psi$  при растяжении образца.

Отметим, что значения относительных сужений при растяжении образца, приведенные в табл. 1, 2 и 3, сопоставимы с величиной предельного равномерного сужения для материала испытуемого образца ( $\psi_{\text{равн}} = 11\%$ ), поскольку,

Таблица 1

Зависимость коэффициента  $k_2$  от относительного сужения  $\psi$  при растяжении образца (Сталь 40Х)

Относительное сужение образца при растяжении $\psi$ , %	Сразу после растяжения			Через 72 часа			Через 100 дней		
	Полное сближение $\alpha$ , мм	Глубина остаточного отпечатка $h$ , мм	Коэффициент $k_2$ , МПа <sup>-1</sup> (ф. 1)	Полное сближение $\alpha$ , мм	Глубина остаточного отпечатка $h$ , мм	Коэффициент $k_2$ , МПа <sup>-1</sup> (ф. 1)	Полное сближение $\alpha$ , мм	Глубина остаточного отпечатка $h$ , мм	Коэффициент $k_2$ , МПа <sup>-1</sup> (ф. 1)
0	0,232	0,191	$1,32 \cdot 10^{-6}$						
10,8	0,183	0,145	$0,82 \cdot 10^{-6}$	0,199	0,152	$1,42 \cdot 10^{-6}$	0,197	0,156	$1,08 \cdot 10^{-6}$
14,5	0,189	0,149	$0,97 \cdot 10^{-6}$	0,203	0,155	$1,53 \cdot 10^{-6}$	0,194	0,151	$1,17 \cdot 10^{-6}$
19,4	0,173	0,139	$0,53 \cdot 10^{-6}$	0,183	0,145	$0,89 \cdot 10^{-6}$	0,176	0,144	$0,47 \cdot 10^{-6}$

Таблица 2

Зависимость контактного модуля упрочнения (пластической твердости) НД от относительного сужения  $\psi$  при растяжении образца (Сталь 40Х)

Относительное сужение образца при растяжении $\psi$ , %	Нагрузка на сферический индентор $P = 6540\text{Н}$					
	Сразу после растяжения		Через 72 часа		Через 100 дней	
	Глубина остаточного отпечатка $h$ , мм	Твердость НД, МПа (ф. 2)	Глубина остаточного отпечатка $h$ , мм	Твердость НД, МПа (ф. 2)	Глубина остаточного отпечатка $h$ , мм	Твердость НД, МПа (ф. 2)
0	0,191	2180	–	–	–	–
10,8	0,145	2870	0,152	2740	0,156	2670
14,5	0,149	2790	0,155	2690	0,151	2750
19,4	0,139	2995	0,145	2870	0,144	2890

Таблица 3

Зависимость условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  от относительного сужения  $\psi$  при растяжении образца (Сталь 40Х)

Относительное сужение образца при растяжении $\psi$ , %	Нагрузка на сферический индентор $P = 6540\text{Н}$					
	Сразу после растяжения		Через 72 часа		Через 100 дней	
	Диаметр остаточного отпечатка $d_0$ , мм	Условный предел текучести $\sigma_0$ , МПа (ф.3)	Диаметр остаточного отпечатка $d_0$ , мм	Условный предел текучести $\sigma_0$ , МПа (ф.3)	Диаметр остаточного отпечатка $d_0$ , мм	Условный предел текучести $\sigma_0$ , МПа (ф.3)
0	2,02	463	–	–	–	–
10,8	1,81	618	1,86	577	1,85	553
14,5	1,79	639	1,85	595	1,83	566
19,4	1,75	680	1,79	642	1,77	613

как известно [15], при упрочнении деталей поверхностным пластическим деформированием оптимальное значение пластической деформации на упрочняемой поверхности должно быть равно (или несколько меньше) значению предельной равномерной.

Как видно из табл. 1, 2 и 3, с ростом пластической деформации (то есть с увеличением относительного сужения  $\psi$ ) образца при растяжении величины контактного модуля упрочнения НД и условного предела текучести  $\sigma_T$  возрастают, а значение коэффициента  $k_2$  снижается. Уже спустя 72 часа наблюдается существенное повышение значения коэффициента  $k_2$  практически до исходных, а спустя 100 часов значения коэффициента  $k_2$  снова снижаются (изменение составляет 15...20 %). Таким образом, изменения значения коэффициента  $k_2$  не является стабильной по времени величиной, характеризуя лишь качествен-

ное изменение упругих свойств материала. Величины контактного модуля упрочнения НД и условного предела текучести  $\sigma_T$  после упрочнения практически не изменяются с течением времени (изменение составляет 5...10 %).

**Выводы**

1. Исследована зависимость упругих и пластических свойств материала от степени пластической деформации.
2. Установлено, что изменение модуля упругости  $E$  не может в полной мере служить параметром оценки степени упрочнения материала, так как с течением времени наблюдается восстановление упругих свойств.
3. Отмечено, что более стабильными во времени являются контактный модуль упрочнения НД и условный предел текучести  $\sigma_T$  (как видно из табл. 2 и 3 их изменение с течением времени не превышает 5...10 %).

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Лебедев, А. А.* Контроль состояния металла в процессе наработки методом ЛМ-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. *Павленко, Д. В.* 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. – С. 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. – Ленинград, 1967. – С. 35–37.
8. *Безъязычный, В. Ф.* 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. – Т. 65. – № 8. – 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 ССР, МКИ G01 N 3/42 Способ определения физико-механических свойств материала / М. С. Дрозд, М. М. Матлин. – Оpubл. 30.03.85, Бюл № 12.
13. Пат. 2086947 Российская Федерация, МКИ<sup>6</sup> G01 N 3/00. Способ определения предела текучести материалов / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. – Оpubл. 10.08.1997, Бюл. № 22.
14. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74. – М.: Издательство стандартов, 1973. – 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.
16. ГОСТ 1497–84. Металлы. Метод испытания на растяжение. – Взамен 1497–73. – Введ. 01.01.85. – М.: Издательство стандартов, 1985. – 40 с. – (Межгосударственный стандарт).
17. *Дрозд, М. С.* Исследование соударения сферы с плоскостью с учетом местной пластической деформации в зоне контакта / Г. В. Гурьев, М. С. Дрозд // Научные труды Волгоградского политехнического института / ВПИ. – Волгоград, 1967. – С. 405–425.
18. *Безухов, Н. И.* Основы теории упругости, пластичности и ползучести / Н. И. Безухов. – М.: Высшая школа, 1968. – 512 с.

УДК 621.833

*С. Ю. Кислов, канд. техн. наук, А. П. Кутырев, аспирант***ПОВЫШЕНИЕ НАГРУЗОЧНОЙ СПОСОБНОСТИ ПОЛУОБКАТНОЙ КОНИЧЕСКОЙ ПЕРЕДАЧИ****Волгоградский государственный технический университет**

(e-mail: detmash@vstu.ru)

Рассмотрены способы повышения нагрузочной способности полуобкатной конической передачи. Представлены три способа локализации пятна контакта с равномерным распределением нагрузки и выбран оптимальный.

*Ключевые слова:* полуобкатная коническая передача, локализация пятна контакта, межосевой угол, смещение шестерни, гипоидное смещение.

In work loading capacity increase ways of hypoid bevel gear are described. Three ways of contact localization with uniform load are shown and the optimal way is chosen.

*Keywords:* gearing with rectilinear flank toothings in one of spur gear, localization of the contact, inter-axle angle, gear shift, hypoid shift.

Эффективность оборудования, применяемого в машиностроении, в значительной степени зависит от применяемых приводных устройств. Зубчатые передачи, используемые в составе таких устройств, в зависимости от вида зацепления и геометрических особенностей могут су-

щественно ограничивать массогабаритные параметры, долговечность и нагрузочную способность как самого привода, так и всего сборочного агрегата в целом. Применяемые в современных приводах обкатные конические и червячные передачи в некоторых случаях могут

быть успешно заменены полуобкатными коническими (гипоидными) [1]. Ортогональные передачи внешнего зацепления образуют гипоидную коническую передачу. Полуобкатные конические передачи внутреннего зацепления являются основой планетарных прецессирующих передач. Важным отличием этого типа зацепления является то, что зацепление образуется по второму принципу Оливье, т. е. в качестве производящей поверхности используется поверхность зубьев одного из звеньев передачи (рис. 1).

Среди способов повышения нагрузочной способности наиболее интересным представляется способ, основанный на локализации пятна контакта в зацеплении. Основной недостаток зубчатых передач с линейным контактом зубьев – чувствительность к неточностям изготовления и монтажа. При незначительных отклонениях от расчетных параметров передачи зональный контакт зубьев переходит в кромочный, что обуславливает быстрое разрушение поверхности зубьев [2].

Сохранение требуемой долговечности возможно в передачах с точечным контактом зубьев. Подходы к решению задачи локализации контакта зубьев в зацеплении можно сгруппировать по двум направлениям: получение теоретически сопряженного точечного зацепления; получение теоретически несопряженного точечного зацепления с заданным отклонением передаточного отношения от расчетного.

Теоретически сопряженное точечное зацепление получается следующими способами: зацепления, образованные по первому принципу Оливье; зацепления, образованные по принципу двухпараметрического огибания (нарезание с двумя независимыми параметрами обкатки) [3].

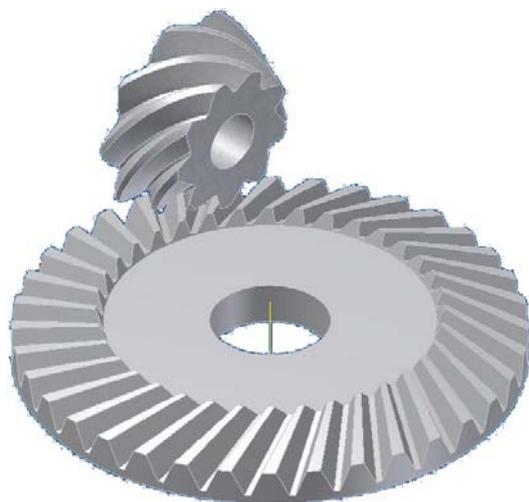


Рис. 1. Полуобкатная коническая передача

Для полуобкатной гипоидной передачи наиболее перспективным способом получения локализованного контакта является способ двухпараметрического огибания. В данном способе к уже известному при однопараметрическом варианте параметру  $\varphi_1$  (угол поворота ведущего звена) необходимо добавить дополнительный независимый параметр  $q$ . Для данного типа передачи к таким параметрам можно отнести межосевое расстояние, положение вдоль оси заготовки, межосевой угол.

Тогда, рассматривая совместно уравнение производящей поверхности и два уравнения зацепления (в основной и дополнительной форме), при фиксированных значениях параметрах обкатки мы получаем координаты контактной точки на производящей поверхности, а при фиксированном значении параметра  $q$  и различных значениях  $\varphi_1$  – рабочую линию. Получив же рабочую линию, можно судить о характере и поведении пятна контакта зубьев передачи [4].

Локализация пятна контакта методом изменения гипоидного смещения может быть выполнена на том же оборудовании, где произведена сама передача. Ее основное отличие от метода нарезания с линейным контактом состоит в нарезании с измененным на небольшую величину смещением и последующей подачей заготовки сторону теоретического смещения.

$$\varphi_1 = \frac{\varphi_2}{u} + Ka, \quad (1)$$

где  $a$  – текущее гипоидное смещение,  $\varphi_2$  – угол поворота заготовки,  $u$  – теоретическое передаточное отношение,  $K$  – коэффициент локализации.

Тогда совокупность контактных точек при фиксированном гипоидном смещении даст нам рабочую линию на поверхности зуба колеса. Для определения параметра локализации  $K$  необходимо: взять контактную линию, проходящую через точку, лежащую приблизительно посередине боковой поверхности зуба на расстоянии среднего радиуса  $r_k$  от оси вращения и, приняв его, за координату  $x_1$  определить оставшиеся координаты, которые после подстановки в уравнение зацепления дадут  $K$ .

Так, для ортогональной гипоидной передачи коэффициенты локализации получились разными для наружной и внутренней сторон. На рис. 2 построены проекции рабочих линий, соответствующие найденным значениям коэффициента  $K$ .

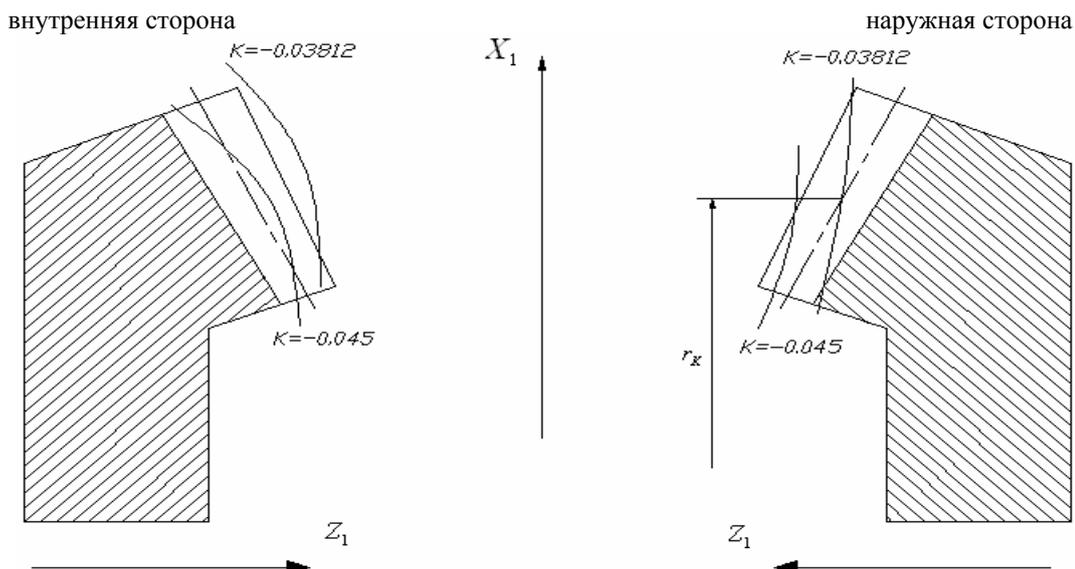


Рис. 2. Рабочие линии при измененном смещении

Таким образом, если на одной стороне зуба колеса рабочая линия проходит через заданную точку, то на другой стороне этого не наблюдается и большая часть рабочей линии располагается вне зуба, что в данном случае накладывает условие раздельного нарезания сторон зуба шестерни, т. е. применение одностороннего метода нарезания вместо двустороннего. Также для передачи с выбранными параметрами направление рабочих линий по отношению к форме зуба колеса получилось неблагоприятным, т. к. наблюдается ярко выраженный диагональный (почти продольный) контакт, что рас-

ходит с принятой наиболее подходящей поперечной рабочей линией.

Еще одним способом локализации является осевое перемещение шестерни. В данном случае

$$\varphi_2 = u\varphi_1 - Kq, \quad (2)$$

где  $q$  – изменение осевой установки шестерни.

В остальном при применении данного метода выполняются те же действия, что и в предыдущем случае, следует только заметить, что в данном варианте диагональность контакта не так резко выражена, как в первом случае, о чем свидетельствует рис. 3.

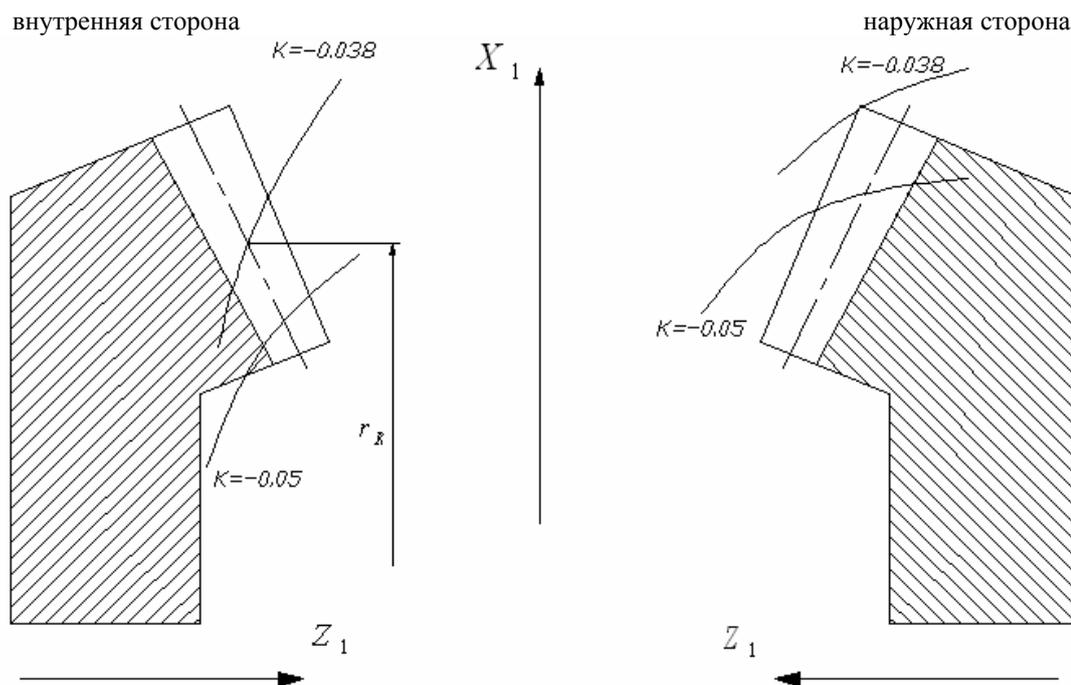


Рис. 3. Рабочие линии при осевом смещении шестерни

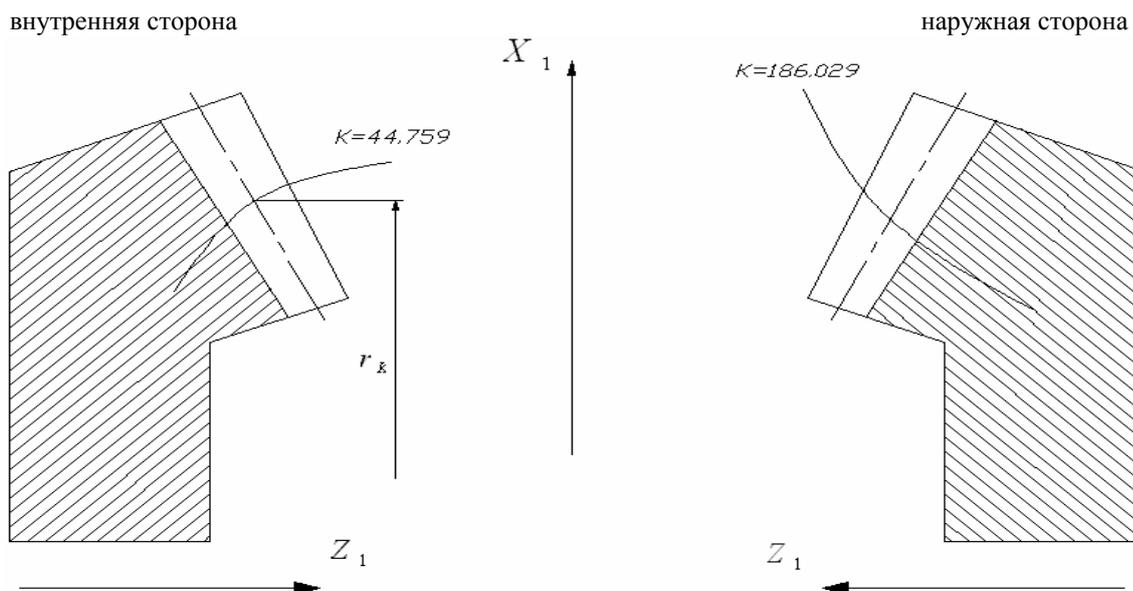


Рис. 4. Рабочие линии при измененном межосевом угле

При локализации контакта методом изменения межосевого угла ось шестерни меняет свое положение относительно оси инструмента (либо наоборот). В качестве второго независимого параметра вводится межосевой угол  $\varepsilon$  и зависящее от него перемещение заготовки  $q$ . В данном случае коэффициент локализации определяется как

$$K = \frac{dq}{d\varepsilon}. \quad (3)$$

Результаты этого способа представлены на рис. 4. Здесь рабочие линии идут почти поперек зуба.

Таким образом, из сравнения всех трех способов локализации можно прийти к заключению, что наиболее благоприятное расположе-

ние рабочих линий получается при изменении межосевого угла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Litvin, F. Development of gear technology and theory of gearing/ F.Litvin.- NASA Lewis Research Center Cleveland (OH), 1997. – 124 p.
2. Кислов, С. Ю. Особенности геометрии полуобкатных конических передач / С. Ю. Кислов, Ал. П. Кутырев, Ан. П. Кутырев // Сборка в машиностроении, приборостроении. – 2009. – № 7. – С. 29–33.
3. Кислов, С. Ю. Математическое моделирование на ЭВМ геометрии внутреннего зацепления прямозубой конической передачи / ВолгПИ. – Волгоград, 1990. – 20 с. – Деп. В ВНИИТЭМР 19.04.90. – № 88.
4. Шевелева, Г. И. Теория формообразования и контакта движущихся тел / Г. И. Шевелева. – М.:Станкин., 1999. – 491с.

УДК 621.833

С. Ю. Кислов, канд. техн. наук, Ан. П. Кутырев, студент, Ю. С. Исковских, инженер

ОСОБЕННОСТИ КИНЕМАТИКИ ПРЕЦЕССИРУЮЩЕЙ КОНИЧЕСКОЙ ПЕРЕДАЧИ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: detmash@vstu.ru)

Рассмотрена прецессирующая коническая передача с внутренним зацеплением. Описано явление прецессии. Приведены кинематические схемы прецессирующих передач, а также вариант передачи для использования в приводах.

Ключевые слова: прецессия, прецессирующая коническая передача с внутренним зацеплением.

Kinematics features of the bevel precess gearing Precess gear bevel drive with inside gearing is described. The precession phenomenon is described. The precession gearing types and drive variant are shown.

Keywords: precession, precess gear with bevel drive.

В начале 60-х годов появились также планетарные конические передачи внутреннего зацепления, называемые в дальнейшем прецесси-

рующей планетарной передачей. В прецессирующих передачах сохранены в основном, достоинства волновых и эксцентровых передач

и устранены некоторые свойственные им недостатки [1].

К основным преимуществам прецессирующих конических передач внутреннего зацепления в сравнении с планетарными и волновыми можно отнести следующие:

- большой кинематический эффект (передаточное отношение  $u = 20 \dots 100$ ) при высоком КПД в одной ступени;

- большая крутильная жесткость выходного вала;

- высокая нагрузочная способность и плавность работы, связанная с большим коэффициентом перекрытия (до 30 % зубьев колеса и шестерни находятся одновременно в зацеплении);

- высокая кинематическая точность и минимальный боковой зазор (в некоторых конструкциях возможна выборка зазора);

- увеличенная долговечность по сравнению с волновыми передачами (нет гибкого звена);

- компактность и возможность осевого размещения электромагнитных и пневматических генераторов прецессии.

Недостатки прецессирующих передач связаны с необходимостью уравнивания в некоторых случаях прецессирующего движения сателлита и сложностью изготовления конических колес внутреннего зацепления.

Несмотря на это, прецессирующие передачи не получили широкого распространения ввиду следующих причин. Отсутствовали схемы передач, обладающие простотой конструкции, хорошими эксплуатационными качествами, в частности, высокой кинематической точностью, возможностью выборки люфта, достаточной долговечностью из-за применения сферических опор и кривошипных валов. Не было также приемлемых технологических способов нарезания конических колес внутреннего зацепления. Эти причины не позволили прецессирующим передачам конкурировать с волновыми.

Прецессирующие передачи по сравнению с эксцентриковыми обладают более хорошими динамическими качествами и возможностью применения осевых преобразователей движения, благодаря которым улучшается управление исполнительным модулем и повышается точность позиционирования в АПС. Область существования геометрических параметров конических передач внутреннего зацепления шире, чем у цилиндрических и цилиндро-конических [2].

Прецессия – явление, при котором ось вращающегося объекта поворачивается, например, под действием внешних моментов.

Наблюдать прецессию достаточно просто. Достаточно запустить волчок и подождать, пока он начнет замедляться. Первоначально ось вращения волчка вертикальна. Затем его верхняя точка постепенно опускается и движется по расходящейся спирали. Это и есть прецессия оси волчка.

Главное свойство прецессии – безынерционность: как только сила, вызывающая прецессию волчка, пропадет, прецессия прекратится, а волчок займет неподвижное положение в пространстве. С детским волчком этого не происходит и его прецессия не прекращается потому, что на волчок действует сила притяжения Земли.

Можно получить эффект прецессии, не дожидаясь замедления вращения волчка: толкните его ось (приложите силу) – начнется прецессия. С прецессией напрямую связан другой эффект – это нутация – колебательные движения оси прецессирующего тела. Скорость прецессии и амплитуда нутации связаны со скоростью вращения тела (изменяя параметры прецессии и нутации в случае, если есть возможность приложить силу к оси вращающегося тела, можно изменить скорость его вращения).

В прецессирующих передачах применяются в основном конические колеса с большим числом зубьев и малой разностью в числе зубьев сопряженных колес. Известно, что с увеличением числа зубьев кривизна профилей рабочих поверхностей зубьев колес уменьшается. Благодаря этому обстоятельству появляется возможность заменить одну из поверхностей зубьев колес плоскостью. В прецессирующей передаче такие поверхности могут иметь колесо с внутренним конусом. В результате значительно упрощается технология изготовления наиболее трудоемкого элемента пары – конического колеса с внутренним зубом, т. к. плоские поверхности зубьев можно получить обработкой его без обкатки (например, методом копирования). При этом также повышается точность и производительность операции нарезания. Зубья у такого колеса имеют уже не эвольвентный, а квазиэвольвентный (по старой терминологии – октоидальный) профиль, а такая передача называется полуобкатной [3].

Постоянное передаточное отношение можно получать, используя в прецессирующих передачах в качестве кинематической связи с сателлита со стойкой синхронные и мембранные муфты, сильфоны и т. д.

Постоянное передаточное отношение можно получать в двухступенчатой прецессирующей передаче (рис. 1). Рассмотрим в качестве

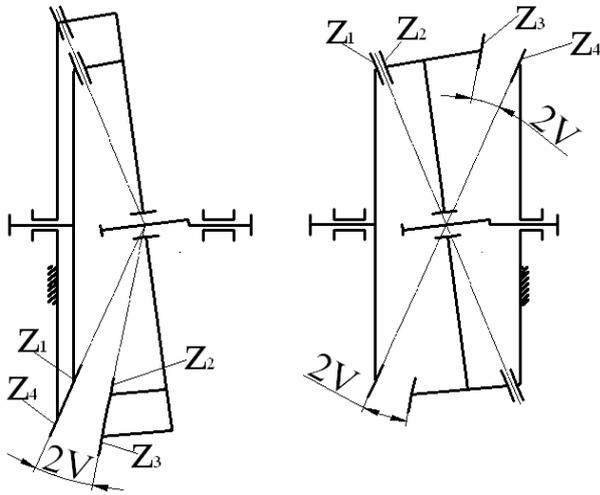


Рис. 1. Кинематическая схема прецессирующей передачи

примера двухступенчатую передачу, имеющую противоположное расположение зубчатых венцов на сателлите (рис. 1). Уравнение сферического движения сателлита при равномерном вращении ведущего вала и при условии постоянства передаточного отношения ( $\varphi_H = -\psi_H$ ) имеют вид:

$$\vartheta = \text{const}, \quad \varphi_H = -\omega_H t, \quad \psi_H = \omega_H t, \quad (1)$$

где  $\vartheta$  – угол нутации;  $\omega_H$  – угловая скорость ведущего звена;  $\psi_H$  – угол поворота ведущего звена.

Таким образом, движение сателлита представляет регулярную прецессию. Найдем функцию положения механизма, т. е. определим зависимость угла поворота ведомого вала  $\psi_1$  от угла поворота ведущего. Для этого представим движение ведомого колеса как составное, состоящее из переносного вращательного движения вместе с блоком сателлитов 2–3 ( $\psi_{1e}$ ) и относительного вращательного движения по отношению к блоку сателлитов 2–3 ( $\psi_{1r}$ ), т. е.

$$\psi_1 = \psi_{1e} + \psi_{1r}, \quad (2)$$

где  $\psi_{1e} = \psi_H$ , а  $\psi_{1r}$  – функция от угла  $\psi_H$ .

Учитывая, что  $\psi_{1r} = \frac{z_2}{z_1} \varphi_H$ , получаем

$$\psi_1 = \psi_H + \frac{z_2}{z_1} \left( -\psi_H \frac{z_4}{z_3} \right) = \psi_H \left( 1 - \frac{z_2 z_4}{z_1 z_3} \right). \quad (3)$$

Определим мгновенное передаточное отношение:

$$u_{H1}^{(4)} = \frac{d\psi_H}{d\psi_1} = \frac{\psi_H}{\psi_H \left( 1 - \frac{z_2 z_4}{z_1 z_3} \right)}. \quad (4)$$

Окончательно получим:

$$u_{H1}^{(4)} = - \frac{z_1 z_3}{z_2 z_4 - z_1 z_3}. \quad (5)$$

Отрицательный знак в формуле (6) указывает на то, что направление вращения выходного звена обратно направлению входного вала. Для получения относительно небольших редукций угловых скоростей можно в одной ступени использовать колеса с одинаковыми числами зубьев. Если  $z_3 = z_4$ , то передаточное отношение

$$u_{H1}^{(4)} = - \frac{z_1}{z_2 - z_1}. \quad (6)$$

Если использовать колеса с  $z_1 = z_2$  и  $z_3 \neq z_4$ , то передаточное отношение равно

$$u_{H1}^{(4)} = \frac{z_3}{z_3 - z_4}, \quad (7)$$

т. е. направление вращения ведущего и выходного вала в этом случае совпадают. Наибольшее передаточное отношение в одной ступени достигается при разности в числе зубьев  $\Delta z$  равной единице. Передаточное отношение в данном случае по абсолютному значению равно числу зубьев шестерни.

На рис. 2 представлена планетарная коническая зубчатая передача с автоматической выборкой зазоров в зацеплении.

При вращении входного вала 2 торцовый кулачок 3 посредством упорного подшипника 4 сообщает сателлиту 11, венцы которого находятся в зацеплении с неподвижным 8 и ведомым 9 коническими колесами, прецессирующее движение. При этом зоны зацепления кониче-

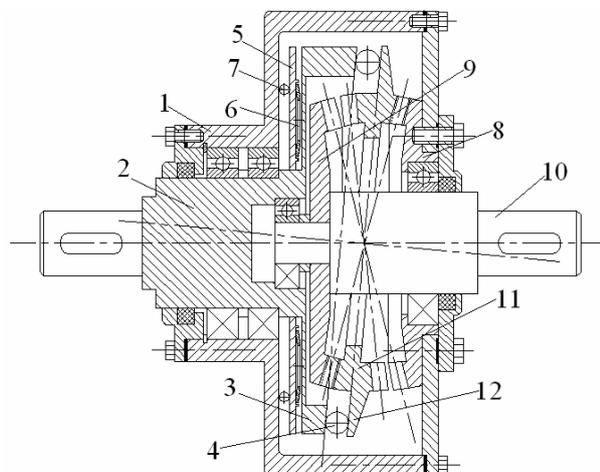


Рис. 2. Прецессирующий редуктор с автоматической выборкой зазора

ских колес 8 и 9 с соответствующими венцами сателлита 11 перемещаются вокруг геометрической оси передачи. Так как зубчатое колесо 8 не вращается, то из-за разницы числа зубьев венцов сателлита 11 и конических колес 8 и 9 происходит вращение ведомого колеса 9 и связанного с ним выходного вала 10 [4].

Установка тарельчатой пружины между ступицей торцового кулачка и самим торцовым кулачком приводит к автоматической выборке зазоров в зацеплении, таким образом, обеспечивается повышение кинематической точности передачи.

УДК 539.432+620

*А. Н. Савкин, д-р техн. наук, А. А. Седов, аспирант*

### ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: sopromat@vstu.ru)

На основании деформационных и энергетических критериев показана возможность оценки параметров кривой выносливости для различных конструкционных сталей в многоцикловой области нагружения.

*Ключевые слова:* усталость металлов, кривая выносливости, критерии поврежденности, опасная и неопасная часть рассеянной энергии.

On the ground deformation and power criteria opportunity of estimation of parameters of crooked endurance for various structural steels is shown in multi-cycle area of loading.

*Keywords:* fatigue of metals, curve of endurance, criteria damage, dangerous and harmless part of dissipated power.

Долговечность конструкционных сталей часто оценивается на основании уравнений усталости в силовой [1] и деформационной [2,3] постановке задачи. Проведенные исследования показали, что долговечность сталей, представленная в силовой трактовке, склонна к большому разбросу экспериментальных данных. Значительно меньший разброс долговечности наблюдается при оценке ее по деформационным критериальным параметрам, что говорит о том, что накопление пластических деформаций, развитие неупругих свойств лучше описывает изменения в структуре материала, появление трещин и в конечном итоге его разрушение.

Покажем, как на основании предложенных критериев поврежденности можно будет определять долговечность материалов в многоцикловой области усталости. Будем характеризовать интенсивность неупругих деформаций, проходящих в металле под циклической нагрузкой, коэффициентом рассеянной энергии  $\Psi$ , соответствующем второй стадии усталост-

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Лакота, Н. А.* Исследование механических передач для электромеханических модулей промышленных роботов / Н. А. Лакота, И. В. Булин-Соколов, А. С. Гончаров // Вестник машиностроения. – 1982. – № 10. – С. 6–9.

2. *Тимофеев, Б. П.* Использование прецессирующих конических передач внутреннего зацепления в электромеханических модулях промышленных роботов / Б. П. Тимофеев, С. Ю. Кислов // Труды Ленинградского политехнического института. – 1985. – № 410. – С. 88–92.

3. *Кислов, С. Ю.* Особенности геометрии полуобкатных конических передач / С. Ю. Кислов, А. П. Кутырев, А. П. Кутырев. – Сборка в машиностроении, приборостроении. – 2009. – № 7.

4. А. с. 1545019 СССР, МКИ 5F16H57/12. Планетарная коническая зубчатая передача / Б. П. Тимофеев, С. Ю. Кислов, В. В. Сорокин. – Оpubл. 23.02.90, Бюл. № 7.

ного процесса или его значением при  $N/2$  на этой амплитуде циклического напряжения [4]. Просматривается определенная взаимосвязь хода изменения  $\Psi = f(N)$  и  $\sigma = f(N)$ , указывающая на то, что переломы кривых  $\Psi = f(N)$  и  $\sigma = f(N)$  (точка выхода кривых на горизонтальный участок) происходят на одном и том же базовом числе циклов  $N_0$ . Такой результат нельзя признать случайным. Проверка данного положения на разных сталях показала его справедливость (см. табл.).

Исследуемые конструкционные стали были в нормализованном состоянии. В таблице представлены силовые и деформационные характеристики материалов, определенные как при статическом, так и циклическом нагружении. Деформационные характеристики при циклическом нагружении представлены коэффициентами рассеяния энергии  $\Psi_{-1}$  на пределе выносливости материалов. Особенно наглядно видна неодинаковость величины  $\Psi_{-1}$  на пределе вы-

Таблица

Силовые и деформационные параметры конструкционных сталей

Материал	Силовые характеристики			Деформационные характеристики			Перелом кривых усталости $N_0 \times 10^5$ , цикл
	Предел прочности $\sigma_b$ , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Предел выносливости $\sigma_{-1}$ , МПа	Относительное остаточное удлинение $\delta$ , %	Относительное остаточное сужение $\theta$ , %	Рас рассеяние энергии на пределе выносливости $\Psi_{-1}$	
Тех.железо	330	210	190	42	80	0,135	10
Сталь 20	500	305	250	29	64	0,085	7,5
Сталь 40	640	375	290	28,5	55	0,11	7,0
Сталь У8	910	810	365	13	32	0,068	5,0
Сталь 12ХНЗА	725	620	370	28	64	0,047	3,5
Сталь 40Х	1080	910	460	14	37	0,03	2,3

носливости для различных марок сталей (см. табл.). Если полученные результаты при рассмотрении в целом и говорят о существовании взаимосвязи неупругости материалов с самим процессом накопления усталостных повреждений, то различная величина  $\Psi_{-1}$  на пределе выносливости с определенностью указывает на то, что при этом не вся рассеянная материалом энергии является «опасной». Во всяком случае, при циклическом нагружении всегда имеется некоторая доля ее, определяемая  $\Psi_{-1}$ , не связанная с накоплением «опасных» усталостных повреждений [5,6].

Учитывая определенную аналогию кривых выносливости в силовой и деформационной (энергетической) трактовке, запишем уравнение для многоциклового участка в виде:

$$N\Psi^k = \Psi_{-1}^k N_0. \tag{1}$$

Тогда усталостная долговечность для конструкционных материалов будет

$$N = N_0 / \left( \frac{\Psi}{\Psi_{-1}} \right)^k. \tag{2}$$

На рис. 1 показано, что точка перегиба кривой выносливости  $N_0$  связана с изменением силовых параметров материалов: при статическом нагружении с пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  (рис. 1, а), при циклическом нагружении с рассеянием энергии на пределе выносливости  $\Psi_{-1}$  (рис. 1, б) и пределом выносливости  $\sigma_{-1}$  (рис. 1, в).

Математически полученные зависимости представим уравнениями:

$$N_0 = a\sigma_{0,2} + b, \tag{3}$$

где  $a = -873$ ,  $b = 1,05 \cdot 10^6$ , значения  $\sigma_{0,2}$  берутся в МПа;

$$N_0 = c\sigma_{-1} + d, \tag{4}$$

где  $c = -2690$ ,  $d = 1,44 \cdot 10^6$ , значения  $\sigma_{-1}$  также принимаются в МПа;

$$N_0 = A\Psi_{-1}^{2-k}, \tag{5}$$

где  $A = 3,4 \cdot 10^6$ ,  $k = 1,35$ .

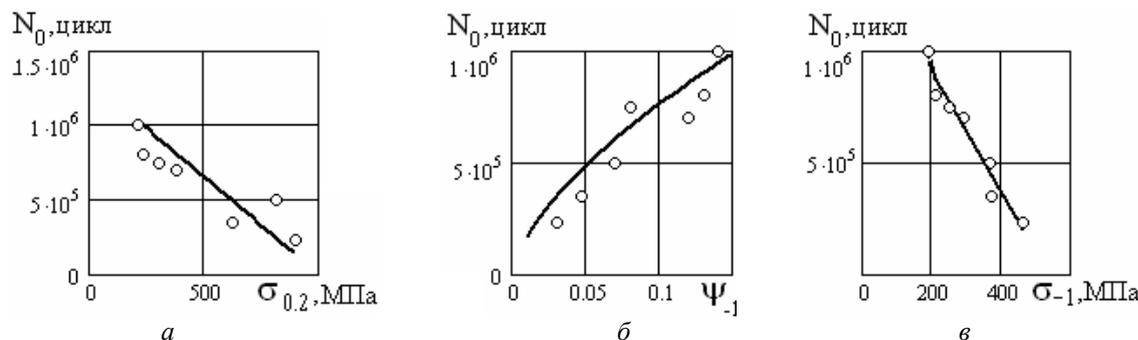


Рис. 1. Взаимосвязь долговечности точки перегиба кривых выносливости  $N_0$  для различных конструкционных сталей с пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  (а), рассеянием энергии на пределе выносливости  $\Psi_{-1}$  (б) и пределом выносливости  $\sigma_{-1}$  (в) различных сталей

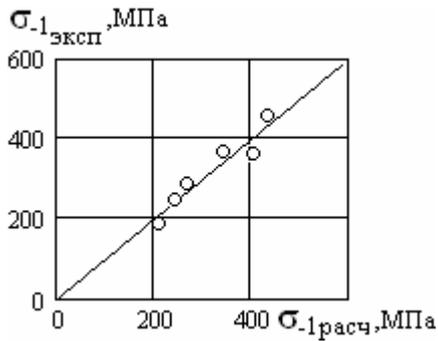


Рис. 2. Взаимосвязь расчетных и экспериментальных значений предела выносливости сталей  $\sigma_{-1}$  по уравнению (6) в зависимости от предела текучести  $\sigma_{0,2}$

На основании уравнений (3) и (4) установим взаимосвязь предела выносливости материала  $\sigma_{-1}$  с его пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  в виде выражения:

$$\sigma_{-1} = 0,32\sigma_{0,2} + 145, \text{ в МПа.} \quad (6)$$

Соотношение расчетных и опытных значений предела выносливости конструкционных сталей показано на рис. 2.

Рассматривая совместно уравнения (2) и (5), получим, что долговечность конструкционных сталей, имеющих горизонтальную площадку на пределе выносливости, в многоциклового области усталости может быть определена по уравнению:

$$N = \frac{A\Psi_{-1}^2}{\Psi^k}. \quad (7)$$

Сравнение результатов экспериментов и расчетов долговечности для различных марок

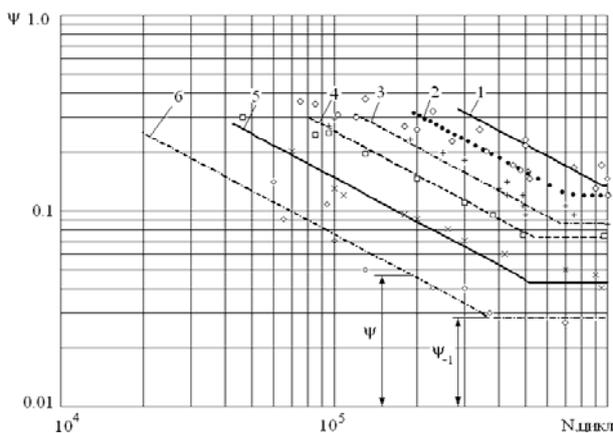


Рис. 3. Кривые выносливости  $\Psi = f(N)$  в зависимости от рассеяния энергии конструкционными сталями при знакопеременном изгибе с вращением:

1 – техн. железо; 2 – сталь 40; 3 – сталь 20; 4 – сталь У8; 5 – сталь 12ХН3А; сталь 40Х

конструкционных сталей по уравнению (2, 3, 4) представлено на рис. 3. Линиями показаны расчетные значения, а точками – полученные экспериментальные результаты. Неплохая сходимость результатов опыта и расчетов указывает на то, что выбранные деформационные и энергетические критерии накопления усталостных повреждений, с достаточной для инженерной практики точностью, описывают долговечность исследуемых марок сталей в многоциклового области усталости.

Таким образом, рассмотрение процесса повреждения конструкционных материалов еще раз показало целесообразность разделения энергии, рассеиваемой металлом при циклическом нагружении на «опасную» и «неопасную» ее части. «Неопасная» часть рассеянной энергии, которую способен рассеивать материал в ходе циклического деформирования, может рассматриваться критериальной величиной, от уровня которой зависит надежность работы системы при колебаниях в условиях циклических нагрузок. Причем коэффициент рассеяния  $\Psi_{-1}$ , характеризующий данную «неопасную» часть энергии для ряда конструкционных сталей, принимает достаточно большое значение, которое свойственно сплавам высокого демпфирования.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Когаев, В. П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: справочник / В. П. Когаев, Н. А. Махутов, А. П. Гусенков. – М.: Машиностроение, 1985. – 224 с.
2. Троценко, В. Т. Рассеянное усталостное повреждение металлов и сплавов. Сообщ. 1. Неупругость, методы и результаты исследования / В. Т. Троценко // Проблемы прочности. – 2005. – № 4. – С. 5–33.
3. Coffin, L. F. A study of cyclic thermal stress in a ductile metal / L. F. Coffin // Ibid. – 1954. – Vol. 76. – P. 931–950.
4. Савкин, А. Н. Усталостная долговечность стали с учетом различных механизмов поврежденности / В. П. Багмутов, А. Н. Савкин, В. И. Водопянов // Известия вузов. Машиностроение. – 2007. – № 12. – С. 6–14.
5. Троценко, В. Г. Рассеянное усталостное повреждение металлов и сплавов. Сообщ. 3. Деформационные и энергетические критерии / В. Г. Троценко // Проблемы прочности. – 2006. – № 1. – С. 5–31.
6. 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: сб. науч. трудов. – Киев: Наукова думка, 1976. – С. 122–127.

УДК 539.3

*А. П. Киселев, канд. техн. наук, Н. А. Гуреева, канд. техн. наук,  
Р. З. Киселева, ст. преподаватель*

**РАСЧЕТ МНОГОСЛОЙНОЙ ОБОЛОЧКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ  
ОБЪЕМНОГО КОНЕЧНОГО ЭЛЕМЕНТА**

**Волгоградская государственная сельскохозяйственная академия**

(e-mail: natalya-gureeva@yandex.ru)

Для расчета многослойных оболочек вращения при произвольном нагружении использован объемный шестигранный конечный элемент с узловыми неизвестными в виде перемещений и их производных с разработкой соотношений между векторами узловых величин на границе раздела слоев материалов.

*Ключевые слова:* многослойная оболочка вращения, геометрия оболочки, функционал Лагранжа, конечный элемент.

For the calculation of laminated shells of rotating under free loading is used three-dimensional finite element with node unknown in the manner of displacement and their derived and designed correlations between node value vectors on the border of section layers material.

*Keywords:* laminated shell of rotating, geometry of shell, functional Lagrange, finite element.

1. Геометрия оболочки. В качестве отсчетной поверхности принята срединная поверхность оболочки. Положение ее произвольной точки  $M$  описывается радиус-вектором

$$\vec{R} = x^m (\theta^1, \theta^2) \vec{i}_m, \quad (1.1)$$

где  $\theta^\alpha$  – криволинейные координаты поверхности;  $x^m$  – декартовы координаты точки  $M$ ;  $\vec{i}_m$  – орты декартовой системы.

Здесь и ниже греческие индексы принимают значения 1, 2, а латинские индексы – значения 1, 2, 3.

Векторы локального базиса точки  $M$  определяются соотношениями

$$\vec{a}_\alpha = \vec{R}_{,\alpha} = x_{,\alpha}^m \vec{i}_m; \quad \vec{a}_3 = \frac{\vec{a}_1 \cdot \vec{a}_2}{|\vec{a}_1 \cdot \vec{a}_2|}. \quad (1.2)$$

Их производные можно представить в матричном виде

$$\{a_{,\alpha}\} = [M]\{\vec{a}\}; \quad \{\vec{a}_{,\alpha}\} = [n]\{\vec{a}\}. \quad (1.3)$$

Положение точки  $M^t$ , отстоящей на расстоянии  $t$  от отсчетной поверхности, описывается радиус-вектором

$$\vec{R}^t = \vec{R} + t\vec{a}_3. \quad (1.4)$$

Базисные векторы точки  $M^t$  определяются дифференцированием (1.4)

$$\vec{g}_\alpha = \vec{a}_\alpha + t \vec{a}_{3,\alpha}; \quad \vec{g}_3 = \vec{R}_{,t} = \vec{a}_3. \quad (1.5)$$

2. Перемещения и деформации. Под действием заданной нагрузки точка  $M^t$  получает перемещение, которое можно представить вектором в локальном базисе точки  $M$

$$\vec{V} = v^m \vec{a}_m = \{\vec{a}\}^T \{v\}, \quad (2.1)$$

где  $\{v\}^T = \{v^1 v^2 v^3\}$  – вектор-строка контравариантных компонент вектора перемещения точки  $M^t$ .

Производные вектора (2.1) по координатам  $\alpha, t$  с учетом (1.3) определяются выражениями

$$\vec{V}_{,\alpha} = f_\alpha^m \vec{a}_m; \quad \vec{V}_{,t} = v_{,t}^m \vec{a}_m, \quad (2.2)$$

где  $f_\alpha^m$  – функции компонент вектора перемещения и их производных, представляемые в виде

$$\begin{aligned} f_1^1 &= v_{,1}^1 + v^1 m^{11} + v^2 m^{21} + v^3 m^{31}; \\ f_1^2 &= v^1 m^{12} + v_{,1}^2 + v^2 m^{22} + v^3 m^{32}; \\ f_1^3 &= v^1 m^{13} + v^2 m^{23} + v_{,1}^3 + v^3 m^{33}; \\ f_2^1 &= v_{,2}^1 + v^1 n^{11} + v^2 n^{21} + v^3 n^{31}; \\ f_2^2 &= v^1 n^{12} + v_{,2}^2 + v^2 n^{22} + v^3 n^{32}; \\ f_2^3 &= v^1 n^{13} + v^2 n^{23} + v_{,2}^3 + v^3 n^{33}. \end{aligned} \quad (2.2')$$

Деформации в произвольной точке определяются как разности компонент метрических тензоров деформированного и исходного состояний [1]

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} (\mathbf{g}_{ij}^* - \mathbf{g}_{ij}) = \frac{1}{2} (\mathbf{g}_i \vec{V}_{,j} + \mathbf{g}_j \vec{V}_{,i} + \vec{V}_{,i} \vec{V}_{,j}). \quad (2.3)$$

Используя (1.5), (2.2) и (2.2'), линейную часть соотношений (2.3) можно представить выражением в матричном виде

$$\{\varepsilon\} = [L]\{v\}, \quad (2.4)$$

где  $\{\varepsilon\}^T = \{\varepsilon_{11} \varepsilon_{22} \varepsilon_{33} 2\varepsilon_{12} 2\varepsilon_{13} 2\varepsilon_{23}\}$  – вектор-строка ковариантных компонент тензора деформаций в точке  $M^t$ ;  $[L]$  – матрица алгебраических и дифференциальных операторов.

3. Закон Гука и функционал Лагранжа. Соотношения между напряжениями и деформациями в произвольной системе координат между компонентами тензоров деформаций и напряжений имеют вид [1]

$$\sigma^{ij} = (\lambda g^{kl} g^{ij} + 2\mu g^{ik} g^{jl}) \varepsilon_{kl}, \quad (3.1)$$

или в матричной форме

$$\{\sigma\} = [D]\{\varepsilon\}, \quad (3.2)$$

где  $\{\sigma\}^T = \{\sigma^{11} \sigma^{22} \sigma^{33} \sigma^{12} \sigma^{13} \sigma^{23}\}$  – вектор-строка контравариантных компонент тензора напряжений произвольной точки оболочки;  $\lambda, \mu$  – параметры Ламе.

Функционал Лагранжа для оболочки, нагруженной поверхностной нагрузкой, записывается выражением

$$\Pi_L \equiv \int_V \{\sigma\}^T \{\varepsilon\} dV - \int_S \{v\}^T \{q\} ds = 0, \quad (3.3)$$

где  $V$  – объем оболочки;  $S$  – поверхность обо-

$$\left\{ V_y^\Gamma \right\}_{1 \times 96}^T = \left\{ v^{1i} v^{1j} v^{1k} v^{1l} v^{1m} v^{1n} v^{1p} v^{1h} v_{,1}^{li} v_{,1}^{lj} v_{,1}^{lk} v_{,1}^{ll} v_{,1}^{lm} v_{,1}^{ln} v_{,1}^{lp} v_{,1}^{lh} v_{,2}^{li} \dots v_{,t}^{li} \dots v^{2i} \dots v^{3i} \dots \right\}. \quad (4.1)$$

Связь между вектором узловых неизвестных  $\{V_y^\Gamma\}$  и вектором узловых нагрузок определяется соотношением [2]

$$\left[ k^\Gamma \right]_{96 \times 96} \left\{ V_y^\Gamma \right\}_{96 \times 1} = \left\{ f^\Gamma \right\}_{96 \times 1}, \quad (4.2)$$

где  $[k^\Gamma]$  – матрица жесткости конечного элемента [2];  $\{f^\Gamma\}$  – вектор узловых нагрузок конечного элемента.

5. Расчет оболочки вращения. Положение произвольной точки  $M$  срединной поверхности оболочки вращения описывается радиус-вектором

$$\vec{R} = x\vec{i} + r \sin \theta \vec{j} + r \cos \theta \vec{k}, \quad (5.1)$$

где  $\theta^1 = x; \theta^2 = \theta$  – криволинейные координаты.

Векторы локального базиса точки  $M$  определяются выражениями

$$\begin{aligned} \vec{a}_1 &= \vec{R}_{,x} = \vec{i} + r_{,x} \sin \theta \vec{j} + r_{,x} \cos \theta \vec{k}; \\ \vec{a}_2 &= \vec{R}_{,\theta} = r \cos \theta \vec{j} - r \sin \theta \vec{k}; \\ \vec{a}_3 &= \frac{\vec{a}_1 \cdot \vec{a}_2}{|\vec{a}_1 \cdot \vec{a}_2|} = -\vec{i} r_{,x} + \vec{j} \sin \theta + \vec{k} \cos \theta. \end{aligned} \quad (5.2)$$

На основе (5.2) формируется матрица  $[M]$  в (1.3).

Дифференцированием (5.2) по криволинейным координатам  $x, \theta$  определяются матрицы  $[m], [n]$ .

лочки с заданными внешними силами;  $\{q\}^T = \{q^1 q^2 q^3\}$  – вектор поверхностных нагрузок.

4. Матрица жесткости конечного элемента. Объемный конечный элемент выбран в форме шестигранника [2] произвольного слоя оболочки с узлами  $i, j, k, l$  нижней грани и узлами  $m, n, p, h$  верхней грани (рис. 1).

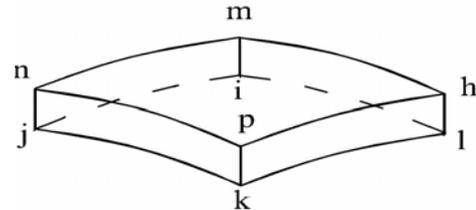


Рис. 1. Объемный шестигранный конечный элемент

Вектор узловых неизвестных объемного дискретного элемента в глобальной системе координат имеет вид

Далее расчет оболочки вращения выполняется по алгоритмам [3].

6. Преобразования на границе раздела материалов с различными физико-механическими свойствами. Рассмотрим трехслойную оболочку, нагруженную произвольной нагрузкой. Выделим из нее пакет шестигранных объемных элементов по толщине (рис. 2.). На рис. 2 каждый внешний слой оболочки представлен одним объемным элементом, средний слой – двумя объемными элементами. Количество элементов в слоях может варьироваться. Параметры Ламе  $\lambda, \mu$  для внешних слоев принимаются

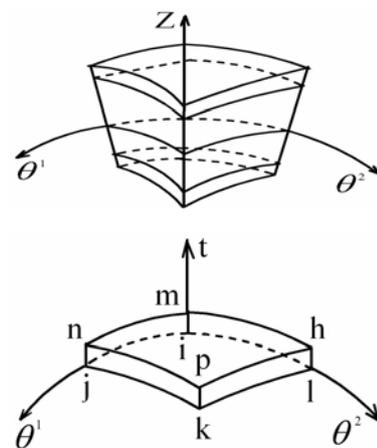


Рис. 2. Пакет шестигранных объемных элементов

одинаковыми. Для среднего слоя эти величины являются другими  $\lambda', \mu'$ .

Вектор узловых неизвестных шестигранного элемента внешнего слоя имеет вид

$$\{q\}^T = \{v^1 v_{,1}^1 v_{,2}^1 v_{,r}^1 v^2 v_{,1}^2 v_{,2}^2 v_{,r}^2 v^3 v_{,1}^3 v_{,2}^3 v_{,r}^3\}. \quad (6.1)$$

Из-за различия физико-механических свойств материалов пластины компоненты вектора неизвестных общей узловой точки конечных элементов, принадлежащих к разным слоям, будут различными.

Вектор (6.1) и его компоненты для узловой точки внутреннего слоя будут помечены штрихами.

Если в узловой точке, расположенной на границе раздела слоев, узловые неизвестные элемента внешнего слоя принять за основные, то узловые неизвестные конечного элемента внутреннего слоя нужно выразить через основные соотношением

$$\{q'\}^T = [Z] \{q\}. \quad (6.2)$$

Для получения матрицы  $[Z]$  используются следующие условия:

$$\begin{aligned} & D'_{51} \ \varepsilon'_{11} + D'_{52} \ \varepsilon_{22} + D'_{53} \ \varepsilon_{33} + D'_{54} \ 2\varepsilon_{12} + D'_{55} \ 2\varepsilon'_{13} + D'_{56} \ 2\varepsilon'_{23} = \\ & = D_{51} \ \varepsilon_{11} + D_{52} \ \varepsilon_{22} + D_{53} \ \varepsilon_{33} + D_{54} \ 2\varepsilon_{12} + D_{55} \ 2\varepsilon_{13} + D_{56} \ 2\varepsilon_{23} \quad ; \\ & D'_{61} \ \varepsilon_{11} + D'_{62} \ \varepsilon_{22} + D'_{63} \ \varepsilon_{33} + D'_{64} \ 2\varepsilon_{12} + D'_{65} \ 2\varepsilon'_{13} + D'_{66} \ 2\varepsilon'_{23} = \\ & = D_{61} \ \varepsilon_{11} + D_{62} \ \varepsilon_{22} + D_{63} \ \varepsilon_{33} + D_{64} \ 2\varepsilon_{12} + D_{65} \ 2\varepsilon_{13} + D_{66} \ 2\varepsilon_{23} \quad . \end{aligned} \quad (6.7)$$

Равенство нормальных напряжений на границах раздела слоев  $\sigma^{33'} = \sigma^{33}$  имеет вид

$$\begin{aligned} & D'_{31} \ \varepsilon'_{11} + D'_{32} \ \varepsilon_{22} + D'_{33} \ \varepsilon_{33} + D'_{34} \ 2\varepsilon_{12} + D'_{35} \ 2\varepsilon'_{13} + D'_{36} \ 2\varepsilon'_{23} = \\ & = D_{31} \ \varepsilon_{11} + D_{32} \ \varepsilon_{22} + D_{33} \ \varepsilon_{33} + D_{34} \ 2\varepsilon_{12} + D_{35} \ 2\varepsilon_{13} + D_{36} \ 2\varepsilon_{23} \quad . \end{aligned} \quad (6.8)$$

Решение системы уравнений (6.7) и (6.8) позволяет выразить производные  $v_{,3}^1, v_{,3}^2, v_{,r}^3$  примыкающей оболочки через узловые неизвестные основной оболочки.

На основе полученных соотношений (6.3), (6.4), (6.5), (6.6), (6.7) и (6.8) формируется матрица  $[Z]$  в (6.2).

Если элемент внутреннего слоя примыкает нижней гранью к элементу наружного слоя, то описанное преобразование выполняется для узлов  $i, j, k, l$  (рис. 2), если верхней гранью, то для узлов  $m, n, p, h$ .

С использованием матрицы  $[Z]$  выполняется преобразование матрицы жесткости и вектора узловых нагрузок конечных элементов внутреннего слоя, граничащих с элементами наружного слоя.

1. Равенство векторов перемещений граничного узла внешнего и внутреннего слоя  $\vec{V}' = \vec{V}$ , которое приводит к соотношениям

$$v^1 = v'^1; v^2 = v'^2; v^3 = v'^3. \quad (6.3)$$

2. Равенство производных перемещений  $v^1, v^2$  вдоль координатных линий, приводящее к выражениям

$$v_{,1}^1 = v'_{,1}^1; \quad v_{,2}^2 = v'_{,2}^2. \quad (6.4)$$

3. Отсутствие разрывов на границах разделов, приводящее к равенствам

$$v_{,1}^3 = v'_{,1}^3; \quad v_{,2}^3 = v'_{,2}^3. \quad (6.5)$$

4. Равенство деформаций сдвига в плоскости, касательной к поверхности раздела слоев материалов оболочки, позволяющее записать выражения

$$v_{,2}^1 = v'_{,2}^1; \quad v_{,1}^2 = v'_{,1}^2. \quad (6.6)$$

5. Отсутствие проскальзывания на границах раздела материальных слоев оболочки приводит к равенствам касательных напряжений  $\sigma^{13'} = \sigma^{13}; \quad \sigma^{23'} = \sigma^{23}$ , которые с использованием (3.2) запишутся соотношениями

Пример расчета. Рассмотрено напряженно-деформированное состояние трехслойной параболоидной оболочки (рис. 3), находящейся под внутренним давлением интенсивности  $q$

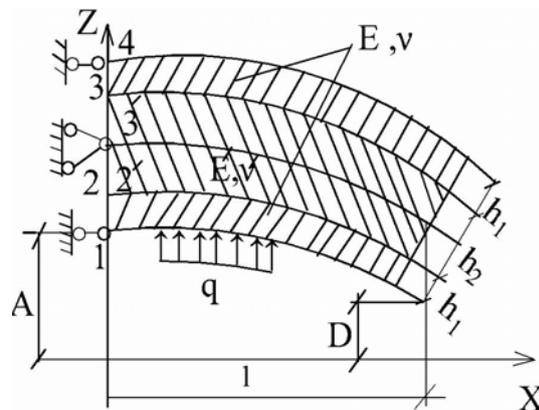


Рис. 3. Трехслойная параболоидная оболочка, находящаяся под внутренним давлением интенсивности  $q$

внутренним давлением интенсивности  $q$ . Были приняты следующие исходные данные:  $A = 0,3$  м;  $D = 0,15$  м;  $l = 0,3$  м;  $q = 100$  Н/см;  $h_1 = 0,002$  м;  $h_2 = 0,006$  м;  $E = 2 \cdot 10^5$  Н/см;  $E' = 2 \cdot 10^4$  Н/см;  $\nu = 0,3$ ;  $\nu' = 0,25$ .

В таблице приведены значения меридиональных напряжений  $\sigma_{ss}$  и кольцевых напряжений  $\sigma_{\theta\theta}$  в точках 1, 2, 2', 3', 3, 4. Штрихом отмечены, точки, относящиеся к среднему слою оболочки.

Значения меридиональных  $\sigma_{ss}$  и кольцевых  $\sigma_{\theta\theta}$  напряжений

Напряжения, МПа	Точки					
	1	2	2'	3'	3	4
$\sigma_{ss}$	75,64	39,188	3,0	0,899	1,625	-26,306
$\sigma_{\theta\theta}$	26,625	12,0	0,182	0,345	1,070	-6,452

Эпюра меридиональных напряжений в сечении заделки оболочки представлена на рис. 4. Для контроля вычислений выполнена проверка:  $(\sum x = 0)$ , которая дает ошибку:

$$\delta = (Q_{нар} - Q_{вн}) / Q_{нар} \cdot 100 \% \approx 0,3 \%$$

УДК 539.3

*Н. А. Гуреева, канд. техн. наук, Д. П. Арьков, аспирант*

## РАСЧЕТ ОБОЛОЧКИ ВРАЩЕНИЯ НА ОСНОВЕ МКЭ В СМЕШАННОЙ ФОРМУЛИРОВКЕ С УЧЕТОМ ФИЗИЧЕСКОЙ НЕЛИНЕЙНОСТИ

Волгоградская государственная сельскохозяйственная академия

(e-mail: natalya-gureeva@yandex.ru, arkov-dmitriy@rambler.ru)

Разработан алгоритм использования МКЭ в смешанной формулировке при шаговом нагружении. Конечный элемент принят в виде произвольного шестигранника, узловыми неизвестными которого являются приращения перемещений и напряжений. Учет физической нелинейности материала выполнен на основе деформационной теории пластичности.

*Ключевые слова:* алгоритм, конечный элемент, перемещения, напряжения, функционал.

For the calculation of developments in conditions of theory of jump is designed matrix an deforming hexahedron end element on the count of physical material uneven line in base deformation theories of plasticity. On the measure that as a node unknown end element were take incrementations of displacing and incrementations of voltages. Incrementations of voltages and moving an internal spot of end element were aproximated through node values of sought values by correlations of two linear sought values.

*Keywords:* algorithm, end element, displacement, voltages, functional.

### 1. Деформации оболочки вращения

В декартовой системе координат  $OXYZ$  положение точки  $M$  срединной поверхности оболочки вращения описывается радиус-вектором

$$\vec{R} = x\vec{i} + r \sin \theta \vec{j} + r \cos \theta \vec{k}, \quad (1)$$

где  $Q_{нар} = q\pi \cdot (A^2 - D^2)$  – равнодействующая наружных сил;  $Q_{вн}$  – равнодействующая внутренних сил в сечении (рис. 4).

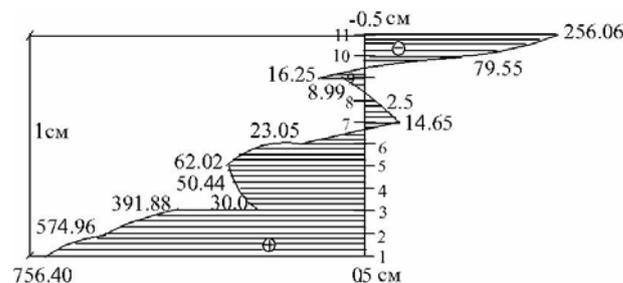


Рис. 4. Эпюра меридиональных напряжений в сечении заделки оболочки

Результаты проверки свидетельствуют о корректности разработанного алгоритма расчета многослойных оболочек.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Демидов, С. П. Теория упругости / С. П. Демидов. – М: Высшая школа, 1979. – 432 с.
2. Киселев, А. П. Расчет тонких оболочек на прочность в трехмерной постановке без упрощающих гипотез / А. П. Киселев // Изв. вузов. Сер. Строительство. – 2008. – № 1. – С. 25–28.
3. Киселев, А. П. Восьмиугольный конечный элемент для расчета толстостенных оболочек вращения / А. П. Киселев, А. П. Николаев, В. Н. Юшкин // Сб. тр. Междунар. техн. конф. – Казань, 2000. – С. 27–30.

Векторы локального базиса точки  $M$  определяются выражениями

$$\begin{aligned} \vec{a}_1 &= \vec{R}_{,x} = \vec{i} + r_{,x} \sin \theta \vec{j} + r_{,x} \cos \theta \vec{k}; \\ \vec{a}_2 &= \vec{R}_{,0} = r \cos \theta \vec{j} - r \sin \theta \vec{k}; \\ \vec{a} &= \frac{\vec{a}_1 \cdot \vec{a}_2}{|\vec{a}_1 \cdot \vec{a}_2|}. \end{aligned} \quad (2)$$

Производные векторов (2) можно представить разложенными по векторам локального базиса

$$\{\vec{a}_{,x}\} = [m]\{\vec{a}\}; \quad \{\vec{a}_{,0}\} = [n]\{\vec{a}\}, \quad (3)$$

где  $\{\vec{a}_{,x}\}^T = \{\vec{a}_{1,x} \vec{a}_{2,x} \vec{a}_{,x}\}$ ;

$$\{\vec{a}_{,0}\}^T = \{\vec{a}_{1,0} \vec{a}_{2,0} \vec{a}_{,0}\}; \quad \{\vec{a}\}^T = \{\vec{a}_1 \vec{a}_2 \vec{a}\}.$$

Положение точки  $M^t$ , отстоящей на расстоянии  $t$  от срединной поверхности, определяется радиус-вектором

$$\vec{R}^t = \vec{R} + t\vec{a}. \quad (4)$$

Векторы локального базиса  $\{\vec{g}_1 \vec{g}_2 \vec{g}_3\}$  точки  $M^t$  определяются выражениями

$$\begin{aligned} \vec{g}_1 &= \vec{R}^t_{,x} = \vec{R}_{,x} + t\vec{a}_{,x} = \vec{a}_1(1 + tm_{31}) + \vec{a}_2 tm_{32} + \vec{a} tm_{33}; \\ \vec{g}_2 &= \vec{R}^t_{,0} = \vec{R}_{,0} + t\vec{a}_{,0} = \vec{a}_2(1 + tn_{32}) + tn_{31}\vec{a}_1 + tn_{33}\vec{a}; \\ \vec{g}_3 &= \vec{R}^t_{,t} = \vec{a}. \end{aligned} \quad (5)$$

$$\begin{aligned} \varepsilon_{11} &= v^1_{,x} a_{11}(1 + tm_{31}) + v^2_{,x} a_{22} tm_{32} + v_{,x} a_{11} tm_{33} + v^1(a_{11} m_{11}(1 + tm_{31}) + ta_{22} m_{12} m_{32} + tm_{13} m_{33}) + \\ &+ v^2(a_{11}(1 + tm_{31}) m_{21} + ta_{22} m_{22} m_{32} + tm_{23} m_{33}) + v(a_{11} m_{31}(1 + tm_{31}) + ta_{22} m^2_{32} m_{32} + tm^2_{33}); \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \varepsilon_{22} &= v^1_{,0} a_{11} tn_{31} + v^2_{,0} a_{22}(1 + tn_{32}) + v_{,0} tn_{33} + v^1(a_{11} tn_{31} n_{11} + a_{22} n_{12}(1 + tn_{32}) + tn_{33} n_{13} + \\ &+ v^2(a_{11} tn_{31} n_{21} + a_{22} n_{22}(1 + tn_{32}) + tn_{33} n_{23}) + v(a_{11} n^2_{31} + a_{22} n_{32}(1 + tn_{32}) + tn^2_{33}); \end{aligned}$$

$$\varepsilon_{33} = V_{,t};$$

$$\begin{aligned} 2\varepsilon_{12} = 2\varepsilon_{21} &= v^1_{,0} a_{11}(1 + tm_{31}) + v^2_{,0} a_{22} tm_{32} + v_{,0} a_{11} tm_{33} + v^1_{,x} a_{11} tn_{31} + v^2_{,x} a_{22}(1 + tn_{32}) + v_{,x} tn_{33} + \\ &+ v^1(a_{11} n_{11}(1 + tm_{31}) + a_{22} tm_{32} n_{12} + tm_{33} n_{13} + a_{11} tn_{31} m_{11} + a_{22} m_{12}(1 + tn_{32}) + tn_{33} m_{13}) + v^2(a_{11} n_{21}(1 + tm_{31}) + \\ &+ a_{22} tm_{32} n_{22} + tm_{33} n_{23} + a_{11} tm_{21} n_{31} + a_{22} m_{22}(1 + tn_{32}) + tn_{33} m_{23}) + v(a_{11} n_{31}(1 + tm_{31}) + a_{22} tm_{32} n_{32} + \\ &+ tm_{33} n_{33} + a_{11} tn_{31} m_{31} + a_{22} m_{32}(1 + tn_{32}) + tn_{33} m_{33}); \end{aligned} \quad (9)$$

$$2\varepsilon_{13} = 2\varepsilon_{31} = v^1_{,t} a_{11}(1 + tm_{31}) + v^2_{,t} a_{22} tm_{32} + v_{,t} tm_{33} + v^1 m_{13} + v^2 m_{23} + vm_{33} + v_{,x};$$

$$2\varepsilon_{23} = 2\varepsilon_{32} = v^1_{,t} a_{11} tn_{31} + v^2_{,t} a_{22}(1 + tn_{32}) + v_{,t} tn_{33} + v^1 n_{13} + v^2 n_{23} + vn_{33} + v_{,0}.$$

Соотношения (9) можно представить в матричном виде

$$\{\varepsilon\} = [L]\{v\}, \quad (10)$$

где  $\{\varepsilon\}^T = \{\varepsilon_{11} \varepsilon_{22} \varepsilon_{33} 2\varepsilon_{12} 2\varepsilon_{13} 2\varepsilon_{23}\}$  – матрица-строка деформаций в точке  $M^t$ ;  $\{v\}^T = \{v^1 v^2 v\}$  – матрица-строка перемещений точки  $M^t$ ;  $[L]$  – матрица алгебраических и дифференциальных операторов.

Под действием заданной нагрузки точка  $M^t$  получает смещение, определяемое вектором в базисе точки  $M$

$$\vec{V} = v^1 \vec{a}_1 + v^2 \vec{a}_2 + v\vec{a}. \quad (6)$$

Производные вектора (6) с учетом (3) запишутся в виде

$$\begin{aligned} \vec{V}_{,x} &= \vec{a}_1(v^1_{,x} + v^1 m_{11} + v^2 m_{21} + vm_{31}) + \\ &+ \vec{a}_2(v^1 m_{12} + v^2_{,x} + v^2 m_{22} + vm_{32}) + \\ &+ \vec{a}_3(v^1 m_{13} + v^2 m_{23} + v_{,x} + vm_{33}); \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \vec{V}_{,0} &= \vec{a}_1(v^1_{,0} + v^1 n_{11} + v^2 n_{21} + vn_{31}) + \\ &+ \vec{a}_2(v^1 n_{12} + v^2_{,0} + v^2 n_{22} + vn_{32}) + \\ &+ \vec{a}_3(v^1 n_{13} + v^2 n_{23} + v_{,0} + vn_{33}); \end{aligned} \quad (7)$$

$$\vec{V}_{,t} = v^1_{,t} \vec{a}_1 + v^2_{,t} \vec{a}_2 + v_{,t} \vec{a}.$$

Деформации в точке  $M^t$  определяются соотношениями [1]

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(\vec{g}_j \vec{V}_{,i} + \vec{g}_i \vec{V}_{,j}), \quad (8)$$

которые с учетом (5), (7) могут быть представлены выражениями

## 2. Физические соотношения

На основании гипотезы теории малых упруго-пластических деформаций [2] о пропорциональности компонентов девиатора деформаций компонентам девиатора напряжений зависимости деформаций от напряжений определяются соотношениями

$$\begin{aligned} \varepsilon_{ii} &= \frac{3}{2} \frac{\varepsilon_0}{\sigma_0} \sigma_{ii} + \sigma_c \left( \frac{1-2\nu}{E} - \frac{3}{2} \frac{\varepsilon_0}{\sigma_0} \right), \quad (i=1,2,3); \\ \varepsilon_{ii} &= \frac{3}{2} \frac{\varepsilon_0}{\sigma_0} \sigma_{ii}, \quad (i \neq j), \end{aligned} \quad (11)$$

где  $\sigma_c = \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})$  – среднее напряжение;  $\sigma_0, \varepsilon_0$  – интенсивности напряжений и деформаций;  $E$  – модуль упругости материала,  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

Соотношения между приращениями деформаций и напряжений на  $j$ -м шаге определяются дифференцированием (11) и представляются в матричном виде

$$\{\Delta\varepsilon\} = [C^{\text{II}}]\{\Delta\sigma\}, \quad (12)$$

где  $\{\Delta\varepsilon\}^T = \{\Delta\varepsilon_{11} \Delta\varepsilon_{22} \Delta\varepsilon_{33} \Delta 2\varepsilon_{12} \Delta 2\varepsilon_{13} \Delta 2\varepsilon_{23}\}$ ;

$\{\Delta\sigma\}^T = \{\Delta\sigma_{11} \Delta\sigma_{22} \Delta\sigma_{33} \Delta 2\sigma_{12} \Delta 2\sigma_{13} \Delta 2\sigma_{23}\}$ ;

$[C^{\text{II}}]$  – матрица упруго-пластической податливости материала.

При расчетах в геометрически линейной постановке соотношения между приращениями деформаций и приращениями перемещений имеют вид

$$\{\Delta\varepsilon\} = [L]\{\Delta v\}, \quad (13)$$

где  $\{\Delta v\}^T = \{\Delta v^1 \Delta v^2 \Delta v\}$  – матрица-строка приращений перемещений на шаге нагружения;  $[L]$  – определена в (10).

### 3. Матрица деформирования конечного элемента на шаге нагружения

В качестве конечного элемента принят произвольный шестигранник с узлами  $i, j, k, l, m, n, p, h$  [3]. Узловыми неизвестными приняты приращения перемещений и приращения напряжений. Для выполнения численного интегрирования по шестигранному дискретному элементу он отображается на куб с локальными координатами  $-1 \leq \xi, \eta, \zeta \leq 1$ . Связь между глобальными координатами  $x, \theta, t$  и локальными координатами  $\xi, \eta, \zeta$  определяются с использованием трилинейных функций

$$\lambda = \{\varphi(\xi, \eta, \zeta)\}^T \{\lambda_y\}, \quad (14)$$

где под символом  $\lambda$  понимаются координаты  $x, \theta, t$ ;  $\{\lambda_y\}^T = \{\lambda^i \lambda^j \lambda^k \lambda^l \lambda^m \lambda^n \lambda^p \lambda^h\}$  – строка узловых значений глобальной координаты  $\lambda$ .

Дифференцированием (14) определяются производные  $x_{,\xi}, x_{,\eta}, x_{,\zeta}, \theta_{,\xi}, \theta_{,\eta}, \theta_{,\zeta}, t_{,\xi}, t_{,\eta}, t_{,\zeta}, \xi_{,x}, \xi_{,\theta}, \xi_{,t}, \eta_{,x}, \eta_{,\theta}, \eta_{,t}, \zeta_{,x}, \zeta_{,\theta}, \zeta_{,t}$ .

Аппроксимация приращений перемещений и приращений напряжений внутренней точки конечного элемента осуществляется с использованием трилинейных функций формы  $\{\varphi(\xi, \eta, \zeta)\}^T$  [3]

$$\{\Delta v\} = [A]\{\Delta v_y\}; \quad \{\Delta\sigma\} = [S]\{\Delta\sigma_y\}, \quad (15)$$

где  $\{\Delta v_y\}^T =$

$$= \{\Delta v^{1i} \Delta v^{1j} \Delta v^{1k} \Delta v^{1l} \Delta v^{1m} \Delta v^{1n} \Delta v^{1p} \Delta v^{1h} \dots \Delta v^h\};$$

$$\{\Delta\sigma_y\}^T = \{\Delta\sigma_{11}^i \Delta\sigma_{11}^j \Delta\sigma_{11}^k \dots \Delta\sigma_{23}^h\}.$$

Для формирования матрицы деформирования конечного элемента на шаге нагружения использовалось равенство возможных и действительных работ внешних и внутренних сил

$$\int_V \left( \{\sigma\}^T + \frac{1}{2} \{\Delta\sigma\} \right) \{\Delta\varepsilon\} dV = \int_F \{\Delta v\}^T \left( \{q\} + \frac{1}{2} \{\Delta q\} \right) dF, \quad (16)$$

где  $V$  – объем дискретного элемента,  $F$  – площадь части поверхности, на которой действует внешняя нагрузка.

Заменяя действительную работу приращений внутренних сил разностью произведения  $\{\Delta\sigma\}^T \{\Delta\varepsilon\}$  и дополнительной работы на шаге нагружения

$$\frac{1}{2} \{\Delta\sigma\}^T \{\Delta\varepsilon\} = \{\Delta\sigma\}^T \{\Delta\varepsilon\} - \frac{1}{2} \{\Delta\sigma\}^T [C_{\text{II}}] \{\Delta\sigma\}, \quad (17)$$

равенство (16) можно представить функционалом

$$\Pi \equiv \int_V \{\sigma\}^T \{\Delta\varepsilon\} dV + \int_V \{\Delta\sigma\}^T \{\Delta\varepsilon\} dV - \frac{1}{2} \int_V \{\Delta\sigma\}^T [C_{\text{II}}] \{\Delta\sigma\} dV - \int_F \{\Delta v\}^T \{q\} dF - \frac{1}{2} \int_F \{\Delta v\}^T \{\Delta q\} dF = 0. \quad (18)$$

С учетом аппроксимирующих выражений (12), (13), (15) функционал (16) запишется в виде

$$\begin{aligned} \Pi \equiv & \int_V \left\{ \sigma \right\}^T [B] dV \left\{ \Delta v_y \right\} + \left\{ \Delta \sigma_y \right\}^T \int_V [S]^T [B] dV \left\{ \Delta v_y \right\} - \\ & - \frac{1}{2} \left\{ \Delta \sigma_y \right\}^T \int_V [S]^T [C] [S] dV \left\{ \Delta \sigma_y \right\} - \left\{ \Delta v_y \right\}^T \int_F [A]^T [q] dF - \\ & - \frac{1}{2} \left\{ \Delta v_y \right\}^T \int_F [A]^T \left\{ \Delta q \right\} dF = 0. \end{aligned} \quad (19)$$

Минимизируя (19) по узловым неизвестным  $\left\{ \Delta v_y \right\}^T$  и  $\left\{ \Delta \sigma_y \right\}^T$ , получим систему уравнений

$$\begin{aligned} [Q] \left\{ \Delta \sigma_y \right\} - \left\{ f_p \right\} + \int_V [B]^T \left\{ \sigma \right\} dV &= 0; \\ [Q] \left\{ \Delta v_y \right\} - [H] \left\{ \Delta \sigma_y \right\} &= 0, \end{aligned} \quad (20)$$

где  $[Q] = \int_V [S]^T [B] dV$ ;  $[H] = \int_V [S]^T [C] [S] dV$ ;

$$\left\{ f_p \right\} = \int_F [A]^T \left\{ q \right\} dF, \quad \left\{ \Delta f_p \right\} = \int_F [A]^T \left\{ \Delta q \right\} dF.$$

Система (20) может быть представлена в традиционной конечно-элементной формулировке

$$[k] \left\{ z_y \right\} = \left\{ f \right\}, \quad (21)$$

где  $[k] = \begin{bmatrix} -[H] & [Q] \\ [Q]^T & [0] \end{bmatrix}$  – матрица деформирования конечного элемента;

$\left\{ z_y \right\}^T = \left\{ \left\{ \Delta \sigma_y \right\}^T \left\{ \Delta v_y \right\}^T \right\}$  – вектор-строка узловых неизвестных конечного элемента;

$\left\{ f \right\}^T = \left\{ \left\{ 0 \right\}^T; \left\{ \Delta f_p \right\} - \left\{ R \right\}^T \right\}$  – вектор узловых усилий на шаге нагружения;

$\left\{ R \right\} = \left\{ f_p \right\} - \int_V [B]^T \left\{ \sigma \right\} dV$  – невязка на шаге нагружения.

Матрица деформирования системы формируется традиционным для МКЭ способом [4].

**Пример расчета**

Рассмотрено напряженно-деформированное состояние нагруженного равномерным давлением интенсивности  $q = 163 \text{ даН/см}^2$  (рис. 1) усеченного параболоида вращения, отсчетная поверхность которого описывается радиус вектором  $\vec{R} = x\vec{i} + r \sin \theta \vec{j} + \cos \theta \vec{k}$ ,

где  $r = \frac{(D-A)}{l^2} x^2 + A$ . Были приняты следующие исходные данные:  $A = 30 \text{ см}$ ,  $D = 15 \text{ см}$ ,

$l = 30 \text{ см}$ ,  $t = 1 \text{ см}$ . Упруго-пластические свойства материала параболоида описываются диаграммой деформирования с нелинейным упрочнением. Интенсивность напряжений, соответствующая пределу текучести,  $\sigma_{iT} = 2000 \text{ даН/см}^2$ ,  $\epsilon_{iT} = 0,00203918$  – интенсивность деформации, соответствующая пределу текучести. Нелинейное упрочнение описывалось зависимостью:

$$\sigma_i = \kappa_1 \epsilon_{i2} + \kappa_2 \epsilon_i + \kappa_3,$$

где  $\kappa_1 = 789018,28611 \text{ даН/см}^2$ ;  
 $\kappa_2 = 86782,099383 \text{ даН/см}^2$ ;  
 $\kappa_3 = 1819,7547393 \text{ даН/см}^2$ .

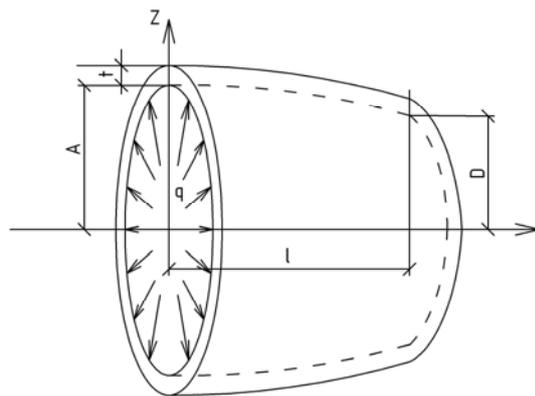


Рис. 1. Усеченный параболоид вращения, нагруженный равномерным давлением



Рис. 2. Эпюра меридиональных напряжений

На рис. 2 показана эпюра меридиональных напряжений при разбиении параболоида вдоль оси X на 60 частей и на 10 частей по толщине.



Рис. 3. Эпюра интенсивности напряжений

Уравнение статики о равенстве нулю суммы проекций внешних и внутренних сил на ось эллипсоида выполняется с расхождением  $\delta = 0,10\%$ .

На рис. 3 показана эпюра интенсивности напряжений в сечении параболоида  $x = 0$ . При

значениях  $\sigma_i > \sigma_{it}$  имеют место упруго-пластические деформации. Как видно, в сечении  $x = 0$  материал параболоида находится в упруго-пластическом состоянии.

Изложенный алгоритм вполне приемлем для учета упруго-пластического материала в инженерных расчетах

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Демидов, С. П. Теория упругости / С. П. Демидов. — М.: Высшая школа, 1979. — 432 с.
2. Малинин, Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести / Н. Н. Малинин. — М.: Машиностроение, 1975. — 400 с.
3. Постнов, В. А. Метод конечных элементов в расчетах судовых конструкций / В. А. Постнов, И. Я. Хархурим. — Л.: Судостроение, 1974. — 344 с.
4. Гуреева, Н. А. Восемьюугольный объемный конечный элемент в смешанной формулировке на основе функционала Рейснера / Н. А. Гуреева // Известия вузов. Машиностроение. — 2007. — № 5. — 21–26 с.

УДК 539.3

Ю. В. Клочков, д-р техн. наук, А. П. Николаев, д-р техн. наук,  
А. А. Шубович, ст. преподаватель, Р. И. Маловичко, канд. пед. наук

### СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ РАСЧЕТОВ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕЛИНЕЙНЫХ ОБОЛОЧЕК ВРАЩЕНИЯ В АКТУАЛЬНОМ БАЗИСЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА ОСНОВЕ МКЭ

Волгоградская государственная сельскохозяйственная академия  
(e-mail: ShubovichAL@yandex.ru)

Расчет оболочек вращения в геометрически нелинейной постановке с учетом обжатия по толщине представляет собой достаточно трудоемкую задачу, поэтому совершенствование конечно-элементных алгоритмов расчета подобного рода конструкций является достаточно актуальным.

В настоящей работе излагается вывод добавочной матрицы жесткости элемента дискретизации оболочки вращения на  $(j + 1)$ -м шаге нагружения от действия напряжений, накопленных за предшествующие  $j$  шагов нагружения.

*Ключевые слова:* оболочка вращения, актуальный базис, матрица жесткости, добавочная матрица жесткости, вектор перемещения, тензоры деформаций и напряжений.

Calculation of shells of rotation in vectorially nonlinear statement with the account change on thickness represents toilsome enough problem, therefore perfection of finite - element algorithms of calculation of a similar sort of designs is enough actual. In the present work the conclusion of an additional matrix of rigidity of discrete elements of shells rotation discretization of an shells on  $(j + 1)$  a step loading from action of the pressure which have been saved up for previous  $j$  steps loading is stated.

*Keywords:* an environment of rotation, actual basis, a matrix of rigidity, an additional matrix of rigidity, a vector of displacement, tensors of deformations and efforts.

Использование добавочной матрицы жесткости в конечно-элементном алгоритме позволяет исключить достаточно объемную итерационную процедуру из пакета прикладных программ без существенного увеличения погрешности конечно-элементных решений.

Для построения матрицы жесткости элемента дискретизации на шаге нагружения, как правило, используется функционал, выражаю-

щий равенство работ внешних и внутренних сил на возможных перемещениях конечного элемента

$$\int_V \{\Delta \varepsilon_{\alpha\beta}^{\zeta}\}^T \left[ \{\sigma^{\alpha\beta}\} + \{\Delta \sigma^{\alpha\beta}\} \right] dV = \int_F \{w\}^T \left[ \{P\} + \{\Delta P\} \right] dF, \quad (1)$$

где  $\{\Delta \varepsilon_{\alpha\beta}^{\zeta}\}^T = \{\Delta \varepsilon_{11}^{\zeta} \quad \Delta \varepsilon_{22}^{\zeta} \quad \Delta \varepsilon_{12}^{\zeta}\}$  — матрица-строка

приращений ковариантных компонент тензора деформаций в произвольном слое оболочки;  $\{\Delta\sigma^{\alpha\beta}\}^T = \{\Delta\sigma^{11} \Delta\sigma^{22} \Delta\sigma^{12}\}$  – приращения контравариантных компонент тензора напряжений;  $\{\sigma^{\alpha\beta}\}^T = \{\sigma^{11} \sigma^{22} \sigma^{12}\}$  – контравариантные компоненты тензора полных напряжений, накопленные за  $j$  предыдущих шагов нагружения;  $\{w\}^T = \{w^1 w^2 w\}$  – компоненты шагового вектора перемещения точки срединной поверхности оболочки на  $(j+1)$ -м шаге нагружения;  $\{P\}$  и  $\{\Delta P\}$  – столбцы внешней поверхностной нагрузки и приращений нагрузки на  $(j+1)$ -м шаге нагружения.

Приращения ковариантных компонент тензора деформаций в произвольном слое оболочки на  $(j+1)$ -м шаге нагружения могут быть получены из уравнения механики сплошной среды [1]

$$\Delta\varepsilon_{\alpha\beta}^{\zeta} = \frac{(\bar{g}_{\alpha\beta}^* - g_{\alpha\beta})}{2}, \quad (2)$$

где  $\bar{g}_{\alpha\beta}^* = \bar{g}_{\alpha}^* \cdot \bar{g}_{\beta}^*$ ;  $g_{\alpha\beta} = \bar{g}_{\alpha} \cdot \bar{g}_{\beta}$  – ковариантные компоненты метрического тензора в конце и в начале  $(j+1)$ -го шага нагружения соответственно.

Входящие в (2) базисные векторы  $\bar{g}_{\alpha}^*$  определяются соотношением

$$\bar{g}_{\alpha}^* = \bar{g}_{\alpha} + \bar{W}_{,\alpha}, \quad (3)$$

где  $\bar{W}_{,\alpha}$  – производная  $(j+1)$ -го шагового вектора перемещения точки, первоначально отстоящей от срединной поверхности на расстоянии  $\zeta$ .

На основании гипотезы прямых нормалей можно записать выражение

$$\bar{W}_{,\alpha} = \bar{w}_{,\alpha} + [\zeta + \psi(\zeta)]\Delta\bar{a}_{,\alpha}, \quad (4)$$

где  $\bar{w}_{,\alpha} = l_{\alpha}^p \bar{a}_p + l_{\alpha} \bar{a}$  – производная шагового вектора перемещения точки срединной поверхности оболочки в базисе актуального состояния после  $j$  шагов нагружения [2];  $\Delta\bar{a}_{,\alpha}$  – производная разности нормалей в конце и начале  $(j+1)$ -го шага нагружения;  $\psi(\zeta)$  – функция, учитывающая обжатие по толщине [2].

Соотношение (2) с учетом (3), (4) может быть записано в виде

$$\Delta\varepsilon_{\alpha\beta}^{\zeta} = \frac{(\bar{g}_{\alpha} \cdot \bar{W}_{,\beta} + \bar{g}_{\beta} \cdot \bar{W}_{,\alpha} + \bar{W}_{,\alpha} \cdot \bar{W}_{,\beta})}{2}. \quad (5)$$

Столбец приращений контравариантных компонент тензора напряжений на основании закона Гука может быть представлен матричным произведением

$$\begin{aligned} \{\Delta\sigma^{\alpha\beta}\}^T &= [C]\{\Delta\varepsilon_{\alpha\beta}^{\zeta}\} = \\ &= [C]\left(\{\Delta\varepsilon_{\alpha\beta}^{\zeta}\} + \{0, 5\bar{W}_{,\alpha} \cdot \bar{W}_{,\beta}\}\right). \end{aligned} \quad (6)$$

Функционал (1) с учетом (6) может быть записан в виде (нелинейные слагаемые опущены)

$$\begin{aligned} \int_V \{\Delta\varepsilon_{\alpha\beta}^{\zeta}\}^T [C]\{\Delta\varepsilon_{\alpha\beta}^{\zeta}\} dV + \int_V \{0, 5\bar{W}_{,\alpha} \cdot \bar{W}_{,\beta}\}^T \{\sigma^{\alpha\beta}\} dV = \\ = \int_F \{w\}^T \{\Delta P\} dF + \int_F \{w\}^T \{P\} dF - \int_V \{e_{\alpha\beta}^{\zeta}\}^T \{\sigma^{\alpha\beta}\} dV. \end{aligned} \quad (7)$$

Преобразуем второй интеграл в (7) к виду

$$I_1 = 0, 5 \int_V \{\bar{W}_{,\alpha}\} \{\sigma^{\alpha\beta}\} \{\bar{W}_{,\beta}\} dV. \quad (8)$$

Столбец  $\{\bar{W}_{,\alpha}\}$  с учетом (4) может быть представлен матричным произведением

$$\{\bar{W}_{,\alpha}\} = [G]\{\bar{w}_{,\alpha}\}, \quad (9)$$

где  $\{\bar{w}_{,\alpha}\}^T = \{\bar{w}_{,1} \bar{w}_{,2} \Delta\bar{a}_{,1} \Delta\bar{a}_{,2}\}$ ;

$$[G] = \begin{bmatrix} 1 & 0 & (\zeta + \psi(\zeta)) & 0 \\ 0 & 1 & 0 & (\zeta + \psi(\zeta)) \end{bmatrix}.$$

Нижний индекс 1 и 2 после запятой обозначает операцию дифференцирования шагового вектора перемещения точки срединной поверхности по глобальным криволинейным координатам  $s$  (длина дуги меридиана) и  $\theta$  (окружная координата).

Производная разности нормалей в конце и в начале  $(j+1)$ -го шага нагружения может быть представлена компонентами, отнесенными к актуальному базису оболочки после  $j$  шагов нагружения

$$\Delta\bar{a}_{,\alpha} = n_{\alpha}^p \bar{a}_p + n_{\alpha} \bar{a}. \quad (10)$$

Столбец  $\{\bar{w}_{,\alpha}\}$  с учетом (4) и (10) запишется в виде

$$\{\bar{w}_{,\alpha}\} = [\bar{A}]\{l\}, \quad (11)$$

где  $\{l\}^T = \{l_1^1 l_1^2 l_1 l_2^1 l_2^2 l_2 n_1^1 n_1^2 n_1 n_2^1 n_2^2 n_2\}$ ; матрица  $[\bar{A}]$  представляет собой квазидиагональную матрицу, содержащую векторы локального базиса  $\bar{a}_1, \bar{a}_2, \bar{a}$  актуального состояния оболочки после  $j$  шагов нагружения.

Столбец  $\{l\}$ , содержащий компоненты шагового вектора перемещения  $w^1$ ,  $w^2$  и  $w$ , а также их производные по глобальным координатам  $s$  и  $\theta$ , может быть выражен через столбец узловых варьируемых параметров используемого элемента дискретизации, например, треугольного конечного элемента

$$\{l\} = [B]\{W_y\}. \quad (12)$$

Интеграл (8) с учетом (9)–(12) может быть преобразован к виду

$$I_1 = 0,5 \{W_y\}^T \int_V [B]^T [\bar{A}]^T [G][C][G][\bar{A}][B]\{W_y\} dV. \quad (13)$$

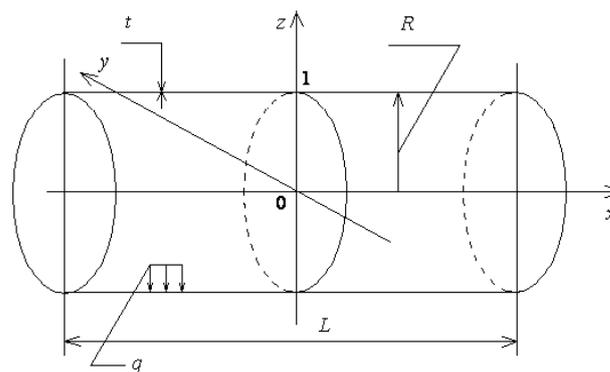
После выполнения скалярных произведений, интеграл (13) можно записать в виде

$$I_1 = 0,5 \{W_y\}^T \int_V [B]^T [D][B]\{W_y\} dV. \quad (14)$$

В результате подстановки (14) в (7) и выполнения условия стационарности функционала потенциальной энергии по узловым варьируемым параметрам  $\{W_y\}^T$  используемого элемента дискретизации, можно получить искомую для конечно-элементной реализации матричную зависимость

$$([K] + 0,5[K_D])\{W_y\} = \{F\} + \{\Delta R\}, \quad (15)$$

где  $[K]$  – матрица жесткости элемента дискретизации на  $(j+1)$ -м шаге нагружения;  $[K_D]$  – добавочная матрица жесткости от действия напряжений, накопленных за  $j$  предыдущих шагов нагружения;  $\{F\}$  – столбец узловой шаговой нагрузки;  $\{\Delta R\}$  – поправка Ньютона-Рафсона.



Расчетная схема цилиндрической оболочки из каучука

В качестве примера была решена задача по расчету цилиндрической оболочки из каучука, нагруженной внутренним давлением интенсивности  $q$ . Были приняты следующие исходные данные:  $R = 0,5$  м;  $L = 1,0$  м;  $t = 0,01$  м;  $E = 8$  МПа;  $\nu = 0,47$ . Расчеты были выполнены в двух вариантах: в первом варианте была использована стандартная конечно-элементная процедура; во втором варианте был реализован вышеописанный алгоритм, включающий добавочную матрицу жесткости от действия напряжений, накопленных за  $j$  предыдущих шагов нагружения. Результаты расчетов представлены в таблице, в которой приведены значения меридиональных  $\sigma_m$  и кольцевых  $\sigma_k$  напряжений в наружной поверхности оболочки в точке 1 (см. рисунок) на плоскости симметрии и уточненная толщина оболочки  $t^*$  в зависимости от нагрузки  $q$  при 50 шагах нагружения.

Повариантные значения меридиональных, кольцевых напряжений и уточненная толщина оболочки в середине пролета

Уровни нагрузки	Первый вариант			Второй вариант		
	$\sigma_m$ , МПа	$\sigma_k$ , МПа	$t^*$ , см	$\sigma_m$ , МПа	$\sigma_k$ , МПа	$t^*$ , см
$q$ , МПа						
0,02	-0,033	1,27	0,937	-0,018	1,17	0,940
0,022	-0,055	1,44	0,930	-0,0267	1,32	0,934
0,024	-0,172	1,586	0,929	-0,038	1,47	0,928
0,026	–	–	–	-0,060	1,64	0,924

Анализ табличных результатов показывает, что при относительно небольших нагрузках ( $q = 0,02$  МПа) контролируемые параметры напряженно-деформируемого состояния по вариантам расчета отличаются между собой незначительно. С увеличением внутреннего давления, когда процесс деформирования имеет выраженный нелинейный характер, погреш-

ность вычислений в первом варианте растет. Так, значения меридиональных напряжений в первом варианте оказываются в несколько раз больше, чем во втором варианте, тогда как на плоскости симметрии эти напряжения должны быть равны нулю. При  $q = 0,026$  МПа в первом варианте происходит срыв вычислительного процесса. Во втором варианте при данном

уровне нагрузки процесс вычислений остается стабильным, поэтому можно сделать вывод о том, что при анализе НДС геометрически нелинейных оболочек использование алгоритма, включающего в себя добавочную матрицу жесткости от действия напряжений, накопленных за предыдущие  $j$  шагов нагружения, является более эффективным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Седов, Л. И. Механика сплошной среды / Л. И. Седов. – М.: Наука, 1976. – Т. 1. – 535 с.
2. Клочков, Ю. В. Сравнительный анализ способов аппроксимации МКЭ при расчете оболочки вращения в геометрически нелинейной постановке / Ю. В. Клочков, А. П. Николаев // Изв. вузов. Машиностроение. – 2000. – № 5–6. – С. 27–32.

УДК 669.14.252.2:621.77

*Д. А. Гурьянов, ст. преподаватель, Е. И. Тескер, д-р техн. наук, Б. Н. Замотаев, канд. техн. наук, И. В. Рубежанская, ст. преподаватель, Д. В. Слесарев, студент, Е. В. Чернояров – студент*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И ДРОБНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОГЕННОЙ СТАЛИ 30ХНМС С ВТМО\***

**Волгоградский государственный технический университет**

(e-mail: OMD@vstu.ru)

Предложена новая технология высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) гетерогенной стали 30ХНМС. Показано, что ВТМО благоприятно влияет на весь комплекс механических свойств специальной стали.

*Ключевые слова:* высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО); гетерогенная; баллистическое нагружение; ортогональный план второго порядка; уравнения регрессии.

A new technology of the high temperature thermo mechanical treatment is proposed (HTTMT) of the heterogeneous steel 30CrNiMoSi. It is shown that HTTMT favourably influences the whole of the steel's mechanical properties special steel.

*Keywords:* high temperature thermo mechanical treatment (HTTMT), heterogeneous, ballistic load, orthogonal plan second order, regressive equations.

Одним из перспективных путей повышения сопротивления хрупкому разрушению при одновременном сохранении или увеличении прочности является создание гетерогенной стальной брони. Могут быть получены стальные пластины с повышенными характеристиками удельной прочности и высоким сопротивлением хрупкому разрушению при баллистическом нагружении [1].

Эти представления явились предпосылкой для разработки физических основ новой технологии прокатки гетерогенной стали с ВТМО.

Гетерогенные стальные пластины содержат лицевой и тыльный слои, твердость которых 62-64HRC и 51-53HRC соответственно. Толщина лицевого слоя составляет 20–25 % от общей толщины пластины.

Цель работы – разработка и оптимизация режимов прокатки гетерогенной стали с ВТМО, а также исследование механических свойств после термомеханического упрочнения.

Для оптимизации режимов прокатки использовались заготовки из стали 30ХНМС раз-

мером 150 x 80 x 10 мм. Высокопрочный слой был получен науглероживанием поверхностного слоя на толщину 2,5 мм.

С целью оптимизации режимов прокатки и исследования механических свойств гетерогенной стали в лабораторных условиях был проведен планируемый эксперимент с использованием ортогонального плана второго порядка [2] по термомеханической обработке науглероженных заготовок с суммарным обжатием  $\epsilon_{\Sigma} \approx 40\%$  на толщину 6,0–5,5 мм. Режим ВТМО следующий: температура начала деформации  $t_{н.д.} = 1000\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$ , время изотермической выдержки металла в печи перед закалкой в воду  $\Delta\tau_{из.} = 20\text{ с}$ , температура отпуска  $t_{отп} = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , продолжительность отпуска 2 ч.

Область изменения деформационных параметров ВТМО гетерогенной стали 30ХНМС и их кодирование приведены ниже:

Наименование	$n$	$T, ^{\circ}\text{C}$
Нулевой уровень ( $X_i = 0$ )	4	950
Интервал варьирования ( $\delta_i$ )	2	50
Нижний уровень ( $X_i = -1$ )	2	900
Верхний уровень ( $X_i = +1$ )	6	1000
Кодовое обозначение факторов	$X_1$	$X_2$

\* Статью для публикации рекомендует закрытое акционерное общество Волгоградский металлургический завод «Красный Октябрь».

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),  $Y_3$  ( $\delta_5$ , %),  $Y_4$  ( $\psi$ , %),  $Y_5$  (KCV, Дж/см<sup>2</sup>).

Условия и результаты серии опытов при прокатке с ВТМО науглероженных заготовок из стали 30ХНМС в лабораторных условиях на стане ДУО–150 приведены в натуральном масштабе в таблице.

**Условия и результаты экспериментов при исследовании совместного влияния температуры и дробности деформации на механические свойства гетерогенной стали 30ХНМС с ВТМО**

Исследуемые факторы		Полученные результаты (отклики)				
Число проходов $n$ ( $X_1$ )	Температура прокатки $T$ , °C ( $X_2$ )	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{02}$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	KCV, Дж/см <sup>2</sup>
6	900	2060	1950	8,2	38	4,9
2	1000	2000	1920	7,5	40	5,4
6	1000	2080	1985	7,4	36	5,4
2	900	1900	1830	7,6	37	5,5
6	950	2020	1890	7,9	43	5,6
2	950	1940	1860	8,5	42	4,8
4	1000	1920	1840	8,0	40	5,0
4	900	1980	1910	8,0	42	4,7
4	950	2000	1910	7,5	38	5,1

Примечания: 1. Прокатка осуществлялась по убывающему режиму деформации. 2. Опыты рандомизировались по времени. 3. На каждом сочетании уровней выполнено по два парных опыта.

Проведенное планирование эксперимента позволило дать достоверную оценку нового технологического процесса прокатки с ВТМО гетерогенной стали, который может быть использован для индивидуальных средств защиты.

Условия и результаты планирования представлены в таблице. Полученные при обработке результатов экспериментов уравнения регрессии имеют вид:

$$\tilde{Y}_1(\sigma_b) = 1990 + 10X_2 + 60X_1X_2 + 33X_1^2, \quad (1)$$

$$\tilde{Y}_2(\sigma_{02}) = 1901 + 9X_2 + 46X_1X_2 + 19X_1^2 + 19X_2^2, \quad (2)$$

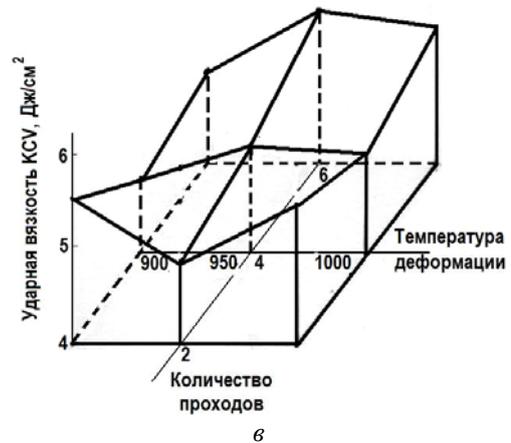
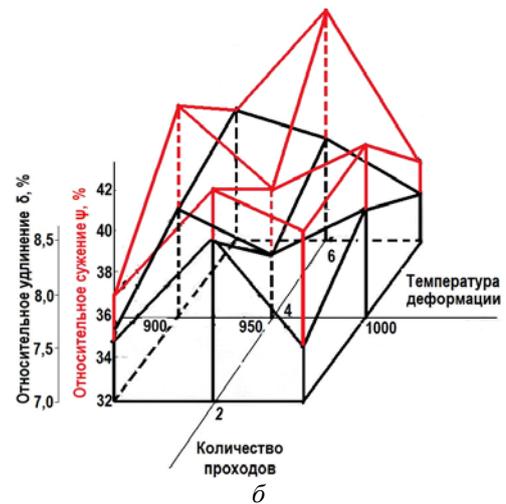
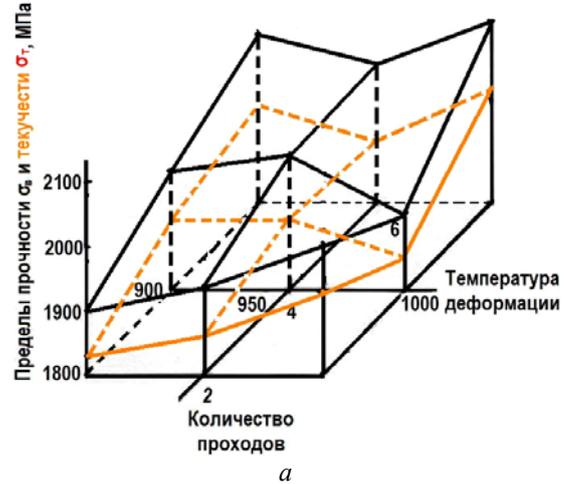
$$\tilde{Y}_3(\delta_5) = 9 - 0,2X_1 - 0,2X_2 - 0,1X_1X_2 - 0,2X_2^2, \quad (3)$$

$$\tilde{Y}_4(\psi) = 41 - 0,7X_1 - 0,8X_1X_2 - 0,7X_1^2 - 2,2X_2^2, \quad (4)$$

$$\tilde{Y}_5(KCV) = 6,4 + 0,2X_1 + 0,1X_2 - 0,2X_1X_2 + 0,3X_1^2. \quad (5)$$

Проверка, выполненная с помощью критерия Р. Фишера [2], подтвердила адекватность

полученных уравнений экспериментальным данным при уровне значимости 0,05. Совместное влияние дробности и температуры деформации, построенное по уравнениям (1)–(5), представлено на рисунке.



Поверхность откликов при оптимизации режимов прокатки гетерогенной стали 30ХНМС:

$a - Y_1$  ( $\sigma_b$ ),  $Y_2$  ( $\sigma_{02}$ );  $b - Y_3$  ( $\delta_5$ ),  $Y_4$  ( $\psi$ );  $v - Y_5$  (KCV)

Как видно из таблицы, прокатка гетерогенной стали с ВТМО обеспечивает повышение прочностных свойств  $\sigma_b$  и  $\sigma_{02}$  по всем девяти исследуемым режимам прокатки, а пластичность при испытании на ударный изгиб  $a_{kv}$  не снижается по сравнению с полученными при прокатке с ВТМО листов толщиной 10 мм в промышленных условиях за 5 проходов [3]. Повышение температуры начала прокатки гетерогенной стали с ВТМО может обеспечить прокатку листов толщиной 5–6 мм на листовых станах.

#### Выводы

Экспериментально исследовано влияние температурных и деформационных параметров после прокатки гетерогенной стали с ВТМО на формирование механических свойств специаль-

альной 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. Методы проектирования артиллерийского оружия, устойчивого против хрупкого разрушения. В кн.: Разрушение. – М.: Машиностроение, 1977. – Т. 5. – С. 259–339.
2. *Винарский, М. С.* Математическая статистика в черной металлургии / М. С. Винарский, В. Т. Жадан, Ю. К. Купак. – Киев: Техника, 1973. – 220 с.
3. *Ватник, Л. Е.* Использование высокого динамического давления в процессе деформационного старения мартенсита / Л. Е. Ватник, Б. Н. Замотаев, Я. Б. Гуревич [и др.] // Проблемы металловедения и физики металлов: тематич. отрасл. сб. – М.: Металлургия, 1977. – № 4. – С. 52–59.

## ВОПРОСЫ СВАРКИ

УДК 621.791

*О. А. Полесский, аспирант, А. В. Савинов, канд. техн. наук,  
И. Е. Лапин, д-р. техн. наук, В. И. Лысак, д-р. техн. наук, И. В. Арефьев, инженер*

### ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКЦИИ НЕПЛАВЯЩЕГОСЯ ЭЛЕКТРОДА НА ФОРМИРОВАНИЕ ШВА ПРИ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКЕ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: svarka-nv@vstu.ru)

В статье показаны основные механизмы нарушения формирования швов при сварке неплавящимся электродом в аргоне на больших значениях тока и скорости сварки. Представлено влияние конструкции вольфрамового катода на величину критического тока и скорости сварки, при которых начинается нарушение формирования сварных швов, предложена новая конструкция электрода, обеспечивающая горение дуги без значительного отставания анодного пятна, что снижает вероятность образования дефектов и улучшает формирование швов при высокоскоростной сварке на больших значениях тока.

*Ключевые слова:* сварка неплавящимся электродом, формирование сварных швов, аргон.

In the article the basic mechanisms of the disturbance of the formation of seams with the welding by the non-consumable electrode in argon on the great significances of current and rate of welding are shown. The influence of the construction of tungsten cathode on the value of critical current and rate of welding, with which begins the disturbance of the formation of the welds, is proposed the new construction of electrode, which ensures arcing without the significant delay of anodic spot, which decreases the probability of forming the defects and improves the formation of seams with the high-speed welding on the great significances of current is represented.

*Keywords:* GTAW, the formation of the welds, argon.

Сварка неплавящимся электродом в среде инертных газов обладает рядом преимуществ по отношению к другим способам дуговой сварки, имея, однако, существенный недостаток – низкую производительность. При увеличении силы сварочного тока и скорости сварки выше определенных критических значений наблюдается резкое нарушение формирования сварных швов в виде периодических возвышений (бугров) и углублений металла сварного шва (рис. 1).

В настоящее время существует несколько различных гипотез [1–3], дающих объяснение данному явлению, носящих, однако, разрозненный, а, порой, и противоречивый характер.

Исследование кинетики образования указанных дефектов показывает, что их первопричиной является отставание анодного пятна [4], а также неравномерное его движение (рис. 2). В момент максимального отставания катодный плазменный поток вблизи поверхности металла принимает ориентацию, близкую к горизонталь-

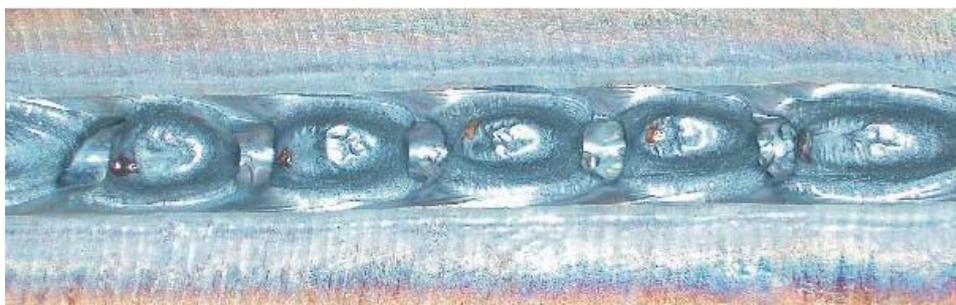


Рис. 1. Характерный вид нарушения формирования сварных швов при сварке неплавящимся электродом с конической заточкой: ( $I_d = 500\text{А}$ ,  $V_{св} = 20\text{ м/ч}$ )

тальной, в результате чего формируются потоки металла, текущие преимущественно по бокам стенок кратера, которые, объединяясь при кристаллизации, приводят к нарушению формирования в виде бугров металла.

В зависимости от объема сварочной ванны наблюдаются два механизма нарушения формирования. Первый имеет место при высокой скорости сварки и основан на дискретном перемещении анодного пятна. При этом катодная струя и силы Лоренца, возникающие в жидкой прослойке в момент отставания, создают интенсивные потоки металла, формирующие при кристаллизации бугор в хвосте сварочной ванны. Дальнейшее отставание анодного пятна приводит к увеличению длины дуги, и в определенный момент анодное пятно скачкообразно перемещается под электрод, обеспечивая минимальную длину дуги и приводя к формированию углубления на поверхности сварного шва.

При низкой скорости сварки потоки металла формируют бугор в виде расплава, который, увеличиваясь в объеме, нависает над кратером сварочной ванны и в определенный момент стекает в него, отодвигая анодное пятно в направлении электрода. При стекании (захлопывании) жидкого металла зачастую образуются внутренние газовые полости. Увеличение скорости сварки приводит к большему искривлению столба дуги и, как следствие, худшему формированию сварных швов. Применение в качестве защитного газа гелия и аргоногелиевых смесей несколько увеличивает максимальные диапазоны скоростей сварки [5], однако их использование приводит к значительному повышению стоимости процесса.

На кафедре сварочного производства ВолгГТУ разработана новая конструкция неплавящегося электрода (патент РФ № 88308), улучшенные эксплуатационные свойства которого обеспечиваются особыми тепловыми и элек-



Рис. 2. Отставание анодного пятна при сварке неплавящимся электродом

ромагнитными условиями у его рабочего участка. Электрод состоит из цилиндрического корпуса и рабочего участка, по оси которого выполнены одна или несколько продольных прорезей.

Цилиндрическая форма рабочего участка обеспечивает постоянство площади поперечного сечения, что обуславливает возможность выхода на режимы сварки, когда в тепловом балансе электрода значительную роль играет джоулево тепловыделение на вылете рабочего участка. Такой режим достигается при глубине прорези не менее диаметра электрода. Он исключает локализацию активного пятна дуги на рабочем торце электрода и способствует переходу к режиму горения дуги с диффузным катодным пятном, обеспечивающим снижение интегрального давления дуги, более равномерное его распределение и, в конечном итоге, улучшение формирования шва (рис. 3).

Помимо создания особых тепловых условий на рабочем участке электрода изменено его собственное электромагнитное поле. Наличие прорези создает на электроде область с низкой напряженностью магнитного поля, а также изменяет его силовые линии, что обуславливает смещение катодного пятна в прорезь (рис. 4). Внутренние стенки разогреваются, что улучшает условия термоэмиссии, а сам характер протекания катодных процессов способствует снижению сил Лоренца, действующих как на дугу,

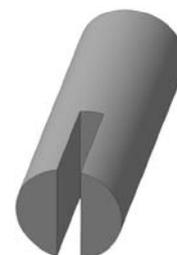
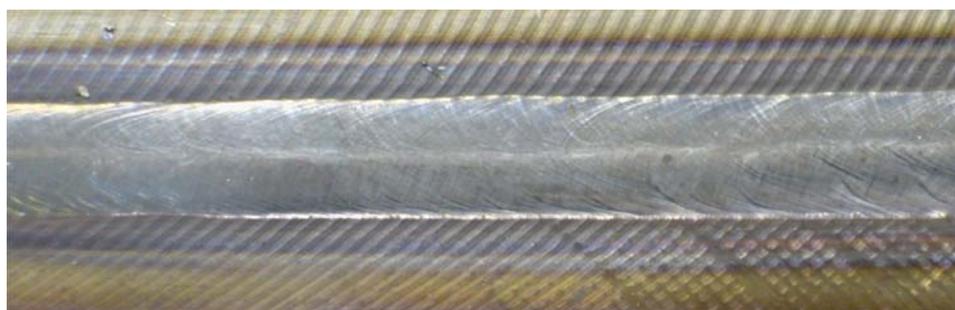


Рис. 3. Формирование сварного шва при сварке новой конструкцией электрода ( $I_d = 500\text{A}$ ,  $V_{св} = 20\text{ м/ч}$ )



Рис. 4. Внешний вид дугового разряда на рабочем участке электрода

так и на сварочную ванну, и вызывающих потоки жидкого металла по ее боковым стенкам. Газодинамическое воздействие при этом также существенно меньше, что связано с низкой плотностью тока в диффузном катодном пятне. Все эти факторы приводят к существенно меньшему отставанию анодного пятна при высоких скоростях сварки и значениях сварочного тока.

Результаты исследований влияния параметров режимов сварки на качество формирования шва показывают, что применение данного электрода увеличивает в 2,5 – 3,0 раза значение критического тока, при котором начинается нарушение формирования, в сравнении с электродами традиционной конструкции с различными углами конической заточки (рис. 5).

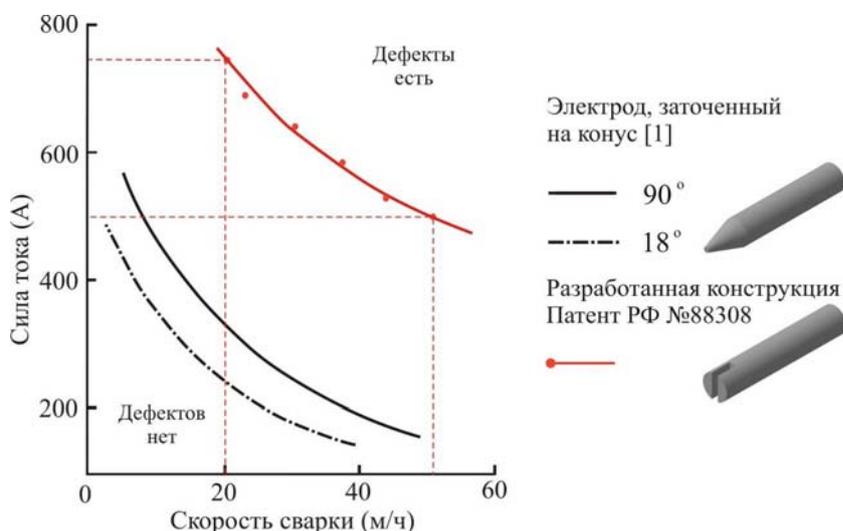


Рис. 5. Зависимость критического тока от скорости сварки

Таким образом, применение электродов новой конструкции для сварки в инертных газах позволяет существенно повысить производительность процесса, а также значительно улучшить качество формирования сварных швов, что существенно расширяет технологические возможности процесса сварки неплавящимся электродом.

#### Выводы

1. Разработана конструкция неплавящегося электрода с прорезью на рабочем участке, обеспечивающая простоту его изготовления, минимизацию расхода материала и времени подготовки катода к работе при начальной и повторных заточках.

2. Применение электрода предложенной конструкции обеспечивает горение дуги без значительного отставания анодного пятна, что

снижает вероятность образования дефектов и улучшает формирование швов при высокоскоростной сварке на больших значениях тока.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kumar, A. Toward a Unified Model to Prevent Humping Defects in Gas Tungsten Arc Welding / A. Kumar, T. Debroy // *Welding Journal*. – 2006. – № 11. – P. 292–304.
2. Soderstrom, E. Humping mechanisms present in high speedwelding / E. Soderstrom, P. Mendez // *Science and Technology of Welding and joining*. – 2006. – Vol. 11. – № 5. – P. 572–579.
3. Mendez, P. F. Penetration and Defect Formation in High-Current Arc Welding / P. F. Mendez, T. W. Eagar // *Welding Journal*. – 2003. – № 10. – P. 296–306.
4. Размышляев, А. Д. Исследование потоков жидкого металла в ванне при дуговой сварке / А. Д. Размышляев // *Сварочное производство*. – 1985. – № 10. – С. 31–32.
5. Савинов, А. В. Влияние состава защитного газа и конструкции неплавящегося катода на проплавляющую способность дуги и формирование сварных швов / А. В. Савинов, В. И. Атаманюк, И. Е. Лапин и др. // *Сварочное производство*. – 2009. – № 12. – С. 39–43.

УДК 621.791.92

*А. А. Артемьев, аспирант, Ю. Н. Дубцов, аспирант, Г. Н. Соколов, д-р техн. наук***ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА,  
УПРОЧНЕННОГО ГРАНУЛАМИ ДИБОРИДА ТИТАНА****Волгоградский государственный технический университет**

(e-mail: weld@vstu.ru)

Исследован характер формирования в процессе электрошлаковой наплавки композиционной структуры износостойкого металла, полученной путем введения в жидкую металлическую ванну тугоплавких гранул диборида титана в составе шихты порошковой проволоки. Определены зависимости твердости и абразивной износостойкости металла от массовой доли порошка диборида титана в шихте порошковой проволоки.

*Ключевые слова:* композиционная структура, электрошлаковая наплавка, диборид титана, порошковая проволока, абразивная износостойкость.

Character of forming in the process of the electroslag surfacing of composition structure of wear-resistant metal gained by introduction in a welding pool of high-melting granules titanium diboride in a charge makeup of a flux-cored wire is studied. Dependences of hardness and abrasion wear resistance metal from a fraction of total mass titanium diboride in a charge of a flux-cored wire are defined.

*Keywords:* composition structure, electroslag surfacing, titanium diboride, flux-cored wire, abrasion wear resistance.

**Введение**

Твердые упрочняющие фазы в наплавленном металле, работающем в условиях абразивного изнашивания, можно получить как путем отдельного легирования карбидо- и боридообразующими элементами, так и применяя комплексный способ легирования путем включения в состав наплавочных материалов порошков тугоплавких соединений [1]. Введение в расплав сварочной ванны макро- и микрогранул боридов, карбидов, нитридов и других тугоплавких соединений, расширяя возможности управления формированием структуры наплавленного металла, способствует получению сплава с максимальной износостойкостью. Перспективным и технологичным наплавочным материалом является порошковая проволока, содержащая в составе шихты порошок диборида титана, сочетающий высокие показатели физико-механических свойств ( $T_{пл} = 3193$  °С,  $H_v = 34,8$  ГПа) и сравнительно низкую стоимость.

Целью работы является исследование особенностей формирования в процессе электрошлаковой наплавки (ЭШН) композиционной структуры износостойкого сплава, упрочненного гранулами диборида титана, введенными в наплавленный металл в составе шихты порошковой проволоки.

**Материалы, оборудование и методы  
экспериментальных исследований**

Экспериментальные порошковые проволоки диаметром 3,8 мм изготавливали из ленты Св-08 кп. Шихту порошковой проволоки состав-

ставляли порошки феррохрома, марганца, никеля, а также порошок диборида титана ( $TiB_2$ ) с размером гранул 5–30 мкм. Количество  $TiB_2$  в шихте проволоки, исходя из задачи получения качественного износостойкого наплавленного металла, варьировали в диапазоне 8...28 масс. %. Расчетный состав шихты проволоки без порошка  $TiB_2$  обеспечивал при ЭШН матрицу сплава типа 20Х7Г12Н2.

Наплавку экспериментальных образцов производили в токоподводящем кристаллизаторе с использованием двухконтурной схемы электропитания шлаковой ванны постоянным током [4]. Особенностью данного способа является возможность поддержания устойчивого электрошлакового процесса при минимальном тепловыделении в шлаке вблизи электродной проволоки, что способствует снижению растворимости в нем порошка  $TiB_2$ . Также выполняли наплавку с использованием порошковой проволоки, подаваемой в шлак в качестве электронейтральной присадки. Старт ЭШН осуществляли заливкой расплавленного флюса АНФ-6 в полость кристаллизатора. Наплавку производили на торцы цилиндров из стали 20 диаметром 30 мм на следующем режиме. Диапазоны токов с токоподводящей секции кристаллизатора и с электродной проволоки 110–130 А и 90–110 А соответственно, значения напряжения на шлаке между секцией кристаллизатора и наплавленным изделием, а также между электродной проволокой и наплавленным изделием 20–25 В и 25–30 В соответственно.

Металлографические исследования наплавленного металла выполняли на оптическом микроскопе Axiovert 40 MAT. ДюрOMETрические исследования проводили на приборах ТП-2 при нагрузке 150 кгс и ПМТ-3 при нагрузках 0,1 и 0,2 кгс. Испытания наплавленного металла на абразивное изнашивание проводили на экспериментальной установке, истирающая поверхность которой представляла собой шлифовальную шкурку зернистостью Р100. Основные параметры испытаний: сечение контактирующей поверхности образцов 3×3 мм, статическая нагрузка 936 МПа, путь трения 30 м. Относительную износостойкость оценивали по формуле:

$$\varepsilon = \frac{\Delta G_{\text{э}}}{\Delta G_{\text{и}}},$$

где  $\Delta G_{\text{э}}$  – потеря массы эталона (сталь 45 в отожженном состоянии), г;  $\Delta G_{\text{и}}$  – потеря массы испытуемого образца, г. Потерю массы образцов измеряли с точностью до 0,1 мг на аналитических весах ВСЛ-60/0,1А.

#### Результаты и их обсуждение

Результаты металлографического анализа нетравленных микрошлифов показали (рис. 1, а), что в структуре наплавленного металла присутствуют равномерно распределенные включения округлой формы с микротвердостью 35 ГПа, что соответствует микротвердости диборида титана. Размер включений варьируется от 2 до 25 мкм, причем с увеличением содержания  $\text{TiB}_2$  в шихте порошковой проволоки с 8 до 28 масс. % средний размер включений в наплавленном металле возрастает с 3 до 14 мкм. Эти включения, размер и форма которых коррелируют с параметрами частиц исходного порошка  $\text{TiB}_2$ , являются оплавленными гранулами  $\text{TiB}_2$ , перешедшими в наплавленный металл из шихты порош-

ковой проволоки. Косвенным подтверждением этого являются результаты ЭШН электро-нейтральной порошковой проволокой, подаваемой в относительно холодную зону шлаковой ванны, что обусловило формирование в наплавленном металле локальных скоплений частиц нерасплавившейся шихты, большая часть которых является тугоплавкими гранулами  $\text{TiB}_2$  (рис. 1, б).

Установлено, что объемная доля гранул исходного порошка  $\text{TiB}_2$  в наплавленном экспериментальными проволоками металле не превышает 6 %. Значительная часть гранул диссоциирует, и титан с бором переходят в металлический расплав, подвергающийся активной металлургической обработке шлаковым расплавом. Оставшиеся гранулы, частично оплаваясь, переходят в наплавленный металл, армируя его.

При плавлении в шлаке порошковой проволоки расплавленный металл формируется в капли, содержащие тугоплавкие микрочастицы  $\text{TiB}_2$ , нагрев которых осуществляется преимущественно за счет конвективного теплообмена с металлом капель. Поскольку температура шлака в области плавления электродной проволоки в ходе эксперимента не превышала 2200 °С, а температура плавления диборида титана составляет 3193 °С, можно предположить, что определяющую роль в процессе диссоциации гранул  $\text{TiB}_2$  играет электрохимическое растворение при их межфазном взаимодействии со шлаковым и металлическим расплавами. Наличие в составе шихты хрома, являющегося поверхностно-активным элементом, значительно снижает контактный угол смачивания частиц  $\text{TiB}_2$  сталью и активизирует их взаимодействие, которое интенсифицируется с увеличением удель-

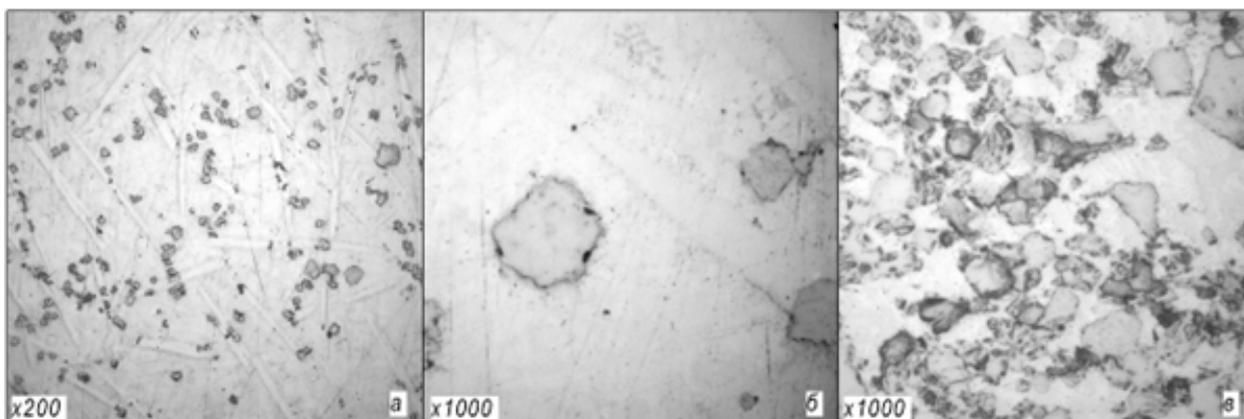


Рис. 1. Микроструктуры металла, наплавленного с использованием порошковой проволоки, содержащей в шихте 28 масс. %  $\text{TiB}_2$ , в качестве электрода (а, б) и в качестве электронейтральной присадки (в)

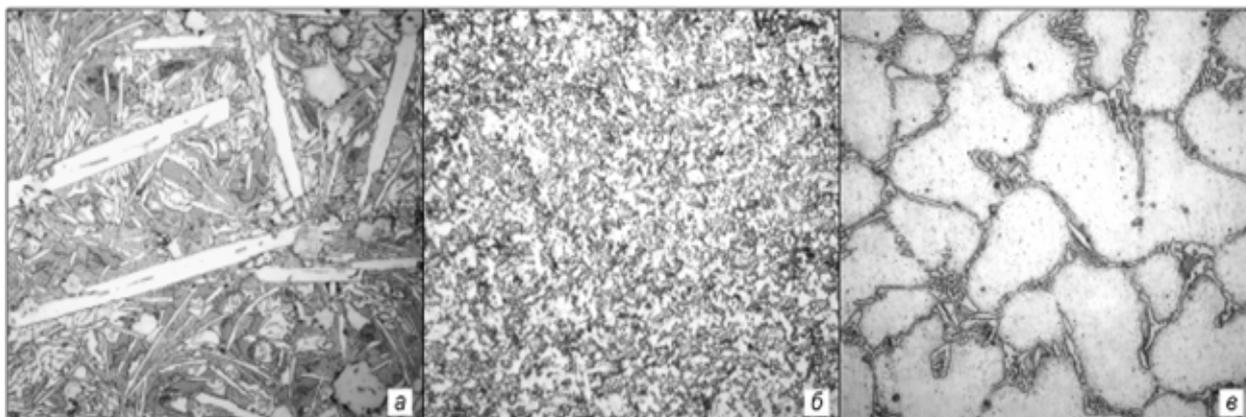


Рис. 2. Микроструктуры металла, наплавленного порошковой проволокой, содержащей в шихте  $TiB_2$  в количестве (масс. %): 28 (а), 18 (б) и 8 (в) (x 500)

ной поверхности порошка борида, пропорциональной его дисперсности. Поэтому с целью снижения степени растворения тугоплавких гранул  $TiB_2$  для производства порошковых проволок можно рекомендовать использовать порошок  $TiB_2$  с дисперсностью 50–100 мкм.

Анализ микроструктуры шлифов, подвергнутых травлению в растворе 30 %  $HNO_3$  + 70 %  $HCl$ , показал, что структурный состав наплавленного металла с разным количеством введенного порошка  $TiB_2$  существенно различается. Так, при содержании  $TiB_2$  28 масс. % наблюдается заэвтектическая структура, в которой, наряду с включениями округлой формы, присутствуют избыточные выделения боридов и карбоборидов в виде светлых игл (рис. 2, а). Микротвердость эвтектики варьируется в пределах 12,0–15,5 ГПа. Твердость крупных игл в среднем составляет 14,6 ГПа, более мелких – 19,7 ГПа. Достаточно большая объемная доля упрочняющей твердой фазы (около 24 %) и высокая микротвердость матрицы предопределили повышенную твердость наплавленного металла, которая составила 58–61 HRC (рис. 3).

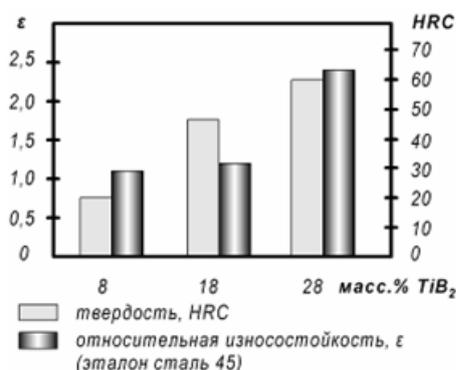


Рис. 3. Твердость HRC и относительная износостойкость  $\epsilon$  наплавков в зависимости от содержания  $TiB_2$  в шихте экспериментальных проволок

Снижение массовой доли порошка  $TiB_2$  в проволоке до 18 масс. % приводит к значительному изменению микроструктуры (рис. 2, б). При этом эвтектика характеризуется значительной дисперсностью и пониженной микротвердостью (6,4–7,7 ГПа). Крупных избыточных выделений твердой фазы не наблюдается. Твердость наплавленного металла составляет 45–48 HRC.

При уменьшении содержания  $TiB_2$  в шихте порошковой проволоки до 8 масс.% структура наплавленного металла представляет собой зерна аустенита с микротвердостью 4–5 ГПа, окруженные раздробленной карбоборидной эвтектикой. Небольшая объемная доля карбоборидной эвтектики в совокупности с аустенитной матрицей определили невысокую (17–20 HRC) твердость образцов наплавленного металла.

Испытания на абразивное изнашивание показали (рис. 3), что наиболее высокой износостойкостью характеризуется металл, наплавленный проволокой, содержащей в шихте 28 масс. %  $TiB_2$ . Высокая микротвердость и значительное количество упрочняющей твердой фазы, состоящей из гранул диборида титана и первичных выделений боридов и карбоборидов, обуславливают достаточно высокую твердость и износостойкость наплавленного металла. Вместе с тем твердая и хрупкая матрица сплава не обеспечивает надежного закрепления частиц твердой фазы, которые склонны к выкрошиванию под действием абразива, что понижает износостойкость материала.

#### Выводы

Формирование в процессе ЭШН порошковой проволокой, содержащей в составе шихты порошок диборида титана, композиционной структуры наплавленного металла повышает

износостойкость наплавленного металла. Улучшить его износостойкость можно как за счет снижения содержания в металлическом расплаве бора, применяя порошок диборида титана дисперсностью 50...100 мкм, что уменьшит степень его растворения, так и за счет повышения пластичности матрицы сплава, увеличивая количество углерода и никеля, расширяющих область существования  $\gamma$ -фазы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каковкин, О. С. Особенности легирования наплавленного металла карбидом титана при дуговой износостойкой наплавке / О. С. Каковкин, Ю. Д. Дарахвелидзе,

Г. Г. Старченко // Технология металлов. – 2009. – № 1. – С. 33–34.

2. Исследование структуры покрытий на железоуглеродистых сплавах, полученных по усовершенствованной технологии электрошлаковой наплавки / В. Д. Орешкин [и др.] // Металловедение и прочность материалов: межвуз. сб. науч. тр.; ВолГТУ. – Волгоград, 2001. – С. 47-53.

3. Гринберг, А. Н. Износостойкие наплавочные и композиционные материалы для упрочнения трущихся поверхностей в условиях абразивного и гидроабразивного изнашивания / А. Н. Гринберг, А. Б. Арабей // Сварочное производство. – 1992. – № 5. – С. 7–9.

4. Соколов, Г. Н. Электрошлаковая наплавка в секционном кристаллизаторе торцов оправок трубопрошивного стана / Г. Н. Соколов, А. Н. Михеев, А. А. Павлов // Сварочное производство. – 2002. – № 6. – С. 31–34.

УДК 621.791.019:669.788

*Н. И. Егоров, канд. техн. наук*

### МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ КОНЦЕНТРАЦИИ ВОДОРОДА В РАЗЛИЧНЫХ ТОЧКАХ МНОГОСЛОЙНОГО СВАРНОГО ШВА

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: egorov\_ni@mail.ru)

Предложен метод экспериментального измерения концентрации диффузионного водорода в различных точках по высоте многослойного шва в разные моменты времени после сварки. Проведено сравнение экспериментальных и расчетных результатов.

*Ключевые слова:* сварка, концентрация диффузионного водорода, стали, многослойный шов.

In this paper method of experimental measure of diffusible hydrogen concentration is presented. Concentration is measured in different points on multi-pass weld in different time moments. The obtained experimental and calculated results are compared.

*Keywords:* welding, diffusible hydrogen concentration, steels, multi-pass weld.

При изготовлении сварных конструкций из высокопрочных легированных сталей наиболее частым дефектом являются холодные трещины. Возникновение холодных трещин обусловлено наличием диффузионного водорода [1].

Для успешной борьбы с холодными трещинами необходимо исследование концентрации диффузионного водорода в различных точках сварного шва после сварки.

Для измерения концентрации диффузионного водорода в различных точках многослойного сварного шва предложена методика [2]. Сущность методики заключается в отборе проб металла шва путем сверления на различную глубину. Возможность применения данной методики основана на измельчении пробы металла шва при сверлении и высокой скорости десорбции водорода с поверхности стружки, по сравнению с поверхностью соединения. Для этого производится сверление металла шва в замкнутом объеме с анализом выделившегося газа из стружки с помощью хроматографа.

Конструкция устройства для реализации данной методики приведена на рис. 1.

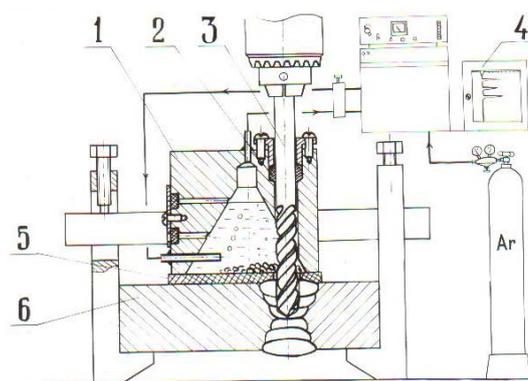


Рис. 1. Устройство для измерения концентрации диффузионного водорода в многослойном сварном шве:  
1 – корпус; 2 – сальниковое уплотнение; 3 – сверло; 4 – газовый хроматограф; 5 – прокладка; 6 – образец

Устройство состоит из корпуса цилиндрической формы 1, внутри которого имеется коническая полость, заполненная запирающей

жидкостью. В корпусе имеется вертикальное отверстие с сальниковым уплотнением 2, через которое вводится сверло 3. Корпус прижимается к сварному образцу 6 с помощью струбцин. Уплотнение контакта между корпусом и образцом осуществляется резиновой прокладкой 5 с отверстием для сверла.

Для заливки запирающей жидкости и контроля уровня сбоку в корпусе просверлены два отверстия, уплотненные пробками. Для того, чтобы пробки не выбило давлением запирающей жидкости, имеется предохранительная планка, закрепленная одним винтом.

В корпусе имеются два отверстия, через которые введены трубки от хроматографа 4. Входная трубка соединена с той частью полости, где находится запирающая жидкость. Выходная трубка соединена с газовой частью полости. Трубки соединены с хроматографом через газозапорный кран. В качестве запирающей жидкости выбрана дистиллированная вода ввиду низкой растворимости водорода в ней. Запирающая жидкость выполняет две функции: 1. Уменьшает газовый объем полости, что повышает точность анализа. Газовый объем выбран равным объему удаленного сверлением металла шва. 2. Предупреждает возможную утечку водорода через все уплотнительные устройства.

В качестве газоносителя выбран аргон, т. к. его теплопроводность отличается от теплопроводности водорода. Для анализа применяется хроматограф ЛХМ-8МД. Для исследования распределения водорода сверление производилось быстрорежущим сверлом Ø 7 мм периодически на глубину с шагом 5 мм. При этом вес 1-й пробы составил 1,07 г, а следующих – 1,46 г.

Концентрация водорода в пробе определяется по формуле:

$$H = \frac{B(V_G - V_C) \cdot 100}{\kappa \cdot G} \left( \frac{\text{см}^3}{100\text{г}} \right),$$

где  $B$  – высота пика на потенциометре;  $V_G$  – газовый объем полости приспособления до сверления,  $\text{см}^3$ ;  $V_C$  – объем жидкости, вытесненный сверлом,  $\text{см}^3$ ;  $\kappa$  – тарировочный коэффициент;  $G$  – вес пробы, г.

При периодическом сверлении на глубину с шагом 5 мм центры масс проб по высоте распределяются в следующем порядке: 2; 4,5; 5; 5 ... (мм).

Диффузионный водород выделяется не только с поверхности стружки, но и с поверхности сварного соединения. Та часть водорода, которая выделяется с поверхности сварного со-

единения, создает фон. Этот фон составляет лишь 10 % от водорода, который практически полностью выделяется с поверхности стружки за время  $t$  (рис. 2). Это время  $t$  при сверлении быстрорежущим сверлом Р6М5 (подача вручную) металла шва, выполненного электродами типа Э-08ГН2МТ, составляет 7 минут.

Часть водорода, которая выделяется с поверхности сварного шва (фон), учитывается при анализе.

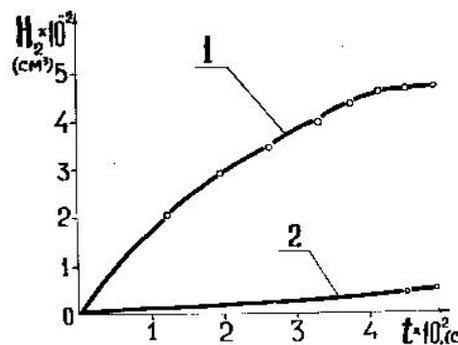


Рис. 2. Кривые десорбции водорода с поверхности стружки (1) и с поверхности сварного шва (2)

Данная методика позволяет измерять распределение диффузионного водорода по высоте многослойного сварного соединения. Если предположить, что по длине сварного шва концентрация водорода постоянная, то можно исследовать кинетику изменения концентрации водорода в различных точках шва после сварки во времени. Для чего сверловка производится в различные промежутки времени ( $t_1, t_2, \dots, t_n$ ) на одном и том же образце в точках, смещенных по длине шва (рис. 3).

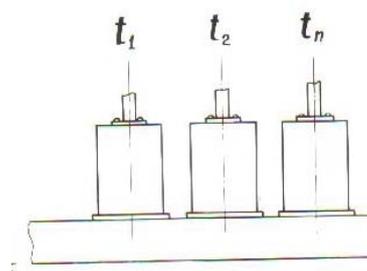


Рис. 3. Измерение изменения распределения диффузионного водорода во времени

Приведенная методика может быть использована в заводских условиях для измерения диффузионного водорода в швах жестких технологических проб и опытных образцах конструкций.

Произведено экспериментальное измерение распределения диффузионного водорода по высоте многослойного шва. Сваривался образец размером  $200 \times 300 \times 22$  с X – образной разделкой кромок 6 слоями, покрытыми электродами марки 48Н11 (типа Э-08ГН2МТ) при токе  $I = 200$  А по симметричной схеме заполнения разделки. Интервал между проходами составлял 15 минут. Начальное содержание диффузионного водорода в наплавке составляло  $H_{ш(0)} = 2,7$  см<sup>3</sup>/100г. В таблице показаны результаты замеров диффузионного водорода в различных точках сварного шва по высоте после окончания сварки и через 8 часов после сварки.

Результаты замеров диффузионного водорода

Расстояние от поверхности образца до точки шва, мм	Количество водорода после сварки, см <sup>3</sup> /100 г	Количество водорода через 8 часов, см <sup>3</sup> /100 г
5	1,75	0,95
10	1,35	1,16
15	2,45	1,43
20	2,85	0,79

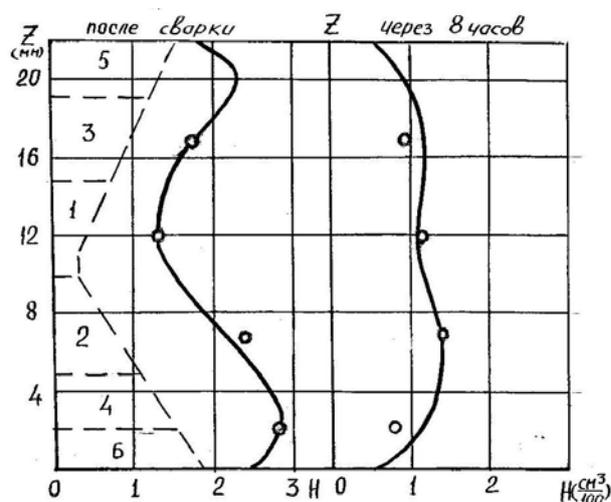


Рис. 4. Опытное и расчетное распределение диффузионного водорода по высоте многослойного шва в разные моменты времени после сварки, где 1, 2, 3, 4, 5, 6 – номер прохода многослойного шва

На рис. 4 приведены результаты экспериментального и расчетного распределения концентрации диффузионного водорода по высоте шва в различные моменты после сварки. Расчетные данные получены по разработанной программе «ЛТП2-Водород», изложенной в [3].

Сразу после сварки наибольшая концентрация диффузионного водорода наблюдается в районе последнего слоя. Установлено, что наиболее интенсивно концентрация водорода уменьшается в приповерхностных слоях по сравнению с центром сечения.

#### Выводы

1. Разработана методика экспериментального определения диффузионного водорода в различных точках по высоте сварного шва в разные моменты времени после сварки.

2. Получены результаты экспериментального распределения концентрации диффузионного водорода по высоте шва сразу после сварки и через 8 часов.

3. Показано, что экспериментальные и расчетные результаты распределения концентрации диффузионного водорода по высоте шва имеют хорошее совпадение.

4. Установлено, что после сварки максимальная концентрация водорода наблюдается в районе последнего слоя. А наиболее интенсивно концентрация водорода уменьшается в приповерхностных слоях.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Экспериментально-расчетная оценка структурно-водородного состояния, обуславливающего образование холодных трещин в сталях при сварке / Н. И. Егоров, Э. Л. Макаров, С. Н. Глазунов, Ф. Г. Сеидов // Применение математических методов при изучении сварки: докл. II симпозиума СЭВ. Ч. 2. – ВМЭИ им. Ленина. – София, 1983. – С. 95.
2. А.с. 1073619 СССР, МПК G 01 N 7/16. Способ определения содержания диффузионного водорода в металлических изделиях / Н. И. Егоров, Э. Л. Макаров, В. В. Покидышев, А. В. Козлов, Ю. Д. Лабутьев; МВТУ им. Н. Э. Баумана. – 1984.
3. Распределение водорода в многослойных сварных соединениях легированных сталей / Н. И. Егоров, Э. Л. Макаров // Сварочное производство. – 1984. – № 3. – С. 3–6.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

УДК 669.17

**В. А. Ильинский**, д-р техн. наук, **Ю. В. Гребнев**, канд. техн. наук, **Л. В. Костылева**, д-р техн. наук,  
**Н. И. Габельченко**, канд. техн. наук, **Т. Т. Гребнева**, инженер

### УЛУЧШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ ОТЛИВОК ИЗ СРЕДНЕ- И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Волгоградский государственный технический университет  
(e-mail: mitlp@vstu.ru)

В работе показано, что трудная обрабатываемость стальных отливок связана с образованием в структуре металла дендритноориентированных перлита и феррита; установлено, что неблагоприятное расположение перлита и феррита в виде полос является следствием ликвационной неоднородности металла, которая изменяет термодинамическую активность углерода и вызывает его диффузионное перераспределение в направлении градиента активности. На основании проведенных исследований предложен механизм снижения градиента активности углерода в микроликвационных зонах и, как следствие, структурной неоднородности в отливках из среднеуглеродистых и низколегированных сталей. В результате в производственных условиях получено увеличение стойкости режущего инструмента на 30–35 % и повышение пластических характеристик металла.

*Ключевые слова:* микроликвационная неоднородность, термодинамическая активность, обрабатываемость отливок, пластические свойства.

It is shown in the paper that difficulties in processing steel castings are related to forming dendrite-oriented pearlite and ferrite. It is established that their unfavorable "stripes" location is due to liquation metal heterogeneity which varies the thermodynamic activity of carbon and leads to its diffusion redistribution in activity gradient direction. Based on conducted investigations mechanism of reduction of gradient activity of carbon in microliques zones and decrease of structural heterogeneity in mid-carbon and low-alloy steels, castings was offered. As a result in working environment cutting instruments resistance raised by 30–35 % and flexibility of the metal got better.

*Keywords:* microliques heterogeneity, thermodynamic activity, castings machinability, metal flexibility.

В условиях массового и крупносерийного производства при механической обработке отливок из среднеуглеродистых и низколегированных сталей марок 35Л, 40Л, 45Л, 30ГЛ, 45ГЛ, 40ХЛ, 45ФЛ и других зачастую наблюдаются случаи преждевременного износа и поломки режущего инструмента. В отдельных случаях требуется существенная корректировка режимов резания в сторону уменьшения, что приводит к снижению производительности металлорежущих станков и автоматических линий. Задачей данного исследования было выявление причины снижения стойкости режущего инструмента и разработка мероприятий, приводящих к улучшению обрабатываемости отливок из указанных марок сталей.

Для решения поставленной задачи проводили металлографические исследования металла отливок, определение микротвердости и количественные измерения микрохимической не-

однородности структурных составляющих, сравнительные испытания обрабатываемости поверхности отливок.

Металлографическими исследованиями литых заготовок, полностью соответствующих требованиям ГОСТ 977 по химическому составу, но забракованных в механических цехах в связи с трудной обрабатываемостью, выявляли в микроструктуре сталей дендритную ориентацию перлита и феррита.

Установлено, что наряду с гомогенной структурой (рис. 1) имеются участки с дендритноориентированной структурой (рис. 2, а). Наиболее ярко дендритная ориентация структурных составляющих выражена в зонах столбчатых дендритов, в поверхностных слоях отливок на глубине 4–6 мм и более (рис. 2, б).

В заготовках с дендритной ориентацией перлита наблюдались участки повышенной микротвердости (257...321 кгс/мм<sup>2</sup>) при удовле-

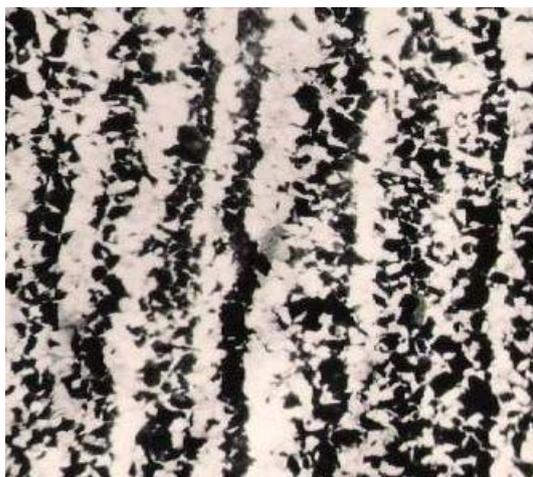
творительной общей твердости (161...210 кгс/мм<sup>2</sup>). Участки с повышенной микротвердостью имели структуру сорбитообразного перлита и сорбита. Микротвердость замерялась на приборе ПМТ-3 в соответствии с ГОСТ 9450 «Метод испытания на микротвердость вдавливанием алмазной пирамиды». Применялась нагрузка в 0,05 кгс.



Рис. 1. Гомогенная микроструктура стали 45ФЛ



*a*



*б*

Рис. 2. Микроструктура стали 45ФЛ:  
*a* – дендритноориентированная; *б* – дендритноориентированная в зоне столбчатых дендритов поверхность отливки ( $\times 100$ )

Наличие в микроструктуре чередующихся полос мягкого феррита и перлитных полос с высокой микротвердостью и служило причиной уменьшения стойкости режущего инструмента и ухудшения чистоты поверхности деталей.

Первоначально наличие в структуре дендритноориентированного перлита и феррита связывалось с некачественно проведенной термообработкой. Однако повторная нормализация в соответствии с технологическим процессом, изменение режимов термообработки не устранили полосчатой структуры стали.

Исследованиями установлено, что неблагоприятное расположение феррита и перлита в виде полос является следствием дендритной ликвации элементов. Ликвационная неоднородность сталей по легирующим и примесным элементам изменяет термодинамическую активность углерода в ликвационных зонах, что вызывает его диффузионное перераспределение при нормализации в направлении градиента активности.

Изменение градиента активности углерода в ликвационных зонах может вызвать либо частичное перераспределение углерода, либо полное, сопровождающееся появлением ферритных полос.

Количественное измерение микрохимической неоднородности осуществлялось с помощью электронных микронзондов «Сомеса» MS-46, «Самебах» МХ-50 путем продолжительного набора импульсов характеристического излучения в фиксированных точках, расположенных в осевых зонах дендритных ветвей и в центральных зонах межосных пространств.

Точное микронзондирование, выполненное для стали 45ФЛ, показало ликвационную поляризацию дендритных осей и междендритных пространств по элементам, повышающим и понижающим термодинамическую активность углерода (табл. 1).

Таким образом, в процессе кристаллизации из макроскопически однородного жидкого расплава образуются два  $\gamma$ -твердых раствора, которые имеют разные химические составы, соответствующие первичным дендритам и междендритным пространствам. Во время нормализации в связи с относительно низкими температурами и временем процесса такая сталь не гомогенизируется по всем элементам и ликвационные зоны остаются концентрационно устойчивыми. Только углерод как наиболее подвижный в диффузионном отношении элемент перераспределяется в объеме стали по градиенту активности.

Таблица 1

**Ликвационная поляризация стали 45ФЛ по элементам, понижающим и повышающим термодинамическую активность углерода**

Химический элемент	Распределение компонентов в микроликвационных зонах		Эффективный коэффициент распределения ( $K_s$ )	Влияние на термодинамическую активность углерода ( $a_c$ )
	Дендрит	Междудветвие		
Кремний	+	-	1,15	Повышение
Никель	+	-	1,05	
Медь	+	-	1,06	
Марганец	-	+	0,75	Понижение
Хром	-	+	0,50	
Ванадий	-	+	0,95	

Примечание: + – обогащается; – – обедняется

Углерод уходит из осевых зон первичных дендритов, обогащенных кремнием, никелем и медью, и перемещается в межосные пространства, богатые марганцем, хромом и ванадием, то есть элементами, карбидообразующими и понижающими активность. Это приводит к получению гетерогенных, полосчатых структур среднеуглеродистых и низколегированных сталей.

Термодинамические расчеты показали [1,2], что суммарная разница концентраций легирующих элементов в дендритах и междендритных пространствах, выраженная через эквивалентное влияние на активность углерода, возрастает при больших концентрациях и убывает при малых. Нормализация среднеуглеродистых и низколегированных сталей с большим количеством технологических примесей и легирующих компонентов приведет к диффузионному перемещению из дендритных кристаллов в междендритное пространство практически всего углерода, а при малом количестве – только части углерода.

Во втором случае структура перекристаллизации будет более однородной и свойства сталей должны повыситься. Расчеты показали, что в стали 45ФЛ с минимальным содержанием примесей по ГОСТ 977 при нормализации из осей дендритов в междендритное пространство перераспределяется в 4 раза меньше углерода, чем в стали, содержащей примеси на верхнем

пределе. Это позволяет получать практически однородную гомогенную структуру с лучшими показателями механических свойств и удовлетворительной обрабатываемостью резанием.

С технологической точки зрения целесообразно идти по пути максимального снижения концентрации марганца при сохранении умеренного содержания кремния, так как кремний определяет степень раскисленности стали и пригодность ее для изготовления фасонного литья.

Оптимизация стали по таким элементам как хром, никель и медь, не вводимым при плавке специально, имеет ограниченные возможности, но также заключается в снижении концентрации этих примесей.

Сравнительные испытания обрабатываемости резанием на вертикально-сверлильном станке модели 2Н125Л при постоянном удельном давлении показали заметное уменьшение износа сверл при снижении содержания марганца в обрабатываемой стали 45ФЛ (табл. 2).

Как видно из табл. 2, стойкость сверл при обработке стали с повышенным содержанием марганца и, соответственно, с повышением градиента активности углерода, снижается на 20 %.

Сравнительные испытания обрабатываемости стали 45ФЛ на токарно-винторезном станке 1М63 показали, что обрабатываемость одинаково неудовлетворительная для всех сталей, со-

Таблица 2

**Сопоставление износа сверл Ø10 в зависимости от содержания марганца в стали 45ФЛ**

Химический состав стали, %						Количество обработанных отверстий глубиной 20 мм, шт.	Средний износ на 10 отверстий, мм
C	Si	Mn	Cr	Ni	V		
0,46	0,42	0,30	0,15	0,18	0,06	112	0,092
0,46	0,42	1,00	0,15	0,18	0,06	115	0,114

державших от 0,7 до 1,02 % Mn, то есть при повышенных его концентрациях, наилучшей обрабатываемостью обладает сталь с содержанием марганца до 0,40 %. Стойкость реза из сплава Т5К10 при обработке этого варианта химического состава стали увеличивается до двух раз по сравнению с обработкой стали, содержащей марганец на верхнем пределе требований государственного стандарта рис. 3.

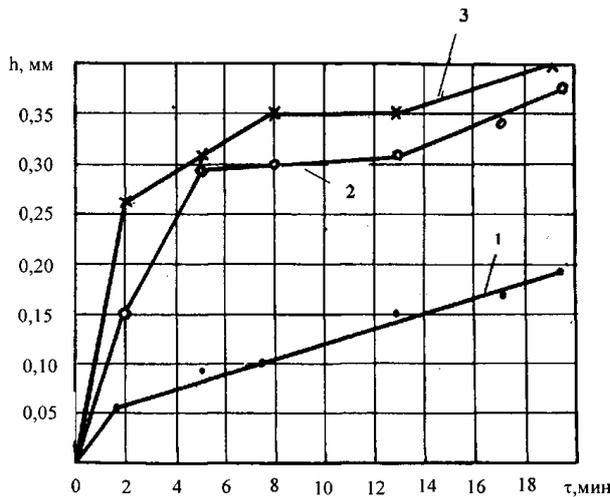


Рис. 3. Износ вершины реза из сплава Т5К10 при обработке стали 45ФЛ с различным содержанием марганца: 1 – 0,34 % Mn; 2 – 0,72 % Mn; 3 – 1,02 % Mn

С точки зрения механической обрабатываемости, важной характеристикой процесса является «температура резания» в зоне контакта режущего инструмента и детали, определяемая косвенным методом по термоЭДС. Эта характеристика напрямую связана со стойкостью режущего инструмента. Для конкретной марки стали большее значение термоЭДС однозначно указывает на ухудшение обрабатываемости и снижение стойкости инструмента.

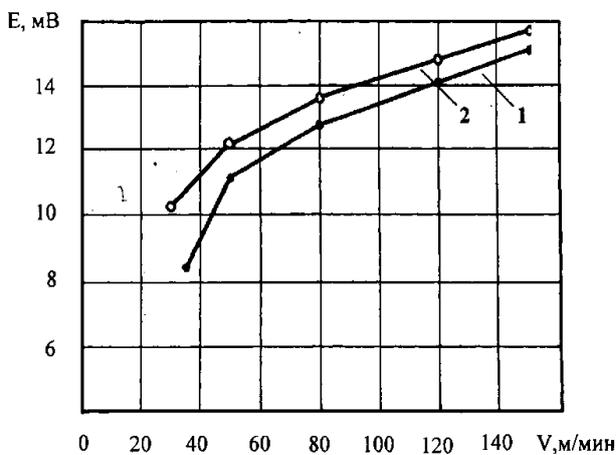


Рис. 4. Изменение термоЭДС в зависимости от скорости резания: 1 – 0,45 % Mn; 2 – 0,92 % Mn

Исследования показали, что сталь с пониженным содержанием марганца требует меньших энергетических затрат и при ее обработке достигается меньший уровень «температур резания» (рис. 4).

Результаты измерения важной физической характеристики процесса резания – длины контакта стружки с передней гранью реза  $C$  показывают, что сталь 45ФЛ с низким содержанием марганца ведет себя как материал, легче поддающийся механической обработке. Уменьшение участка полного контакта означает уменьшение источника интенсивного тепловыделения на передней грани и соответственное повышение износостойкости реза. Усадка стружки у образцов с различным содержанием марганца практически одинакова (рис. 5).

Таким образом, проведенные испытания показали, что улучшения процесса резания и повышения стойкости инструмента можно достигнуть только при обработке сталей с низким содержанием примесей, обеспечивающим формирование в отливках гомогенных перлитоферритных структур и, наоборот, худшая обрабатываемость всегда соответствует сталям с высоким содержанием технологических примесей и, соответственно, с полосчатыми структурами. Полученные результаты хорошо объясняют причины аварийных остановок металлорезающих станков и автоматических линий при механической обработке литых деталей.

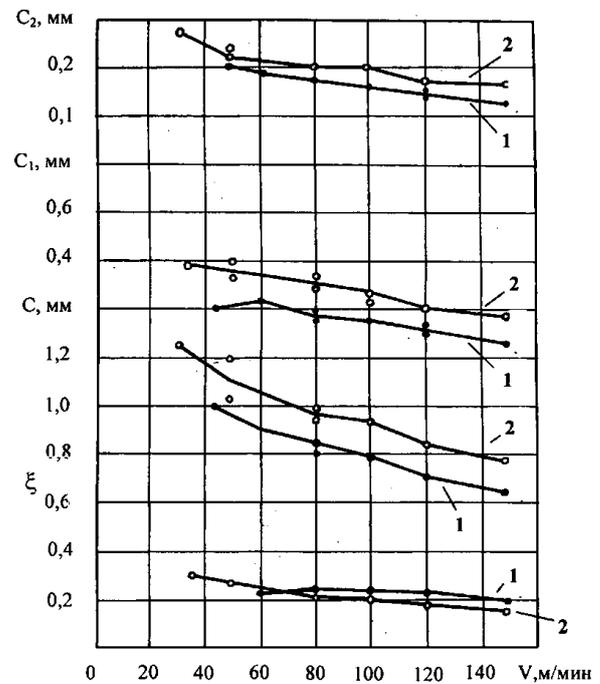


Рис. 5. Зависимость усадки стружки  $\zeta$  и длины контакта стружки с резцом ( $C$  – полного контакта,  $C_1$  – пластического участка и  $C_2$  – участка упрочнения) от скорости резания: 1 – 0,45 % Mn; 2 – 0,92 % Mn

В ходе промышленных испытаний отливок из стали 45ФЛ с низким содержанием технологических примесей, таких как балансир малый и большой, колесо ведущее, колесо направляющее, водило и других было документально зафиксировано снижение расхода сверл, фрез, протяжек и резцов на 30...35 %. Полностью устранены случаи трудной обрабатываемости стальных отливок в механических цехах.

УДК 669.17

*Н. И. Габельченко, канд. техн. наук, Ю. В. Гребнев, канд. техн. наук,  
Н. В. Волкова, аспирант, А. А. Зенин, студент*

### ПОЛУЧЕНИЕ ГОМОГЕННОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТРУКТУРЫ В ОТЛИВКАХ ИЗ СТАЛИ 110Г13Л

Волгоградский государственный технический университет  
(e-mail: mitlp@vstu.ru)

В работе установлено, что для получения гомогенной аустенитной структуры в отливках из стали 110Г13Л необходимо учитывать существование области гомогенности цементита и подбирать режимы охлаждения отливок таким образом, чтобы получать карбиды стехиометрического состава, обладающие максимальной метастабильностью, легко растворяющиеся при последующей термической обработке.

*Ключевые слова:* сталь, карбиды, область гомогенности цементита, термодинамическая активность углерода, термическая обработка.

It is shown in the paper that in order to obtain homogeneous austenite structure in Hadfield steel 110G13L castings it is necessary to consider existence of cementite homogeneity areas and select such cooling conditions that allow to obtain and easily soluble after further thermal treatment carbides with stereochemical composition with maximal metastability.

*Keywords:* steel, carbides, cementite homogeneity areas, carbon thermodynamic activity, thermal treatment.

Для литых деталей ходовой системы тракторов, работающих при значительных динамических, циклических и ударных нагрузках, применяют высокомарганцовистую сталь 110Г13Л, которая, имея относительно мягкую аустенитную структуру, упрочняется в условиях работы. Однако при этом не всегда обеспечиваются высокие и стабильные пластические и вязкостные характеристики, что выражается в крайне неравномерной и завышенной твердости металла, приводящей к преждевременному выходу из строя литых деталей.

Как известно, высокие пластические и вязкостные свойства стали 110Г13Л обеспечиваются ее аустенитным строением. Но в структуре литых деталей помимо аустенита находятся еще и карбиды, которые устраняют при проведении термической обработки. Однако стандартная термическая обработка этой стали (закалка от 1050–1100 °С и охлаждение в воде) не всегда эффективна, что приводит к неравномерности и завышению твердости металла. Это объясняется тем, что карбиды цементитного

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильинский, В. А. Оптимизация состава литой среднеуглеродистой стали / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Ю. В. Гребнев // *Сталь*. – 1985. – № 1. – С. 24–26.
2. Костылева, Л. В. Дендритная ликвация в отливках из углеродистой стали / Л. В. Костылева, Ю. В. Гребнев, В. А. Ильинский // *Литейное производство*. – 2000. – № 4. – С. 13–15.

типа, образующиеся в процессе кристаллизации отливки, имеют различную термодинамическую активность углерода.

Как известно, цементит – это метастабильный карбид железа, содержащий 6,67 % углерода. Согласно диаграмме железо – цементит, приводимой во всех учебниках, цементит имеет постоянный состав не зависимо от температуры и показан на диаграмме состоянием прямой линией.

Однако еще академиком А. А. Байковым были высказаны предположения о существовании цементита нестехиометрического состава. В последние десятилетия была доказана возможность формирования цементита переменного состава с концентрацией углерода ниже 6,67 %, а благодаря работам А. А. Жукова на современную диаграмму состояния железо – цементит была нанесена область гомогенности цементита с линиями изоактивности углерода [1] (рис. 1).

Представленная на рис. 1 область гомогенности цементита отвечает переменной концен-

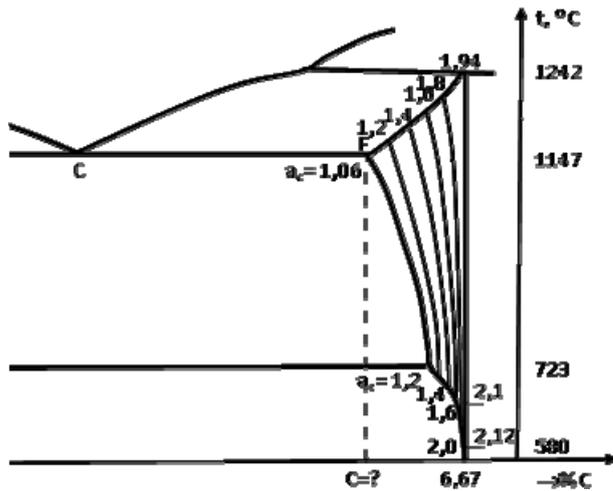


Рис. 1. Область гомогенности цементита в Fe-Fe<sub>3</sub>C системе с линиями изоактивности углерода

трации углерода в цементите и отличается резко выраженной ее несимметричностью по отношению к стехиометрической оси. Эту особенность можно трактовать следующим образом: цементит легко образует твердые растворы вычитания на базе соединения Fe<sub>3</sub>C, например, путем повышения концентрации структурных вакансий в углеродной подрешетке, но практически не растворяет существенного количества дополнительных углеродных атомов сверх стехиометрической доли из-за отсутствия соответствующих дополнительных пор в железной подрешетке. Построение на рис. 1 осуществлено несколько необычным путем. Эта необычность заключается в том, что ширина области гомогенности цементита при различных температурах только начинает изучаться, и поэтому на рис. 2 шкала концентраций по оси абсцисс отсутствует. Так, например, Розанов указывает положение точки F, соответствующее содержанию углерода 4,22 % C; А. А. Жуков – содержанию 6,3 % C; В. А. Ильинский – 5,8 % C.

Как было показано в работе [2], стабильность цементита зависит от термодинамической активности в нем углерода ( $a_{\text{C}}^{\text{Fe}_3\text{C}}$ ), которая максимальна при стехиометрическом составе и резко уменьшается даже при небольшом дефиците по углероду.

При заданной температуре активность углерода в цементите может принимать различные значения от некоторого минимума до определенного максимума в пределах области гомогенности. Поэтому одна температура еще не определяет уровня  $a_{\text{C}}^{\text{Fe}_3\text{C}}$

Максимальное значение активности углерода  $a_{\text{C}}^{\text{Fe}_3\text{C}}_{\text{max}}$  в пределах области гомогенности

цементита приходится на точку эвтектоидного распада этого карбида на феррит и алмаз при ~ 580 °С. Разбег значений активности углерода внутри области гомогенности от 1,06 до 2,12 находится в разумных пределах. Он существенно меньше, например, чем внутри области гомогенности карбида тантала или карбида ванадия [1]. Однако он все же достаточно велик, что и должно наблюдаться внутри области гомогенности соединения. Для практических целей, анализируя существование области гомогенности цементита, важно отметить, что:

- меньшей концентрации углерода в цементите соответствует меньшая его термодинамическая активность;

- цементит с пониженной концентрацией углерода имеет меньшую твердость, чем цементит стехиометрического состава;

- чем меньше скорость охлаждения от высоких температур, тем более метастабильными зафиксируются карбиды, и, следовательно, легко будут растворяться при последующих нагревах.

Из вышеизложенного следует, что область гомогенности цементита, характеризующаяся снижением растворимости углерода при повышении температуры, имеет существенно разную термодинамическую активность углерода  $a_{\text{C}}^{\text{Fe}_3\text{C}}$  для стехиометрической и не стехиометрической концентрации в ней углерода. Другими словами, чем ближе состав цементита к стехиометрическому, тем более высокой оказывается активность углерода в нем. И цементит, содержащий 6,67 % C, имеет максимальную термодинамическую активность углерода и поэтому, как наиболее метастабильное соединение, легко растворяется в аустените.

При переходе к реальным сталям необходимо учитывать, что активность углерода в них зависит как от содержания самого углерода, так и от содержания примесей. В бинарном Fe-C и в легированном Fe-C-X сплавах концентрационная зависимость активности углерода может быть описана соответственными выражениями:  $a_{\text{C}}^0 = \gamma_{\text{C}}^0 N_{\text{C}}$  и  $a_{\text{C}}^{(X)} = \gamma_{\text{C}}^0 \gamma_{\text{C}}^{(X)} N_{\text{C}}$ , где  $\gamma_{\text{C}}^0$  – коэффициент активности углерода в бинарном Fe-C сплаве, а  $\gamma_{\text{C}}^{(X)}$  – в легированном элементом X;  $N_{\text{C}}$  – атомная концентрация углерода.

В многокомпонентных системах Fe-C-*i*-...-*n* при небольших концентрациях примесных элементов *i*-...-*n* и отсутствии заметного взаимодействия между ними можно считать их влия-

ние на активность углерода аддитивным:  $\gamma_C = \gamma_C^0 \gamma_C^i \dots \gamma_C^n$  или  $\ln \gamma_C = \ln \gamma_C^0 + \sum_{i=1}^n \ln \gamma_C^i$ , где  $\gamma_C^i \dots \gamma_C^n$  – парциальные коэффициенты активности компонентов  $i \dots n$ , уменьшающих или увеличивающих коэффициент активности углерода [1].

В работе [3] приведены концентрационные зависимости для парциальных коэффициентов активности некоторых элементов в аустените при температурах кристаллизации:

$$\begin{aligned} \ln \gamma_c^{Si} &= 10,35 N_{Si}; \quad \ln \gamma_c^{Co} = 2,32 N_{Co}; \\ \ln \gamma_c^{Ni} &= (4950/T) N_{Ni}; \quad \ln \gamma_c^{Mn} = -4,15 N_{Mn}; \\ \ln \gamma_c^{Cr} &= (-1700/T) N_{Cr}; \quad \ln \gamma_c^V = -25 N_V; \end{aligned}$$

Необходимо отметить, что элементы, имеющие положительные значения коэффициента активности, будут повышать активность углерода, а элементы, имеющие отрицательные значения коэффициента активности, понижать ее.

Применительно к исследуемой стали 110Г13Л, входящий в ее состав в больших количествах марганец (по ГОСТ 977–88 до 15 %) резко снижает термодинамическую активность углерода, что увеличивает возможность формирования не метастабильных, а стабильных карбидов цементитного типа, весьма устойчивых к повторным нагревам.

Для исследования были отобраны образцы, вырезанные из трех траков, разрушение которых произошло до выработки гарантированного ресурса работы (один из траков разрушился во время сборки). Отливки были после стандартной термообработки (закалка на аустенит).

Исследованиями установлено, что химический состав образцов соответствовал ГОСТ 977–88 с учетом допустимого отклонения по углероду (см. таблицу).

Значения твердости исследуемых образцов имели завышенное значение и значительный разброс по величине (180–240 НВ), что не соответствует ГОСТ 977–88.

Металлографическими исследованиями было установлено, что исходная микроструктура

Химический состав образцов

C, %	Mn, %	Si, %	Cr, %	Ni, %	P, %
1,54	11,89	0,77	0,26	0,52	0,126
1,3	11,50	0,68	0,26	0,50	0,128
1,42	11,75	0,7	0,15	0,32	0,108

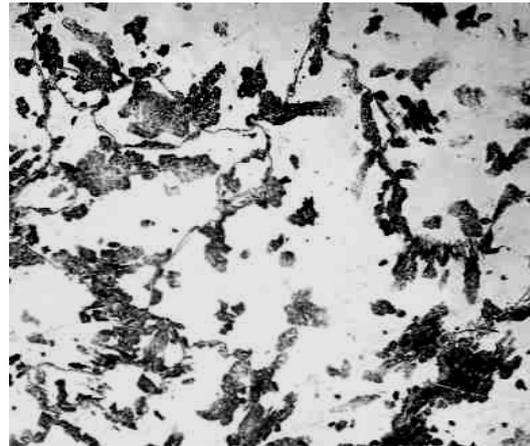


Рис. 2. Микроструктура исследованных образцов (× 480)

образцов состояла из аустенита и большого скопления крупных карбидов цементитного типа (рис. 2).

Такая структура соответствует 8 баллу микроструктур по ОСТ 23.1.165–86 и является недопустимой для данного вида отливок. Следовательно, термическая обработка, которая и проводится для устранения карбидов, не привела к необходимым результатам, и структура отливок осталась такой, которая характерна для литого состояния металла.

Данные по определению микротвердости карбидов цементитного типа исследуемых образцов представлены на рис. 3.

Как следует из рис. 3, микротвердость карбидов оказалась крайне неравномерной и находилась в пределах HRC 21–55. Причем большинство карбидов имело очень низкую микротвердость, не характерную для цементита стехиометрического состава. Наличие таких карбидов свидетельствует о том, что при кристаллизации данных отливок формировались карбиды, содержащие углерода меньше 6,67 %.

Как показано ранее, см. рис. 1, это говорит о дефиците в них углерода и, как следствие, его

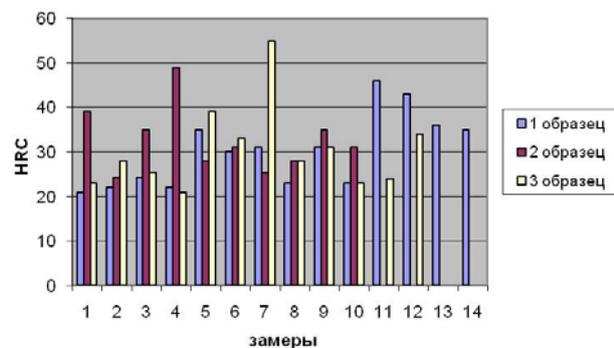


Рис. 3. Микротвердость карбидов в исследованных образцах

низкой термодинамической активности. Такие карбиды крайне плохо растворяются при последующих нагревах ввиду их высокой стабильности, что и произошло, очевидно, при проведении термической обработки исследованных отливок.

Таким образом, необходимо отметить, что для получения гомогенной аустенитной структуры в отливках из стали 110Г13Л необходимо учитывать существование области гомогенности цементита и подбирать режимы охлаждения отливок таким образом, чтобы получать карбиды стехиометрического состава, обладающие максимальной метастабильностью, легко

растворяющиеся при последующей термической обработке.

Данные положения необходимо учитывать при производстве и термической обработке отливок из сталей, формирующих при кристаллизации карбиды цементитного типа.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жуков, А. А. Геометрическая термодинамика сплавов железа / А. А. Жуков. – М.: Металлургия, 1979. – 232 с.
2. Ильинский, В. А. Оценка качества чугуна по кремниевому эквиваленту химического состава / В. А. Ильинский // Литейное производство. – 1987. – № 4. – С. 3–5.
3. Могутнов, Б. М. Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б. М. Могутнов, И. А. Томилин, Л. А. Шварцман. – М.: Металлургия. – 1972. – 328 с.

УДК 669.017.3

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

### ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ И СТРУКТУРЫ ВИДМАНШТЕТТОВА И ПОЛИЭДРИЧЕСКОГО ФЕРРИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mitlp@vstu.ru)

При производстве стального низкоуглеродистого литья неизменно формируется видманштеттова структура феррита, которая считается причиной низких пластических характеристик литого металла. Проведенные в работе металлографические исследования позволили выявить структурные аномалии, не соответствующие современной теории промежуточного превращения аустенита.

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

Widmanstatten structure of ferrite, which is considered to be the cause of low flexibility characteristics of the metal, is always formed while low-carbon steel is produced. Metallographic analysis conducted in terms of the research allowed to reveal structural anomalies which do not correspond with the modern austenite intermediate transformation theory.

*Keywords:* low carbon steel castings production, widmanstatten ferrite.

Грубозеренное строение литой стали 20Л, характеризующееся присутствием видманштеттова (игольчатого) феррита, предполагает крайне невысокие прочностные свойства металла отливок. Вместе с тем данные предположения оказываются справедливыми только в отношении пластических характеристик ( $\delta$ ;  $\psi$ ;  $KCU$ ), в то время как прочность при растяжении почти всегда соответствует значениям, оговоренным ГОСТ для данной стали.

Выяснение причин формирования такой структуры и влияния ее на свойства литой стали выполняли путем изучения морфологических особенностей строения структуры структурных составляющих и, прежде всего, видманштеттова феррита и перлитных зерен.

При этом были обнаружены [1] весьма необычные структурные аномалии, не описанные в технической литературе, но встречающиеся в

литом металле практически в каждом поле зрения оптического микроскопа.

По некоторым формальным признакам, аномальные структуры видманштеттова феррита чисто условно были отнесены к трем характерным типам.

К первому типу аномальных структур относили участки, характеризующиеся «пронизыванием» видманштеттовой иглой (или пластиной) зерен полиэдрического феррита (рис. 1, а). Наличие достаточно хорошо различимых границ видманштеттовых пластин на фоне ферритного зерна исключало возможность трактовки таких фрагментов сдвиговым превращением аустенита в промежутке между ферритными зернами, образовавшимися ранее.

Ко второй, наиболее многочисленной группе аномалий, были отнесены участки совместных плоских границ полиэдрического и видман-

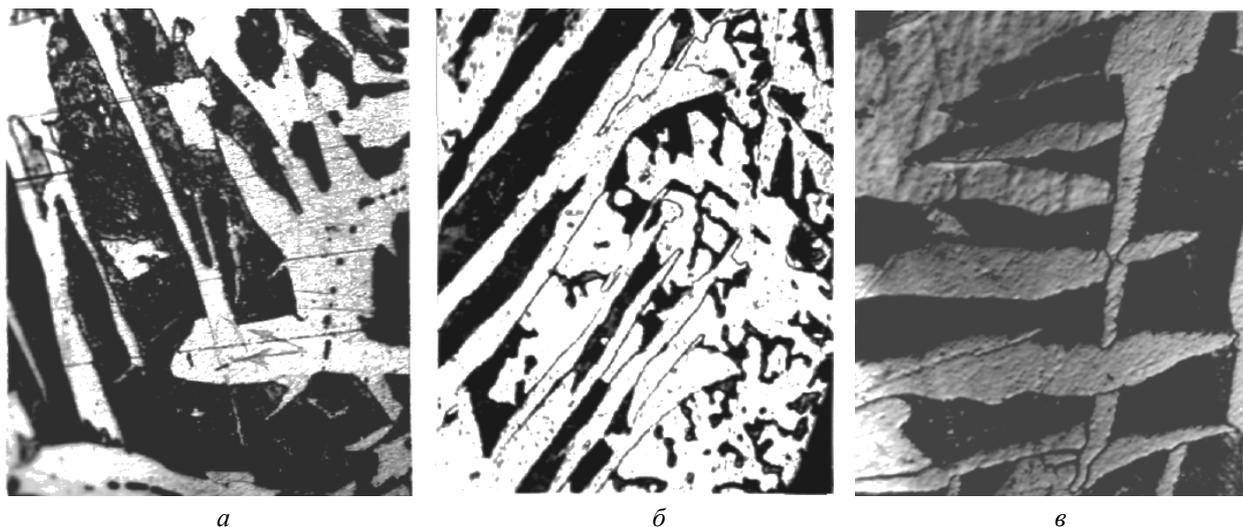


Рис. 1. Характерные структурные аномалии:  
*а* – «протыкание» пластиной видманштеттова феррита зерна полиэдрического феррита, *б* – формирование плоских границ при двухстороннем ограничении роста зерна полиэдрического феррита; *в* – взаимное пересечение пластин

манштеттова феррита, иллюстрирующие как бы ограничение диффузионного роста ферритного зерна пластиной видманштетта (рис. 1, *б*).

И, наконец, к третьему типу аномалий отнесли области взаимного пересечения пластины видманштеттова феррита, т. е. пересечение одной пластины, образовавшейся сдвигом, с другой пластиной, также сдвигового происхождения (рис. 1, *в*).

Все обнаруженные структурные аномалии не только не вписываются в современную теорию сдвигового превращения аустенита в промежуточной области, но и явно противоречат ей и уже по одному этому признаку требуют подробного исследования.

С учетом объективной реальности таких структур и их явно не единичного характера в литых сталях выяснение причин этих аномалий может иметь принципиальное значение для теории превращения аустенита в промежуточной области и практики производства отливок с повышенными пластическими характеристиками.

Предварительный анализ природы формирования приведенных структурных аномалий основывали на признании фактора микрохимической неоднородности превращающегося аустенита в пределах каждого аустенитного зерна.

Если бы химическая неоднородность аустенита, например, вследствие дендритной ликвации была способна существенно изменить температуру точек  $A_{r1}$  и  $A_{r3}$  в разных участках зерна и расширить таким образом температурный интервал начала и конца выделения полиэдрического и видманштеттова феррита, то этим

можно было бы объяснить даже изменение последовательности превращения по диффузионному и сдвиговому механизмам в разных зонах одного кристалла.

Таким образом, выдвинутая гипотеза учитывала влияние легирующих элементов (Si и Mn) на положение критических точек диаграммы состояния Fe-C сплавов и предполагала, что в зоне аномалии полиэдрический феррит может образовываться после возникновения видманштеттовой пластины из-за пониженного содержания в нем Si и, напротив, большого содержания Mn, повышающих при таких соотношениях устойчивость аустенита.

Исследования выполняли с помощью микрорентгеноспектрального анализатора MAP-3, зондируя фрагменты аномальных структур по кремнию и марганцу с шагом 10 мкм по длине исследуемой пластины видманштетта и по сечению зерна полиэдрического феррита (рис. 2).

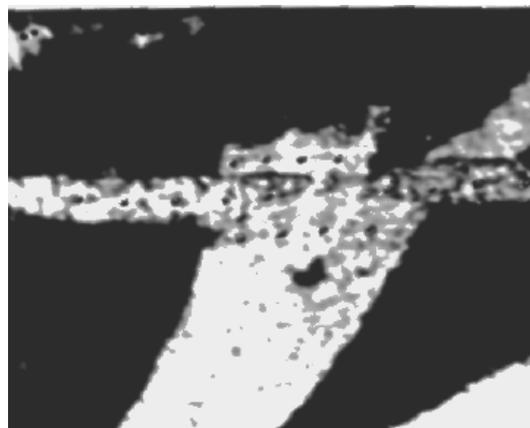


Рис. 2. Схема рентгеноспектрального зондирования ( $\times 600$ )

Исходная сталь содержала 0,31 % Si и 0,74 % Mn (по результатам химического анализа, продублированного трижды).

Статистически обработанные результаты рентгеноспектрального анализа показали существенную неоднородность зондированных участков по содержанию Si и Mn. При этом видманшеттов феррит оказался значительно обогащен кремнием и обеднен марганцем, а полиэдрический, в зоне структурной аномалии, наоборот, обогащен марганцем, но обеднен кремнием (см. таблицу).

**Химический состав ферритов,  
образующих структурную аномалию**

Составляющие структуры	Среднее содержание элементов, %	
	Si	Mn
Видманшеттов феррит, $\Phi_B$	0,367±	0,58±
Полиэдрический феррит, $\Phi_{II}$	0,259±	1,18±
Разница содержания элементов в $\Phi_B$ и $\Phi_{II}$ , %	+0,108	-0,60

С учетом влияния кремния и марганца на положение критических точек диаграммы Fe-C сплавов (рис. 3) изменение в микроликвационных зонах одного и того же аустенитного зерна содержания Si на 0,108 % и Mn на 0,6 % способно изменить положение критических точек на 12–15 °С и, следовательно, привести к разновременности и диффузионного, и сдвигового превращения.

Таким образом, в обогащенных марганцем и обедненным кремнием участках зерна диффузионное превращение феррита будет происходить на несколько секунд (до 10 сек) позже, чем сдвиговое превращение в обогащенных кремнием и обедненных марганцем участках. В этом случае диффузионно растущее зерно полиэдрического феррита способно «охватить» собою ранее образовавшуюся пластину или иглу видманшетта, формируя в плоскости шлифа структурные аномалии первого и второго типа.

Следовательно, чем больше в литой стали Si и Mn, тем сильнее они сегрегируют, и тем чаще в такой стали встречаются структурные аномалии, принимая статус скорее закономерных, нежели случайных явлений.

Не концентрируя внимания на абсолютных значениях измененной микронеоднородности (таблица), поскольку они не относятся непосред-

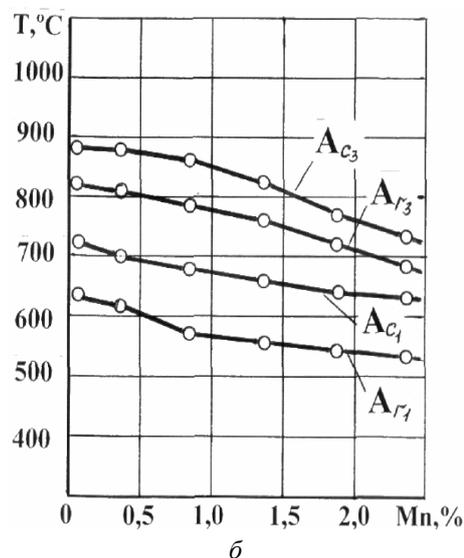
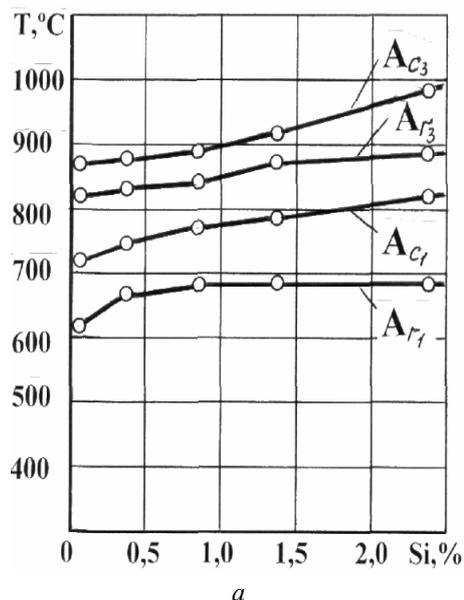


Рис. 3. Влияние концентрации Si (а) и Mn (б) на положение критических точек  $A_{r1}$  и  $A_{r3}$  [2]

ственно к зародышевому центру аномального ферритного зерна, где различие концентраций может быть еще больше, следует признать вполне обоснованной экспериментально установленную причинно-следственную связь обнаруженных структурных аномалий с ликвационной микронеоднородностью состава аустенитных зерен.

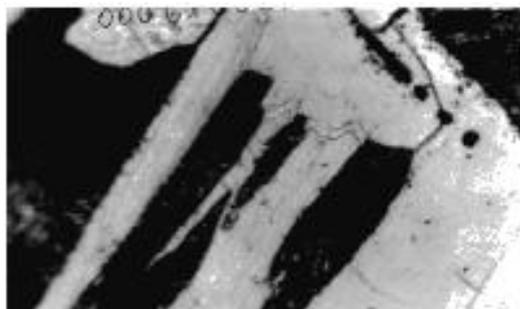
Принципиальное практическое значение этих исследований состоит в том, что химическая неоднородность литой стали способна не только существенно «растянуть» интервал сдвигового и диффузионного образования феррита, но и поменять их очередность в различных микрообъемах.

Аномалии третьего типа могут быть объяснены теми же причинами и разницей в линейных скоростях роста видманштетта, образующегося сдвигом по плоскостям скольжения при разных температурах превращения.

Кроме перечисленных выше типов аномальных структур при исследовании были обнаружены многочисленные случаи искривления видманштеттовых пластин и даже формирования их в виде волнообразной, а не прямой формы (рис. 4, а), и значительно более редки случаи двойникования видманштеттовых пластин (рис. 4, б).



а



б

Рис. 4. Пример непрямолинейного роста пластин видманштеттова феррита (а) и двойникование пластинчатого феррита в литой стали 20Л (б) (×100)

И хотя двойниковые образования немногочисленны и встречаются не во всех образцах, информативность этих элементов структуры неизменно велика. А именно, в пластичном и вязком феррите литой заготовки двойники могут возникнуть только при таких скоростях деформации сдвигового превращения и такой высокой плотности дислокаций, которые делают феррит хрупким и твердым [3].

Два последних вида аномальных структур (рис. 4 а, б) не исследовались подробно, но могут свидетельствовать, скорей всего, о пластическом течении материала в период сдвигового превращения и о напряженном состоянии металла в микрообъемах зерна, пронизанных пла-

стинчатым ферритом. Подобный вывод обосновывается также искривлением пластин феррита, превышающим углы разориентации отдельных блоков мозаики и фрагментов внутри зерна [4].

Значение установленных морфологических особенностей видманштеттовой структуры литой низкоуглеродистой стали 20Л заключается в существовании значительно более широких, чем это считалось ранее, температурно-временных интервалах протекания сдвигового превращения, регламентированного не только сравнительно небольшой скоростью их роста, но и одновременностью самого зарождения.

Действительно, согласно диаграмме изотермического распада аустенита (рис. 5), область образования видманштеттова феррита очень узкая и располагается ниже области выделения обычного феррита, примыкая к перлитному интервалу температур.

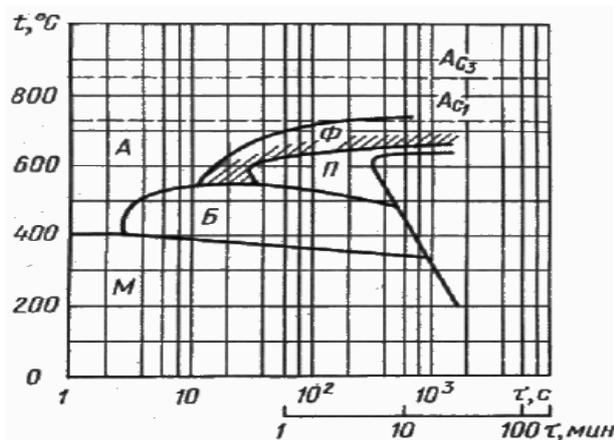


Рис. 5. Диаграмма изотермического распада аустенита в литой стали с областью образования видманштеттова феррита (заштрихованная область) [5]

Следовательно, образованию видманштеттова феррита должно предшествовать диффузионное выделение полиэдрического феррита, а после образования видманштеттовых пластин из оставшегося к тому моменту непревращенного аустенита может формироваться только перлит, завершая весь процесс  $\gamma$ - $\alpha$ -перекристаллизации.

Таким образом, микрохимическая неоднородность аустенитных зерен является причиной одновременности зарождения отдельных включений пластинчатого феррита и способна изменить последовательность сдвигового и диффузионного превращения  $\alpha$ -Fe.

Важным в этом плане является возможность формирования существенно разных свойств в

пластинчатых включениях видманштеттова феррита, образовавшихся в начальных и заключительных стадиях превращения.

Рассмотренные особенности структуры литых низкоуглеродистых сталей, сопровождающие образование видманштеттова феррита, выходят за рамки чисто морфологических изменений и имеют достаточно сложную природу, детальное изучение которой может оказаться важным и в практическом отношении.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильинский, В. А. Особенности структуры и свойств литых низкоуглеродистых сталей / В. А. Ильинский, Л. В. Кос-

тылева, Е. Ю. Карпова // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1995. – № 5. – С. 2–4.

2. Гудремон, Э. Специальные стали / Э. Гудремон: пер. с нем. – 2-е изд. – *Металлургия.* – М, 1966. – 736 с.

3. Физическое металловедение / Под ред. Р. Канны: пер. с англ. Вып. 1. – М.: Мир, 1968. – 333 с.

4. Новиков, И. И. Кристаллография и дефекты кристаллической решетки / И. И. Новиков, К. М. Розин / *Металлургия.* – М., 1990. – 336 с.

5. Rose, A. Der Ftrrit in Widmanstatterscher Anordnung. Ein Bestraq zum Umwandlungs – und Festqkeitsverhalten schwei baren Baustahle/ A. Rose, A. Klein // *Nahi und Eisen* 79 (1959). S.1901/ 12 (Mitt. Max – Inst. Eisenforsch. Abh. 838 u Werkstoffaussch.1214).

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

### ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННУЮ НАДЕЖНОСТЬ АНОДНЫХ ШТЫРЕЙ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: mitlp@vstu.ru)

В работе установлено, что возможность подавить эффект огрубления дендритов поверхностно активными веществами позволяет получить стальные слитки с более дисперсной дендритной структурой и, соответственно, приводит к повышению эксплуатационных характеристик анодных штырей электролизеров, изготовленных из такого металла.

*Ключевые слова:* сталь, огрубление дендритов, дендритная кристаллизация.

It is shown in the paper that opportunity to suppress dendrite ossification effect by surface-active materials allows obtaining steel castings with more dispersed dendrite structure and accordingly, leads to increase of operational characteristics of anode electrolyzer probes made of such metal.

*Keywords:* steel, dendrite ossification, dendrite crystallization.

Для того чтобы структура стали удовлетворяла своему назначению и требованиям эксплуатации, необходимо обеспечить сочетание оптимальной комбинации свойств и условий применения стали. Дендритная структура определяет свойства не только литых заготовок, но может влиять и на свойства проката, особенно при небольшой степени деформации металла. Сохранение в структуре прокатанных заготовок достаточно контрастного дендритного рисунка, хотя и со следами пластической деформации, может иметь самые неожиданные проявления в процессе эксплуатации.

Предварительные исследования огрубления дендритной структуры [1,2] нашли применение в процессе изучения причин низкой эксплуатационной стойкости токоподводящих анодных штырей электролизеров. Строго индивидуальная для каждого состава стали степень огруб-

ления дендритных ветвей, несомненно, является очень важным параметром, влияющим на дисперсность первичной структуры.

И хотя параметры дендритной структуры до настоящего времени не оговариваются нормативно-техническими документами, именно первичная структура стали этом случае оказала определяющее влияние на эксплуатационную стойкость материала.

Пробы для определения химического состава металла годных и поврежденных (аварийных) штырей отбирали в непосредственной близости от поверхности разрушения.

Результаты исследования химического состава металла годных и поврежденных штырей приведены в табл. 1. Из табл. 1. следует, что по содержанию основных элементов аварийные и годные штыри были изготовлены практически из одной и той же стали (Ст3).

Таблица 1

Химический состав стали исследуемых штырей электролизеров

Состояние штырей	Содержание элемента, % мас.							
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
Аварийные	0,17	0,24	0,51	0,006	0,009	0,02	0,01	0,01
Годные	0,22	0,37	0,53	0,020	0,02	0,02	не опр.	не опр.
	0,23	0,32	0,54	0,025	0,025	0,18	–	–
	0,22	0,33	0,50	0,025	0,04	не опр.	–	–
	0,19	0,33	0,61	0,045	0,04	–	–	–

Анализ рельефа поверхности разрушения штырей, приведенных на рис. 1, позволяет говорить о вязком разрушении вследствие повторных циклов нагружения скручиванием в области температур упругопластического состояния стали.

О повторном характере нагружения материала свидетельствует накопительный характер микроповреждений, сопровождающийся слиянием микропор с образованием микротрещин по всей зоне пластического течения металла. Сетка параллельных трещин на цилиндрической поверхности детали, рис. 1, б указывает на многоочаговый характер зарождения разрушения, которое начинается с поверхности.

Развитое пластическое течение металла проявляется в виде выступов и волокнистых гребней, образующих концентрические окружности на поверхности разрушения. Обычно расстояния между концентрическими гребнями можно увязывать с уровнем вязкости материала. На рис. 1, а видно, что разрушение начинается с цилиндрической поверхности, на которой металл претерпевает максимальные деформации и в первую очередь достигает предельного по прочности состояния.

Ступеньки с продольными изломами, хорошо различимые на обоих снимках, рис. 1 а, б, характеризуют недостаточную вязкость металла не только в поперечном направлении, но и в продольном.

Цилиндрическая поверхность штыря на расстоянии более 50 мм от магистрального разрушения сильно деформирована. Хорошо видимые из-за их рельефности линии течения металла образуют с поверхностью магистральной трещины углы близкие к 45°. Здесь же видны многочисленные макротрещины.

В районе обрыва (поверхность разрушения) пластические деформации максимальны, а выше они уменьшаются. Однако макротрещины по цилиндрической поверхности штыря имеются и там, где напряжения течения материала еще не достигли своего максимума, то есть на расстоянии до 50 мм от излома рис. 1, б. Это может свидетельствовать о том, что в данном материале разрушающее напряжение оказалось меньше напряжения пластического течения материала.

Металлографические исследования образцов, вырезанных из штырей, разрушившихся в

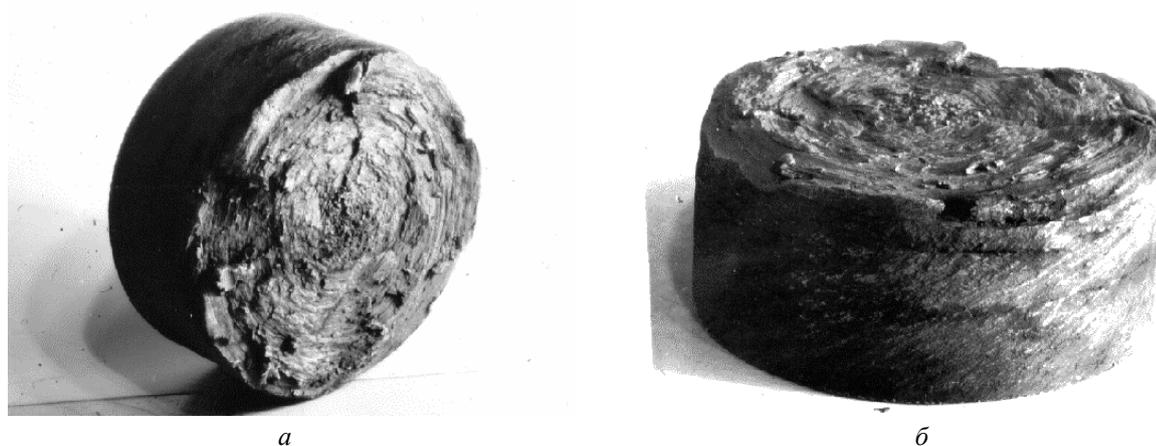
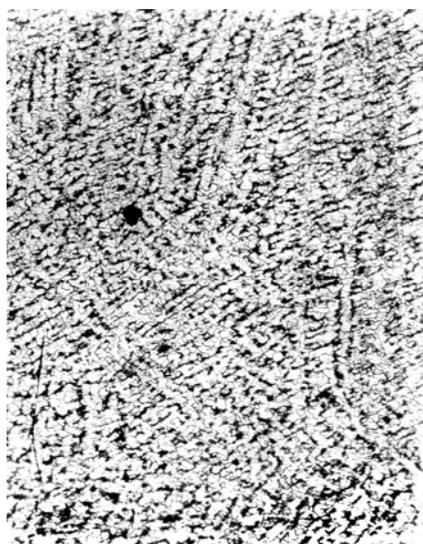


Рис. 1. Характер поверхности разрушения:  
а – вид зоны пластического течения металла; б – трещины на цилиндрической поверхности детали

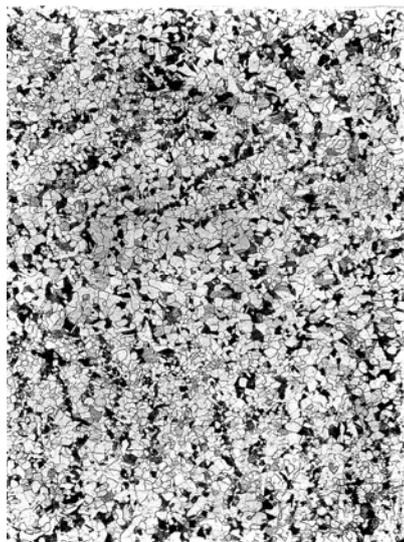
процессе эксплуатации, выявили сильную деградацию металла, затрагивающую макро и микроструктуру.

Накопление пластических деформаций при каждой переустановке штырей на новый уровень приводит к зарождению многочисленных очагов разрушения в виде микротрещин, возникающих от слияния отдельных округлых микропор, поражающих все сечение штыря.

Было установлено, что, несмотря на одинаковый химический состав, металл бывших в эксплуатации, но не разрушенных, а также оборванных штырей имеет весьма различную микро- и макроструктуру.

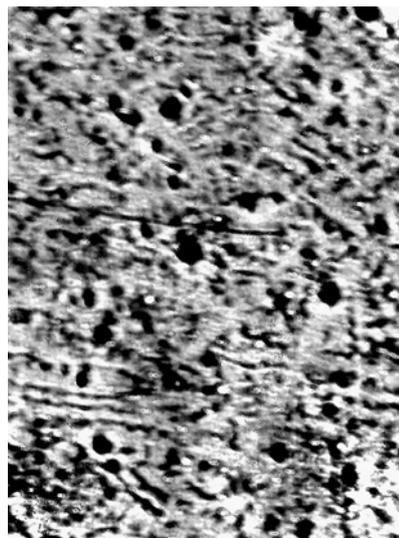


а

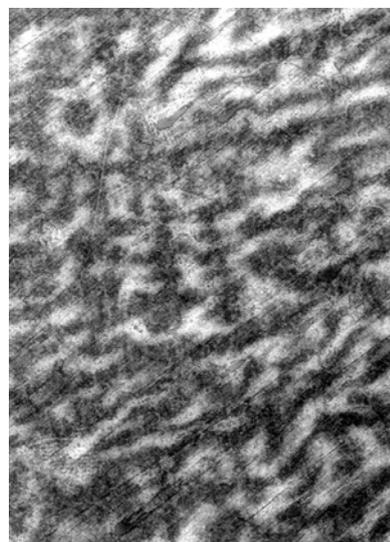


б

Рис. 2. Дендритно-ориентированная феррито-перлитная структура Ст. 3:  
а – структура годных штырей, б – структура аварийных штырей (× 50)



а



б

Рис. 3. Сортовой прокат (Ст. 3). Малодеформированные дендриты:  
а – металл годных штырей, б – металл аварийных штырей (× 50)

В том случае, когда кристаллическая структура проката характеризовалась однородным или даже ориентированным распределением мелких феррито-перлитных зерен, анодные штыри успешно обрабатывали весь период эксплуатации, вплоть до их плановой замены. В случае же крупнополосчатой феррито-перлитной ориентированной структуры штыри, изготовленные из такого металла, не выдерживали всего периода эксплуатации и разрушались при попытках установить их на новый уровень. На рис. 2 приведена феррито-перлитная структура штырей, снятых с электролизера, травление нитратом – 4 %  $\text{HNO}_3$  (образцы изготовлены

из верхней недеформированной части штырей, сохраняющей исходную структуру проката).

Специальным травлением (кипящий пикрат натрия) у образцов, изготовленных из годных и аварийных штырей, была выявлена дендритная структура кристаллизации, несмотря на значительную степень обжата при изготовлении проката.

Металлографическими исследованиями металла аварийных и годных штырей было установлено, что во всех случаях обрыву способствует структура проката со следами грубой ден-

дритной структуры, рис. 3, б.

Из представленных структур, рис. 3, видно, что одна и та же сталь (Ст3) в состоянии поставки может иметь разную структуру.

Квантометрический анализ, выполненный на качественное присутствие элементов, показал, что обе стали содержат одни и те же примеси, однако в стали годных штырей содержание некоторых поверхностно активных элементов, а именно, O<sub>2</sub>, P, As и других оказывается в 2,0–2,5 раза больше, чем в стали штырей разрушившихся в процессе эксплуатации (табл. 2).

Таблица 2

Содержание поверхностно-активных веществ в образцах стали Ст3, используемой для изготовления анодных штырей электролизера

Срок эксплуатации	Содержание ПАВ, % масс.				Примечание
	O <sub>2</sub>	P	S	As	
Весь срок эксплуатации	0,02–0,04	0,02–0,04	0,02–0,04	0,07	Мелкие дендриты
Преждевременно вышедшие из строя	0,01–0,02	<0,02	<0,02	0,03	Крупные дендриты

На основании квантометрического анализа (табл. 2) было установлено, что в образцах, простоявших весь срок эксплуатации увеличено содержание таких элементов, как кислород (O<sub>2</sub>), мышьяк (As), фосфор (P) и сера (S).

Таким образом, повышенное содержание поверхностно активных элементов обеспечило формирование более дисперсной дендритной структуры в слитке и соответственно в прокате (рис. 3, а). Напротив, более качественная и глубоко рафинированная от поверхностно активных элементов сталь в слитке той же массы (в данном случае 8 тонн) всегда формирует более грубую дендритную структуру, наследуемую и прокатом (рис. 3, б).

Тот факт, что в образцах с мелкими дендритами содержание поверхностно активных элементов (O<sub>2</sub>, As, P, S) во всех случаях больше по сравнению с образцами, имеющими структуру с крупными дендритами, со всей очевидностью

указывает на то, что эти элементы затормозили протекание эффекта огрубления дендритов в стали Ст3 и обеспечили формирование более однородной мелкой дендритной структуры.

Таким образом, возможность подавить эффект огрубления дендритов поверхностно активными элементами приводит к измельчению дендритной структуры стальных слитков и, соответственно, повышению эксплуатационных характеристик анодных штырей электролизеров, изготовленных из такого металла.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Костылева, Л. В. Исследование факторов, определяющих дисперсность дендритных структур сталей / Л. В. Костылева, Н. И. Габельченко, В. А. Ильинский // *Металлы*. – 2008. – № 5. – С. 33–38.
2. Костылева, Л. В. Качественный прогноз дисперсности дендритных структур литых сталей и сплавов / Л. В. Костылева, Н. И. Габельченко, В. А. Ильинский // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 2007. – № 11. – С. 46–49.

УДК 621.771.22

*Н. А. Зюбан, д-р техн. наук, С. А. Пегишева, канд. техн. наук, И. В. Рубежанская, аспирант***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЙ ПОСАДКИ СЛИТКОВ  
В РЕКУПЕРАТИВНЫЕ КОЛОДЦЫ СТАНА «1150»  
НА ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ДОННОЙ ЧАСТИ ЗАГОТОВОК****Волгоградский государственный технический университет**

(e-mail: tm@vstu.ru)

Изучалось влияние температуры посадки слитков в рекуперативные колодцы обжимного цеха на образование рванин в донной части раскатов низкоуглеродистых низколегированных сталей. Установлено, что посадка слитков в межкритический интервал температур не является самостоятельной причиной образования рванин, а способствует их появлению совместно с другими технологическими факторами.

*Ключевые слова:* низкоуглеродистые низколегированные стали, сифонная разливка, рекуперативный колодец, температура поверхности слитка, межкритический интервал температур, прокат, дефект поверхности, рванины.

It is studied of influence of the ingots temperature during the shrink fit into recuperative soakers at the forming of rolled fissures at the ground part surface of the low-carbon low-alloyed steel bars. It is established that the shrink fit of ingots with characteristic transition surface temperature wasn't a single reason of forming rolled fissures and it influenced at the forming defects with another technology factors.

*Keywords:* low-carbon low-alloyed steel, bottom pouring, recuperative soaker, temperature of ingot surface, characteristic transition temperature, rolled product, defect of surface, rolled fissures.

Поверхностные дефекты проката являются актуальной проблемой металлургического производства. На ЗАО «ВМЗ «Красный Октябрь» при производстве проката низкоуглеродистых, в том числе низколегированных, сталей из слитков сифонной разливки наибольшее количество дефектов наблюдается на заготовках, соответствующих донной части слитков. Основная доля брака приходится на дефект, который получил название «рванины в донной части раскатов». Дефект имеет вид множественных разрывов разной степени раскрытия, которые располагаются на локальных участках граней и ребер или поражают всю поверхность по периметру заготовок на 1/4–1/2 длины со стороны донной части слитка. Образование данного дефекта приводит к значительным потерям металла.

Образование рванин при прокатке ряд исследователей связывает со снижением пластичности металла, что может быть обусловлено как сталеплавильными, так и прокатными факторами [1, 2, 3].

Одной из причин низкого качества поверхности проката сталей перлитного класса, в том числе низкоуглеродистых низколегированных, считается посадка слитков на нагрев с температурой поверхности, соответствующей межкритическому интервалу температур (МКИТ) [4, 5, 6, 7]. Отрицательное влияние этого фактора объясняется превышением суммарных температурных и фазовых растягивающих напряже-

ний над пределом прочности металла и возникновением микротрещин в поверхностном слое слитка, в результате чего в процессе горячей деформации образуются разрывы.

Целью работы является выявление степени влияния данного фактора на образование рванин в донной части раскатов в условиях ЗАО «ВМЗ «Красный Октябрь» и определение направления повышения качества проката.

Для исследования были выбраны массивы плавков нескольких марок сталей с большим годовым объемом производства и выплавленных в электродуговых печах различной емкости:

1. Сталь 09Г2С – 199 плавков (ДСП-200МО1 с номинальной емкостью 140 т и ДСП-125И1);
2. Сталь S355j2G3N (аналог 20Г2) – 141 плавка (ДСП-25Н2);
3. Сталь 20–62 плавки (ДСП-25Н) и 58 плавков (ДСП-200МО1 с номинальной емкостью 140 т и ДСП-125И1).

Малотоннажные плавки разливали сифонным способом на 4 слитка, крупнотоннажные – на 18–20 слитков массой 6,56–6,96 т. Слитки поступали на нагрев в рекуперативные колодцы обжимного цеха, в основном, с температурой поверхности выше 700 °С, в отдельных случаях – с более низкой температурой.

Температура поверхности слитков при посадке в колодцы определялась для 1/2 высоты слитка в зависимости от времени, прошедшего от окончания разливки до начала посадки. На поверхности донной части температура была на

70–80 °С ниже. Для каждой плавки фиксировалась температура первого и последнего посаженного в колодец слитка. Температурный интервал посадки четырех слитков 25-тонной плавки составлял в среднем 20 °С; плавков, состоящих из 18–20 слитков – 50–100 °С. Большие разливные составы делили на две части и температуру посадки определяли для слитков первой и второй половины плавки более точно.

После прокатки слитков на стане «1150» контролировали качество поверхности проката, отмечали дефектные заготовки и номера соответствующих им слитков.

В результате для исследуемых марок стали были построены кривые количественного распределения слитков по температуре посадки в колодцы в интервале 550–950 °С и кривые распределения дефектных слитков в том же температурном интервале (рис. 1–3).

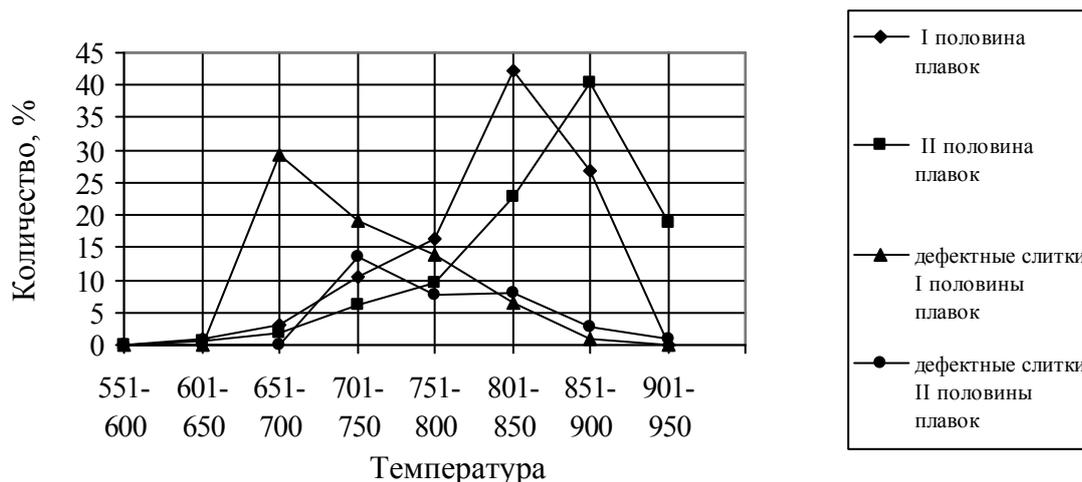


Рис. 1. Распределение слитков стали 09Г2С по температуре посадки (выплавка в ДСП-125И1 и ДСП-200МО1)

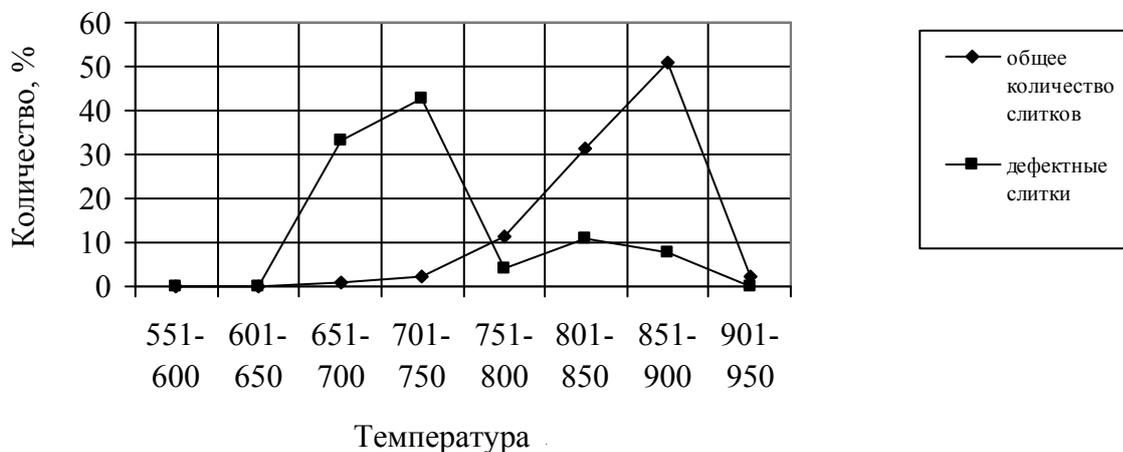


Рис. 2. Распределение слитков стали S355j2G3N по температуре посадки (выплавка в ДСП-25Н2)

Значения межкритического интервала температур ( $A_{r3} - A_{r1}$ ) для рассматриваемых марок сталей составляют [8]:

- для стали 09Г2С – 780–625 °С;
- для стали 20 – 835–680 °С;
- для стали S355j2G3N – 830–680 °С (МКИТ стали 20Г).

Перепад температур по высоте слитка обуславливает неблагоприятные температурные

условия для его донной части, находящейся в области фазовых превращений. Это происходит тогда, когда температура поверхности слитка при посадке его в колодцы будет на 70–80 °С выше температуры начала превращения.

Следовательно, для поверхности донной части слитка при его посадке в колодец неблагоприятными будут являться следующие температурные интервалы:

- для стали 09Г2С – 860–705 °С;
- для стали 20 – 915–760 °С;
- для стали S355j2G3N – 910–760 °С.

Анализ полученного распределения общего количества слитков в зависимости от температуры посадки (рис. 1–3) показывает, что преимущественное их количество (до 90 %) направляется в рекуперативные колодцы с температурой поверхности, соответствующей МКИТ. Это связано тем, что они поступают в цех через определенный промежуток времени после разливки, обусловленный необходимостью спокойной выдержки слитков в изложнице во время кристаллизации и доставкой к месту посадки.

Распределение количества дефектных слитков показывает, что пики графиков смещены в сторону более низких температур, соответствующих завершению фазового превращения или находящихся ниже МКИТ. На всех графиках четко выражена тенденция к снижению количества брака при повышении температуры посадки выше 850 °С, что соответствует результатам ранее проведенных исследований.

Для стали 09Г2С при температурах посадки 650–800 °С количество дефектных слитков в первой половине плавок больше, чем во второй; максимумы кривых распределения брака отстоят один от другого на 50 °С и соответствуют интервалам посадки всего 10 % слитков от общего количества. Анализировали распределение отсортированных заготовок по плавкам: 45 % плавок с отсортировкой имели 1–2 дефектных слитка; 12 % плавок – более 10 слитков; 2 % плавок – 17–20 слитков. Плавки с большим количеством брака характеризовались

разной температурой посадки слитков как внутри МКИТ, так и за его пределами.

Для стали S355j2G3N максимальное количество брака приходится на температурный интервал посадки ниже МКИТ. В этот интервал было посажено менее 5 % от общего количества слитков.

Образование рванин на заготовках стали 20, выплавленной в 25-тонных электродуговых печах, наблюдалось на слитках, температура посадки которых соответствовала интервалу 801–850 °С, т. е. средней части МКИТ. Для стали 20, выплавленной в большегрузных печах, максимумы кривых распределения брака приходятся на другие интервалы: для слитков первой половины плавок – 651–700 и 751–800 °С, а для слитков второй половины плавок – 701–800 °С. В первой половине плавок количество дефектных слитков больше, чем во второй половине.

Полученные кривые распределения не выявили четкой взаимосвязи между температурой посадки слитков и образованием рванин в донной части раскатов. Таким образом, проведенный анализ показывает, что влияние температурного фактора на образование дефекта «рванины в донной части раскатов» не является достаточным, чтобы объяснить с позиций температурных превращений причины появления рассматриваемого дефекта.

Отсутствие единой зависимости между количеством дефектных слитков и температурой посадки в интервале фазовых превращений обуславливает возможность воздействия на образование рассматриваемого дефекта других технологических факторов, для выявления кото-

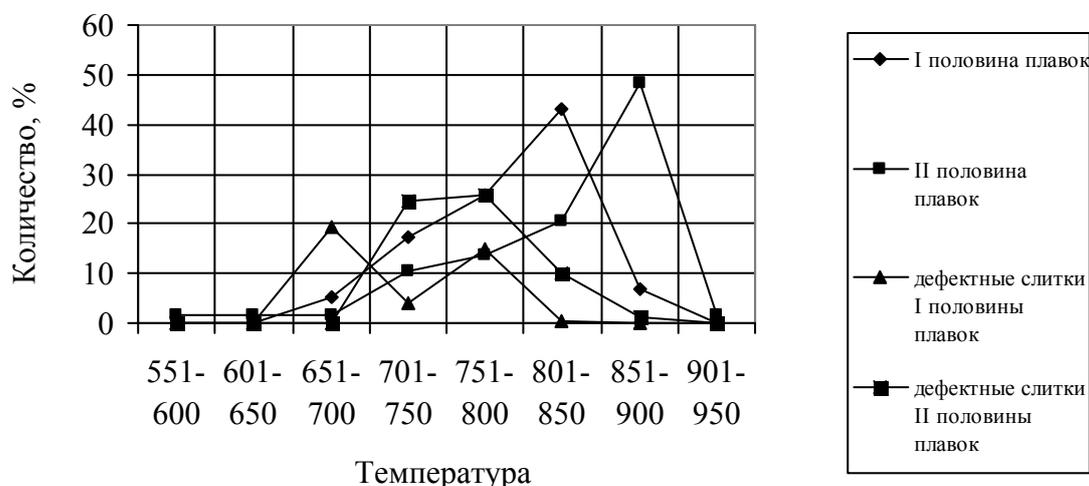


Рис. 3. Распределение слитков стали 20 по температуре посадки (выплавка в ДСП-125И1 и ДСП-200МО1)

торых было проведено металлографическое исследование образцов дефектных участков проката от нескольких плавов 09Г2С. На микрошлифах в зоне рванин обнаружили дефекты сталеплавильного происхождения: подкорковые газовые пузыри и экзогенные неметаллические включения, располагающиеся по границам и в стыках кристаллитов (рис. 4). Следовательно, образование рванин при прокатке может быть в первую очередь связано с наличием дефектов слитка.

Присутствие подкорковых газовых пузырей в слитке глубоко раскисленного металла и экзогенных включений свидетельствует о несовершенстве технологии сифонной разливки.

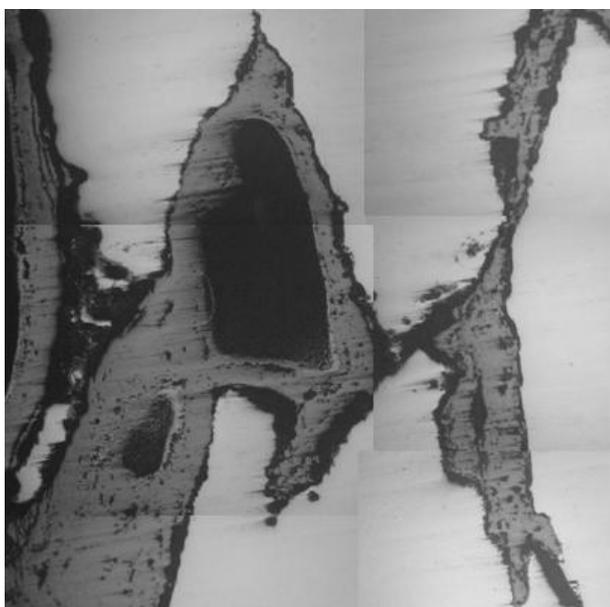


Рис. 4. Окисленные разрывы по газовым пузырям в прокате (x 100)

#### Выводы

1. Посадка слитков в рекуперативные колодцы с температурой поверхности, соответствующей межкритическому интервалу, не явля-

ется самостоятельной причиной образования «рванин в донной части раскатов» низкоуглеродистых низколегированных сталей.

2. Возникновение дефекта обусловлено воздействием сталеплавильных технологических факторов, связанных с процессом сифонной разливки слитков, в сочетании с температурными условиями посадки металла в рекуперативные колодцы.

3. Основная работа по повышению качества проката низкоуглеродистых, в том числе низколегированных, сталей должна быть направлена на повышение качества слитка и совершенствование технологии сифонной разливки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трофимчук, В. Д. Дефекты прокатной стали / В. Д. Трофимчук. – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1954. – С. 631.
2. Дефекты стали: справ. изд. / Под ред. С. М. Новокишеновой, М. И. Виноград. – М.: Металлургия, 1984. – С. 199.
3. Правосудович, В. В. Дефекты стальных слитков и проката: справ. изд. / В. В. Правосудович, В. П. Сокурченко, В. Н. Данильченко [и др.]. – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – С. 384.
4. Буряковский, Г. А. Поверхностные дефекты легированных сталей / Г. А. Буряковский, Р. Д. Мининзон. – М.: Металлургия, 1987. – С. 158.
5. Паршин, В. А. Деформируемость и качество / В. А. Паршин, Е. Г. Зудов, В. Л. Колмогоров. – М.: Металлургия, 1979. – С. 192.
6. Предотвращение образования поверхностных дефектов на блюмах стали 20 / П. П. Мухина, О. Н. Зорина // Сталь. – 1998. – № 3. – С. 61–62.
7. Влияние технологических факторов прокатного производства на дефектность заготовок сортамента обжимных цехов комбината «Криворожсталь» / В. Г. Писаренко, В. К. Спьянков, Е. В. Ильченко, О. Л. Ващук, О. И. Клейменова // Производство проката. – 2004. – № 10. – С. 27–30.
8. Стали и сплавы. Марочник: справ. изд. / В. Г. Сорокин [и др.]; науч. ред. В. Г. Сорокин, М. А. Гервасьев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – С. 608.

УДК 621.74.04

*Н. А. Зюбан, д-р техн. наук, С. Б. Гаманюк, аспирант,  
Д. В. Руцкий, канд. техн. наук, Н. А. Витряк, студент*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ, СТРОЕНИЯ И СТРУКТУРЫ СЛИТКОВ С ИЗМЕНЕННОЙ ГЕОМЕТРИЕЙ ДОННОЙ ЧАСТИ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: tm@vstu.ru)

В данной работе представлены результаты физического моделирования двух слитков с различной конфигурацией донной части. Показано, что изменение конфигурации донной части привело к изменению процессов затвердевания, т. е. к увеличению скорости и направленности затвердевания, что привело к уменьшению развития осевой зоны слитка, являющейся зоной повышенного скопления легкоплавких примесей и дефектов усадочного происхождения, снижающих качество слитков и получаемых из них изделий энергетики и машиностроения.

*Ключевые слова:* слиток, физическое моделирование, гипосульфит, кристаллизация, осевая зона.

In the given work results of physical modeling of two ingots with a various configuration of a ground part are presented. It is shown that change of a configuration of a ground part has led to change of processes of hardening, i.e. to increase in speed and a hardening orientation that has led to reduction of development of an axial zone of the ingot which is a zone of the raised congestion of fusible impurity and defects of a shrinkable origin, ingots reducing quality and products of power received from them and mechanical engineering.

*Keywords:* the ingot, physical modeling, hyposulphite, crystallization, the axial zone.

Кристаллизация сверхбольших масс металла сопровождается образованием в теле крупных слитков внутренних дефектов, которые потом практически не устраняются в процессе дальнейшей обработки и наследуются готовыми изделиями.

Одним из эффективных методов воздействия на процесс затвердевания и повышение качества слитка является изменение его геометрических параметров [1–4], управляя которыми можно обеспечить регулирование процессом кристаллизации металлического расплава и контролировать образование внутренних дефектов.

В связи с этим целью исследования является физическое моделирование и изучение процессов, происходящих при затвердевании в

слитках спокойной стали с различной конфигурацией донной части.

В качестве моделирующего вещества использовали натрий серноватисто-кислый (кристаллический гипосульфит) –  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ .

В работах авторов [5] установлено, что теплофизические особенности кристаллизации кристаллического гипосульфита совпадают с условиями затвердевания спокойной стали.

Для изучения процессов, протекающих при кристаллизации слитков различной геометрии, было проведено физическое моделирование затвердевания слитков с различной конфигурацией донной части. Геометрические параметры модельных слитков, которые совпадали с реальными слитками, представлены в табл. 1. Разливку проводили сверху.

Таблица 1

Геометрия и технологические параметры разливки моделируемых слитков

Тип слитка	Отношение высоты к среднему диаметру	Конусность тела слитка, %	Конусность прибыли, %	Объем тела слитка, %	Объем прибыли, %	Объем донной части, %	Температура заливки, °С	Время заливки тела слитка, мин	Время заливки прибыли, мин	Отношение времени заливки прибыли к времени заливки тела слитка
Модель слитка обычной геометрии	1,4	4,0	16,7	63,3	24,1	6,6	98,8	0,24	0,21	0,88
Модель слитка с вогнутой донной частью	1,3	4,0	17,0	72,1	22,0	5,9	98,0	0,40	0,24	0,6
Слиток обычной геометрии, массой 24,2 т	2,05	4,0	16,9	78,4	18,0	3,6	1650	6,3	5,8	0,83
Слиток с вогнутой донной частью, массой 22,5 т	1,95	4,01	16,9	82,0	18,0	0	1630	6,0	5,2	0,86

\* Работа выполнена в рамках проекта Мин. обр. РФ рег. №2.1.2/283 «Исследование фундаментальных процессов формирования структуры и свойств сверхкрупных металлоизделий в различных условиях кристаллизации».

Стенки модели водоохлаждаемые, для создания тепловых условий работы прибыли боковые стенки верхней части модели выполнены из материала, обладающего низшей теплопроводностью, которая дает возможность длительное время сохранять расплав прибыльной части слитка в жидком состоянии, что обеспечивает питание осевой части слитка в процессе его затвердевания.

После заливки расплава в модель-изложницу через каждые 5 мин по сечению слитка на трех уровнях и по высоте измеряли толщину твердой и двухфазной области, по формуле рассчитывали литейную конусность.

Литейную конусность  $E_k$  определяют по формуле

$$E_k = \frac{a}{H} \cdot 100 \%,$$

где  $a$  – ширина жидкой области слитка;  $H$  – высота жидкой области тела слитка.

На основании изучения затвердевшего модельного слитка оценивают характер его структурной неоднородности.

В результате моделирования процессов кристаллизации слитков, продвигающийся фронт кристаллизации разделяли на две составляющие: область горизонтальной кристаллизации – это твердая фаза, нарастающая последовательно от стенок к центру изложницы и вертикальная кристаллизация – продвижение твердой фазы в вертикальном направлении от низа к центру изложницы.

Изменение количества твердой фазы в процессе затвердевания обычного и опытного слитка представлены на рис. 1.

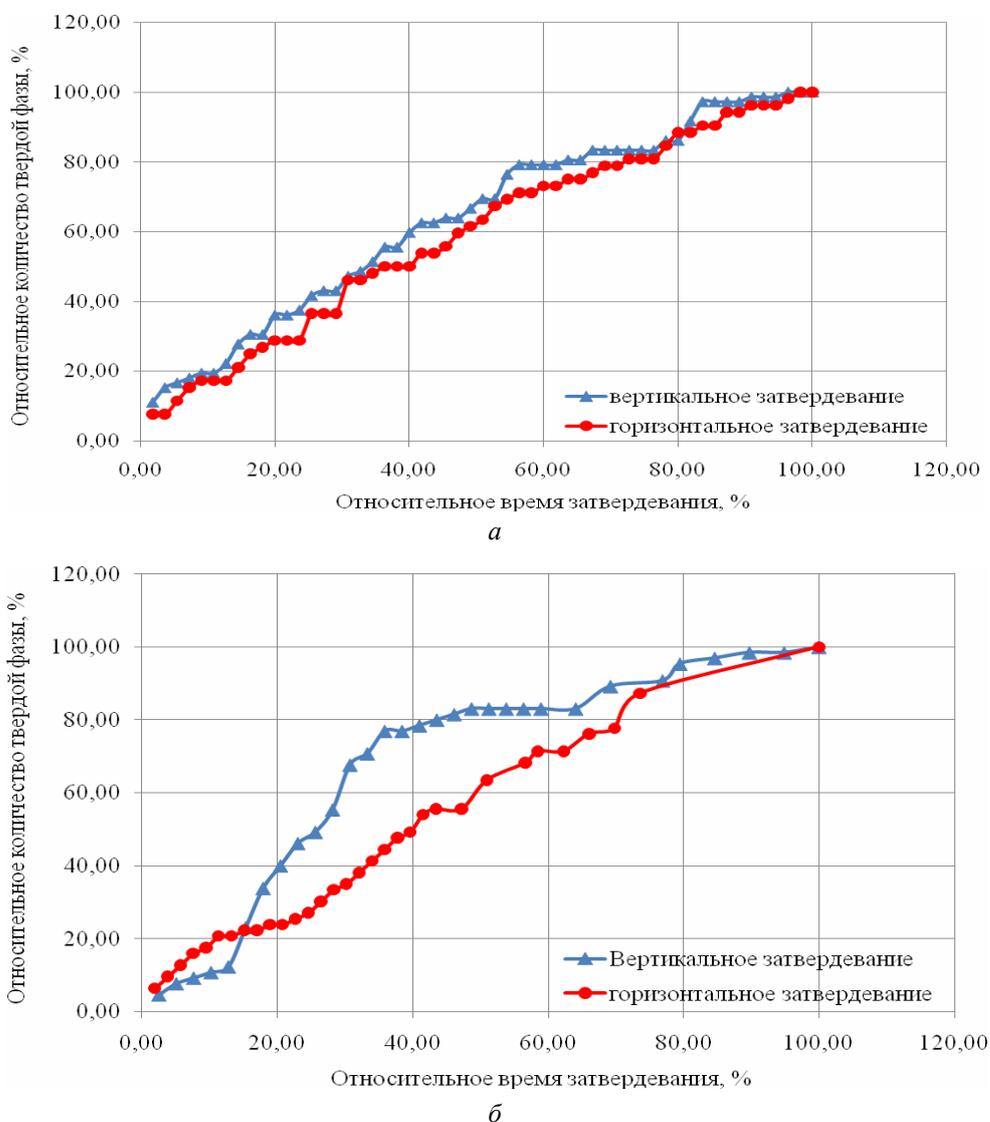


Рис. 1. Кривые вертикального и горизонтального затвердевания: а – слиток обычной геометрии; б – слиток с измененной донной частью

При исследовании процесса кристаллизации слитка обычной геометрии и с измененной донной частью установлено, что корковая зона сформирована из мелких равноосных кристаллов. Небольшой размер кристаллов в данной структурной зоне объясняется тем, что она образуется в условиях максимального температурного перегрева, при этом скорость зарождения центров кристаллов во многом превышает линейную скорость их роста. Зона столбчатых дендритов располагается за корковой зоной, состоит из крупных кристаллов и распространяется вглубь слитка обычной геометрии до 52 мм на верхнем и среднем горизонте, а в слитке с измененной донной частью до 63 мм соответственно.

Процесс кристаллизации в сравниваемых слитках носит идентичный характер. Нижний горизонт слитков затвердевает быстрее, с увеличением высоты скорость затвердевания уменьшается. Однако в слитке с вогнутой донной частью на нижнем горизонте скорость образования твердой фазы в 1,1–1,3 раза выше, чем в обычном слитке. На среднем и верхнем горизонтах скорость кристаллизации в сравниваемых слитках одинакова. Изменение конфигурации поддона позволяет увеличить в 1,1–1,4 раза долю вертикальной кристаллизации (см. рис. 1) за счет увеличения скорости затвердевания в нижней части слитков.

Расчет литейной конусности по формуле показал, что литейная конусность модели слитка обычной геометрии достигает своего максимального значения 48,61 % на 10 мин затвердевания, тогда как литейная конусность модели слитка с измененной донной частью достигает своего максимального значения 79,71 % на 60 мин затвердевания.

Характер изменения литейной конусности одинаковый, но в слитке с вогнутой донной частью величина значений литейной конусности в 1,5–2,0 раза выше.

Такой характер изменения величины литейной конусности связан с изменением скорости

затвердевания нижней части слитков, увеличением вертикальной составляющей (см. рис. 1) в процессе затвердевания и, как следствие, увеличением литейной конусности.

Все перечисленные факторы, свидетельствуют о том, что в слитке с измененной конфигурацией донной части более эффективно протекает процесс направленной кристаллизации, что обеспечивает получение слитков с меньшим развитием дефектов, вызванных усадкой стали и как следствие снижением развития физической неоднородности слитков.

Макроструктура затвердевших модельных слитков приведена на рис. 2 и табл. 2.

Оценка макроструктуры показала, что изменение конфигурации донной части привело к изменению процессов затвердевания, т. е. к увеличению скорости и направленности затвердевания, что привело к уменьшению развития осевой зоны слитка, являющейся зоной повышенного скопления легкоплавких примесей и дефектов усадочного происхождения, снижающих качество слитков и получаемых из них изделий энергетики и машиностроения.

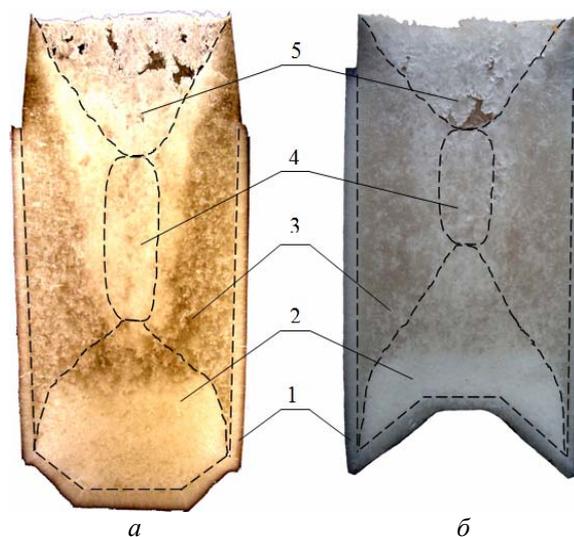


Рис. 2. Структуры модельных слитков: а – слиток обычной геометрии; б – слиток с измененной донной частью; 1 – зона столбчатых кристаллов; 2 – зона конуса осаждения; 3 – зона различно ориентированных кристаллов; 4 – зона осевой рыхлости; 5 – усадочная раковина

Таблица 2

Структурная неоднородность модельных слитков

Тип слитка	Относительная площадь зон				
	Зона столбчатых кристаллов, %	Зона конуса осаждения, %	Осевая зона, %	Зона различно ориентированных кристаллов, %	Усадочная раковина, %
Модель слитка обычной геометрии	10,6	22,6	7,3	46,1	13,4
Модель слитка с вогнутой донной частью	14,1	21,9	4,0	47,0	13,0

## Выводы

1. Изменение конфигурации поддона позволяет в среднем в 1,4 раза увеличить долю вертикальной кристаллизации за счет увеличения скорости затвердевания в нижней части слитков.

2. Скорость образования твердой фазы на нижнем горизонте слитка с вогнутой донной частью в 1,3 раза выше, чем в обычном слитке. На среднем и верхнем горизонтах скорость кристаллизации в сравниваемых слитках одинакова.

3. Характер изменения литейной конусности одинаковый, но в слитке с вогнутой донной частью величина значений литейной конусности в 1,5–2,0 раза выше.

4. Изменение конфигурации донной части привело к сокращению зоны осевой рыхлости слитка в 1,8 раза, что способствует повышению

качества металла, получаемых из слитков заготовок.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ефимов, В. А. Современные технологии разлива и кристаллизации сплавов / В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов. – М.: Машиностроение, 1998. – С. 359.
2. Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях / А. Н. Смирнов, В. Л. Пилюшенко, С. В. Момот, В. Н. Амитан. – Д.: Издательство «ВИК», 2002. – 169 с.
3. Повышение качества и эффективности производства крупногабаритных полых изделий / Д. В. Руцкий, С. И. Жульев, К. Е. Титов, А. В. Мозговой // Технология машиностроения. – 2007. – № 10. – С. 8–11.
4. Руцкий, Д. В. Исследование применимости двояных ступенчатых слитков для производства поковок / Д. В. Руцкий, С. И. Жульев, К. Ю. Бод // Технология машиностроения. – 2008. – № 5. – С. 7–9.
5. Эльдарханов, А. С. Процессы формирования отливок и их моделирование / А. С. Эльдарханов, В. А. Ефимов, А. С. Нуратдинов. – М.: Машиностроение. – 2001. – С. 208.

УДК 669.15-4:620.18

*Ю. М. Шелухина, канд. техн. наук, Н. А. Зюбан, д-р техн. наук*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВНЕОСЕВОЙ Л-ОБРАЗНОЙ ЛИКВАЦИИ В СЛИТКАХ И ПОКОВКАХ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: tm@vstu.ru)

В работе представлены результаты исследования более 20 серных отпечатков, снятых со слитков массой 4,15 т стали марки 38ХНЗМФА. Показано, что с увеличением концентрации легкоплавких сильно ликвирующих компонентов, таких как сера и фосфор, происходит усиление ликвации сульфидных включений. Установлена математическая зависимость между расположением сульфидных включений в объеме слитка от массовой доли серы и фосфора в слитке.

*Ключевые слова:* металл, слиток, поковка, ликвация, сульфидные включения.

At work represented results a study of more than 20 sulfuric imprints, taken from the ingots by the mass of 4,15t of steel 38CrNi3MoW. It is shown that with an increase in the concentration of the fusible liquating components, such as sulfur and phosphorus, occurs strengthening the liquation of sulfide inclusions. Mathematical dependence between the arrangement of sulfide inclusions in the volume of ingot on a mass fraction of sulfur and phosphorus in the ingot is established.

*Keywords:* metal, ingot, forging, liquation, sulfide inclusions.

Повышение требований к металлу поковок из крупных слитков, предназначенных для ответственных изделий энергетического и тяжелого машиностроения, судостроения и химической промышленности, обуславливает необходимость совершенствования методов контроля его качества. В настоящее время оценка степени развития внеосевой неоднородности в крупных слитках и поковках производится визуаль-

но по шкалам бальности [1–3]. Эти шкалы разработаны на основе субъективных оценок по результатам контроля изделий, таких как ротора турбин, баллеров рулей и др., ряда предприятий. Такая оценка не отражает качества металла изделий и не позволяет выявить технологические факторы, влияющие на развитие данной неоднородности, что в свою очередь снижает эффективность поиска путей ее подавления.

Целью работы являлось определение возможности использования металлографического метода для оценки степени развития внеосевой неоднородности в ответственных поковках из

\* Работа выполнена в рамках проекта Министерства образования РФ рег. № 2.1.2/283 «Исследование фундаментальных процессов формирования структуры и свойств сверхкрупных металлоизделий в различных условиях кристаллизации».

крупных слитков. Подсчет производился по методу случайных секущих, который применяется, как правило, для определения загрязненности металла неметаллическими включениями. Данный метод позволяет более точно оценить как ликвационную неоднородность, выражающуюся в виде шнуров, так и общую, включающую шнуры и отдельные более мелкие скопления ликватов, выявляющиеся в виде небольших темных точек.

Серные отпечатки снимались с дисковых и кольцевых проб поковок, изготовленных из слитков стали 38ХНЗМФА массой 4,15 т. Пробы в количестве 20 штук вырезали с концов цапф и бочки поковок.

Данный металлографический метод реализуется на базе вычислительной техники с помощью специально разработанной программы [5]. Для подсчета объемного процента серы обрабатывался наиболее загрязненный участок серного отпечатка. На нем проводилась секущая и подсчитывалась суммарная протяженность темных участков, попавших на секущую.

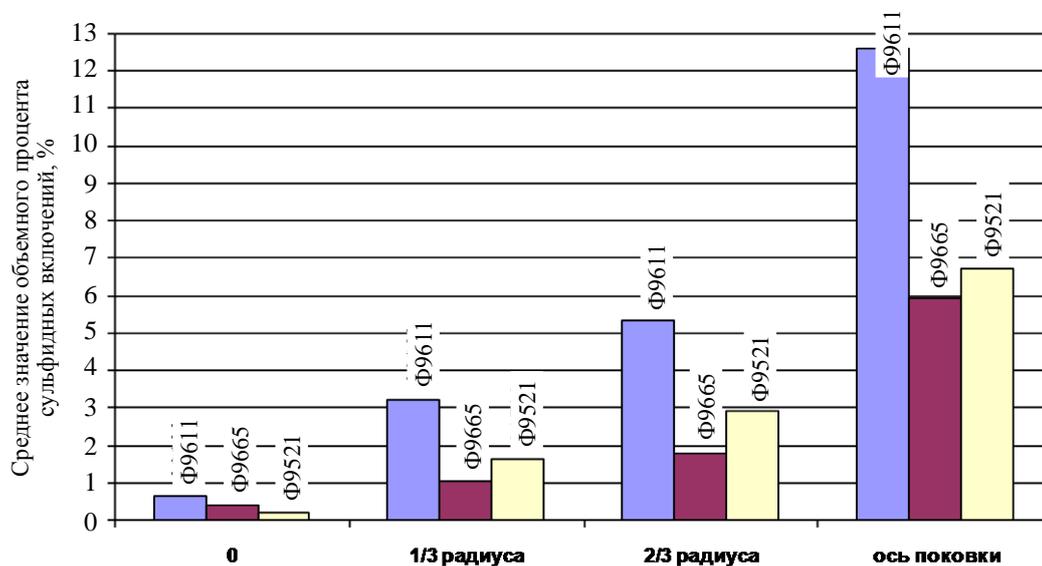
После всех замеров высчитывалось среднее значение объемного процента внеосевой лик-

вации, и строился график распределения серных включений по сечению кольцевой пробы поковки (см. рисунок). Было выявлено, что для всех 20 проб это распределение является идентичным и имеет форму растянутой параболы. При этом максимальное количество сульфидных включений находится в середине поковки, в то время как по краю поковки таких включений мало.

Для более наглядного представления распределения сульфидных включений в поковках полученные графики обрабатывались следующим образом: выборка значений производилась на расстоянии 0, 1/3, 2/3 и целого радиуса от поверхности поковки и высчитывалось среднее значение для каждой выборки из трех плавков.

Усиление степени ликвации сульфидных включений зависит от повышения концентрации серы и фосфора в слитке. В таблице приведены концентрации серы и фосфора в каждой плавке.

При увеличении содержания серы и фосфора в металле объемный процент включений возрастает. Причем на повышение ликвации серы большее влияние оказывает количество фосфора в плавке.



Распределение объемного процента серы по сечению поковки для трех плавков

#### Концентрации серы и фосфора в исследованных плавках

Номер плавки	S+P, % (по массе)	Объемный процент включений в середине поковки, %	S, % (по массе)	P, % (по массе)
Ф9611	0,045	12,56	0,025	0,02
Ф9521	0,034	6,72	0,018	0,016
Ф9665	0,03	5,91	0,012	0,018

Для определения числовой зависимости между объемным процентом ликватов серы и содержанием серы в слитке (масс. %) была проведена статистическая обработка промышленных данных и получено уравнение регрессии:

$$\text{об. \%} = 2,6755e^{59,243 \text{ масс. \%}}$$

с достоверностью аппроксимации 0,95.

Зависимость объемного процента включений от содержания фосфора:

$$\text{об. \%} = 1475(\text{масс. \%}) - 18,15$$

с достоверностью 0,81.

Данный метод позволяет более точно оценивать как внеосевую неоднородность в виде ликвационных шнуров, так и общую химическую неоднородность, включающую шнуры и отдельные более мелкие скопления ликватов, выявляющиеся в виде небольших темных точек.

Более точная оценка неоднородности по результатам подсчета объемного процента ликватов позволяет использовать полученные данные для анализа технологии производства заготовок.

Таким образом, предложенный метод оценки развития внеосевой неоднородности в литом

и ковном металле посредством определения объемного процента ликватов, выявленных на серном отпечатке, позволяет более точно оценивать его загрязненность. Данный метод обладает большей информативностью и позволяет производить статистическую обработку с целью выявления отдельных факторов, ответственных за развитие внеосевой неоднородности, соответственно в слитках и поковках.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шкалы серных отпечатков поковок из слитков массой от 0,5 до 200 т. ИПЛ АН УССР, г. Киев, НКМЗ г. Краматорск, 1962. – С. 22.
2. ГОСТ 8536–79. Заготовки судовых валов и баллеров рулей: (с прил.). – М.: Госстандарт СССР, 1979. – С. 25.
3. ТУ 3-896–78. Заготовки валов роторов и колец турбогенераторов. – Волгоград, 1978. – С. 37.
4. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М.: «Металлургия», 1976. – 270 с.
5. Жульев, С. И. Применение вычислительной техники в исследовании макроструктуры металла слитка / С. И. Жульев, С. Н. Чекалин, К. Е. Титов, Е. И. Бузинов // Международная научно-техническая конференция «Прогрессивные технологии непрерывной разливки стали: XXI век»: сб. науч. тр. ДонНТУ. – Донецк: Типография ДонНТУ, 2002.

УДК 621.746

*Н. А. Зюбан, д-р техн. наук, С. В. Палаткин, студент, Д. В. Руцкий, канд. техн. наук*

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ РАЗЛИВКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СЛИТКОВ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: tm@vstu.ru)

В работе на холодной модели изучено влияние скорости разливки на формирование структуры отливаемых слитков. Измерена длина дендритов в реальных стальных слитках, разлитых с различной скоростью, а также в модельных. Для обеспечения сопоставленности процессов разливки и кристаллизации на модели и при отливке реального слитка рассчитаны критерии ( $Bi$ ,  $N$ ,  $F_0$ ).

*Ключевые слова:* скорость разливки, гипосульфит, стальной слиток, длина дендритного кристалла.

In work influence of speed pouring on formation of the structure, cast ingots is investigated on cold model. It is measured, length dendrite in real steel ingots pouring with various speed. For maintenance compared processes pouring and crystallization on models and at casting a real ingot criteria ( $Bi$ ,  $N$ ,  $F_0$ ) are designed.

*Keywords:* speed pouring, hyposulphite, a steel ingot, length dendrite a crystal.

На строение и формирование структуры слитка влияет множество факторов, в том числе таких основополагающих, как отношение высоты тела слитка к его среднему диаметру (параметр  $H/D$ ), конусность слитка, условия охлаждения, воздействие внешних физических факторов, и т. д. Однако определяющим технологическим фактором, обеспечивающим протекание процессов кристаллизации в тех или

иных условиях, является скорость разливки металла.

Единой точки зрения о роли скорости разливки на формирование структуры металла в связи со схожестью и многообразием процессов, происходящих при разливке и кристаллизации стали, не существует. Есть экспериментальные данные, полученные в результате многолетней практики отливки слитков и связы-

вающие, в основном, скоростные режимы отливки слитков с наличием дефектов: трещин, заворотов и т. п. Как правило, эти данные не затрагивают проблемных вопросов формирования структуры слитка и носят чисто практический, рекомендательный характер.

Поэтому целью работы являлось определение возможного влияния скорости разливки на формирование структуры отливаемых слитков.

На первом этапе исследований проводили изучение процессов разливки стали на холодной модели (установка показана ниже, рис. 1).

В качестве жидкости, моделирующей поведение жидкой стали, был выбран гипосульфит  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$  с температурой плавления 48–52 °С.

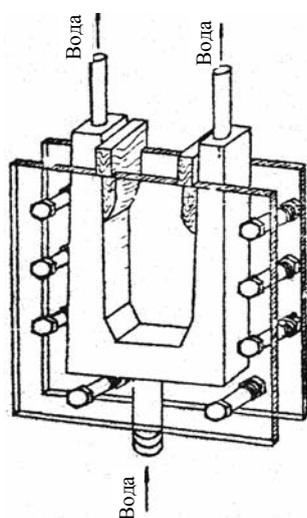


Рис. 1. Прозрачная модель для изучения процесса кристаллизации [1]

Изменение скорости заливки расплавленного гипосульфита достигалось за счет применения промежуточной воронки с различным диаметром выходного отверстия от 2 до 12 мм. После заполнения прозрачной изложницы гипосульфитом проводили охлаждение водой и контролировали толщину закристаллизовавшегося слоя через каждые 5 минут.

Для обеспечения сопоставленности процессов разливки и кристаллизации на модели и при отливке реального слитка массой 4,5 т стали 35 необходимо соблюдение идентичности критериев подобия в образце и модели. Исходя из анализа теории размерности, было установлено, что для рассматриваемых процессов необходимо соблюдение подобия следующих критериев [2, 3]:

– критерий Био ( $Bi$ ), описывает характер соответствия между температурными условиями в окружающей среде и распределением температуры в теле:

$$Bi = \alpha l_0 / \lambda, \quad (1)$$

где:  $\alpha$  – температуропроводность,  $\text{м}^2/\text{с}$ ,  $l_0$  – определяющий размер (высота тела слитка), м,  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности,  $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$ ;

– критерий затвердевания (фазового перехода)  $N$ , который описывает отношение теплоты фазового перехода к теплоте охлаждения:

$$N = C\Delta T / Q_0, \quad (2)$$

где  $C$  – средняя массовая теплоемкость,  $\text{кДж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$ ,  $\Delta T$  – перепад температур между фронтом затвердевания и поверхностью отливки °С,  $Q_0$  – удельная теплота затвердевания,  $\text{кДж}/\text{кг}$ ;

– критерий гомохронности Фурье ( $F_0$ ), описывающий время для нестационарного теплообмена:

$$F_0 = \alpha \tau / l_0^2, \quad (3)$$

где:  $\alpha$  – температуропроводность,  $\text{м}^2/\text{с}$ ,  $\tau$  – время затвердевания, с,  $l_0$  – определяющий размер, м.

В табл. 1 приведены полученные в результате расчетов значения указанных критериев подобия для образца и модели.

Таблица 1

Значения критериев подобия в образце и модели

Критерий подобия	Модель (гипосульфит)	Реальный слиток (сталь 35 масса 4,5 т)
$Bi$	$1,02 \cdot 10^{-8}$	$1,48 \cdot 10^{-7}$
$N$	0,52	3,79
$F_0$	$1,083 \cdot 10^{-4}$	$4,83 \cdot 10^{-3}$

Из табл. 1 следует, что процессы разливки и кристаллизации стали на холодной модели и в условиях отливки реального слитка являются вполне сопоставимыми.

Результаты исследования длин кристаллов для нижнего, среднего и верхнего уровня модельного слитка гипосульфита представлены на рис. 2.

Из графиков видно, что максимальное значение скорости роста кристаллов наблюдается при малом диаметре разливочного устройства. Это объясняется значительным охлаждающим воздействием стенки формы на относительно небольшое количество расплава, поступающего из воронок малого диаметра. Но по мере нарастания закристаллизовавшегося слоя теплопроводность снижается, что приводит к снижению скорости роста кристаллов. В верхнем горизонте наблюдается постепенный рост кристаллов, в отличие от среднего и нижнего горизонта обусловленный тепловой работой прибыли.

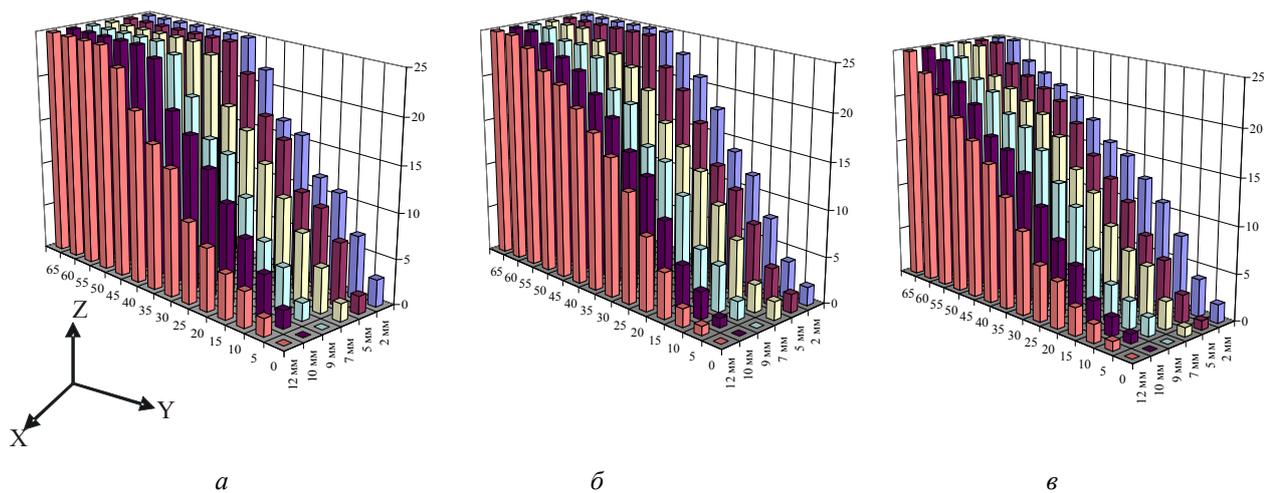


Рис. 2. Влияние диаметра воронки на толщину закристаллизовавшегося слоя:  
 а – нижний горизонт, б – средний горизонт, в – верхний горизонт; X – диаметр разливающего устройства, мм.;  
 Y – время после завершения разливки расплава, мин.; Z – толщина закристаллизовавшегося слоя, мм

Таблица 2

Длина дендритов в слитках отлитых с разными скоростями

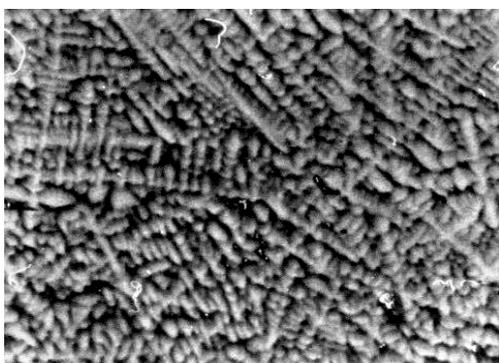
Уровни слитка, мм	Средняя длина дендритов (24,2 т / 4,5 т), мм		
	Зона столбчатых кристаллов	Зона крупных различно ориентированных кристаллов	Осевая зона
1365	22,8 / 5,2	9,4 / 8,6	5,0 / 6,2
975	25,7 / 11,0	9,2 / 8,2	4,8 / 5,6
565	30,2 / 23,2	9,5 / 8,2	0,1 / 0,4



а



б



в



г

Рис. 3. Характерная для средней части модельных и промышленных слитков структура:  
 1) гипосульфит (нат. вел.) – диаметр разливающего устройства 10 мм (а); 2 мм (б);  
 2) сталь (× 40) – массовая скорость разливки 2,59 т/мин (в); 0,9 т/мин (г)

При наблюдении за процессом кристаллизации модельных слитков гипосульфита, отличных с различными скоростями нами отмечено, что характерное для спокойной стали зонное строение слитка сохраняется.

Второй этап исследований проводили на реально отлитых слитках: стали 38ХНЗМФА массой 24,2 т, и стали 35 массой 4,5 т. Первый слиток отливался в вакууме с массовой скоростью 2,59 т/мин, а второй на воздухе со скоростью 0,9 т/мин.

Дендритную структуру выявляли с помощью травления шлифов реактивом Обергоффера (30 г хлорного железа, 50 мл соляной кислоты, 1 г хлорной меди, 0,5 г хлористого олова, 500 мл этилового спирта, 500 мл воды). Структуру, полученную после травления, исследовали с использованием бинокулярной лупы МБС-9 и оптического микроскопа МИМ-8 при увеличениях от 8 до 70.

Количественные металлографические исследования с целью определения среднего размера кристаллов выполняли методом секущих на всей плоскости каждого шлифа. Отбор образцов для исследования производился в одинаковых структурных зонах анализируемых слитков. Результаты измерений длин дендритов представлены в табл. 2.

Из табл. 2 следует, что размер дендритов в слитке, отлитом с меньшей скоростью, существ-

венно меньше по сравнению с вакуумированным слитком, что подтверждает результаты моделирования. Структура средней части модельных и промышленных слитков представлены на рис. 3.

#### Выводы

1. Параметры кристаллической структуры слитка однозначно связаны со скоростью разлива стали.

2. По результатам холодного моделирования установлено, что снижение скорости разлива расплава ведет к возрастанию скорости кристаллизации.

3. Используя полученные закономерности кристаллизации моделирующего расплава, можно оказать воздействие на его структуру и строение за счет соответствующего подбора скоростных режимов отливки слитка

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Булгаков, Г. В. Изучение процесса кристаллизации слитка спокойной стали: метод. указ. к учеб.-исслед. лабор. раб. / сост.: Г. В. Булгаков, Д. Г. Романенко, О. Б. Крючков; ВолгГТУ. – Волгоград. – 1999. – 9 с.
2. Гречко, А. В. Практика физического моделирования на металлургическом заводе / А. В. Гречко, Р. Д. Нестеренко, Ю. А. Кудинов. – М.: Металлургия, 1976. – 224 с.
3. Эльдарханов, А. С. Процессы формирования отливок и их моделирование / А. С. Эльдарханов, В. А. Ефимов, А. С. Нурадинов. – М.: Машиностроение, 2001. – 208 с.

УДК 669.14

*О. А. Шевцова, аспирант, Н. А. Зюбан, д-р техн. наук, Д. В. Руцкий, канд. техн. наук*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТИПА ОБРАЗУЮЩИХСЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА КАЧЕСТВО СЛИТКОВ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ\*

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail:tm@vstu.ru)

В работе приведены результаты лабораторных исследований по влиянию степени окисленности металла на характер распределения неметаллических включений в низколегированных конструкционных сталях. Рассмотрены особенности формирования оксидных, сульфидных и окисульфидных включений в процессе кристаллизации вакуумированного и невакуумированного металла.

*Ключевые слова:* неметаллические включения, раскисление, вакуумирование, десульфурация, степень окисленности, слиток.

In work results of laboratory researches on influence the oxidation level of metal on character of distribution of nonmetallic inclusions in low-alloy constructional steels are resulted. Features of formation oxidic, sulphidic and oxisulphidic inclusions in the course of crystallisation vacuumizing and non-vacuumizing metal are considered.

*Keywords:* nonmetallic inclusions, deoxidation, vacuumizing, desulfuration, oxidation level, grain border, ingot.

Наиболее сложной задачей при производстве изделий тяжелого машиностроения, судостроения, энергетики является получение круп-

ных слитков с однородным химическим составом и равномерным распределением свойств по длине и сечению. Присутствие неметаллических включений влияет на условия кристаллизации, величину зерна, структуру, а, следовательно, меняет распределение упругой и пластической деформаций, концентрацию напря-

\* Работа выполнена в рамках проекта 2.1.2/283 «Исследование фундаментальных процессов формирования структуры и свойств сверхкрупных металлоизделий в различных условиях кристаллизации больших масс металла».

жений, обрабатываемость и другие свойства стали. Качество готовых изделий определяется не только содержанием, но и характером распределения неметаллических включений, зависящим от их формы и размера.

Преимущественное влияние на механические свойства стальных изделий оказывает сера. Это связано с тем, что выделяющаяся из металла сульфидная фаза нарушает сплошность металлической матрицы [1]. Степень проявления негативного воздействия серы в первую очередь зависит от вида и формы неметаллических включений, образующихся с ее участием. Как известно, эти включения могут быть представлены как сульфидами, так и окисульфидами в зависимости от физико-химических особенностей состояния расплава в момент образования включений.

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 [2]. В соответствии с этой классификацией вероятность выделения сульфидов в виде окисульфидов благоприятной глобулярной формы (первый тип) или в виде пленок по границам зерен (второй тип) определяется содержанием кислорода в стали. В исследовании [3] на основании обширного статистического материала показано, что при концентрации кислорода в автомобильных сталях свыше 0,02 % образуются круглые сульфидные включения типа I, а при содержании кислорода менее 0,01 % – сульфиды типа II.

Таким образом, можно предположить, что степень окисленности стали является фактором, определяющим вид и форму образующихся сульфидных включений, и, следовательно, и уровень свойств готовых изделий.

Для подтверждения этого предположения провели серию лабораторных экспериментов по выплавке и разливке стали 20 с различными вариантами раскисления алюминием и силикокальцием. Сталь выплавляли в лабораторной индукционной печи емкостью 10 кг. Жидкий металл разливали в металлические круглые формы внутренним диаметром 50 мм и высотой 60 мм. Толщина стенок формы составляла 7 мм. Отливали девять цилиндрических образцов, раскислители вводили в струю по режимам, приведенным в табл. 1.

Для проведения металлографических исследований образцы разрезали пополам вдоль вертикальной оси и на полученных плоскостях

Таблица

Режимы раскисления стали 20 при отливке экспериментальных образцов

№ образца	Количество раскислителя, % от массы образца	
	Al	SiCa
1	–	–
2	0,059	–
3	0,101	–
4	0,222	–
5	–	0,105
6	–	0,293
7	0,059	0,059
8	0,051	0,103
9	0,051	0,202

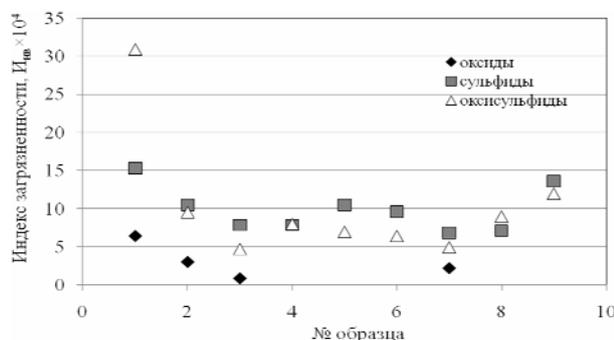


Рис. 1. Загрязненность образцов неметаллическими включениями (средние значения)

после их обработки на трех горизонтах (низ, середина, верх) определяли индекс загрязненности шлифа оксидами, сульфидами и окисульфидами. На рис. 1 представлены средние значения индекса загрязненности неметаллическими включениями для каждого образца в зависимости от варианта раскисления.

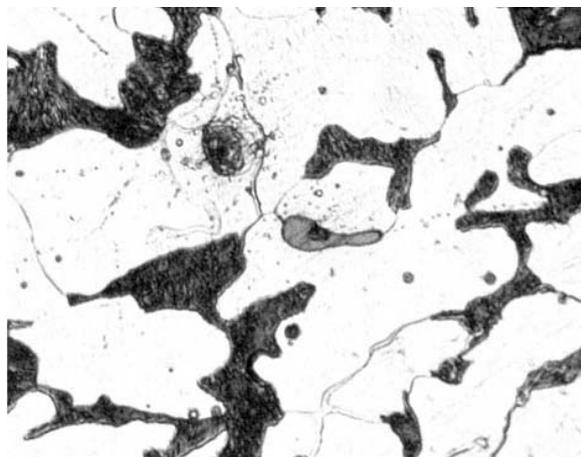


Рис. 2. Расположение включений окисульфидов по границам зерен (образец № 1), × 500

Из рис. 1 видно, что нераскисленная сталь сильно загрязнена неметаллическими включениями, особенно оксисульфидами (образец № 1), которые вместе с сульфидами располагаются по границам зерен (рис. 2).

Раскисление стали 20 одним алюминием в количестве 0,059 и 0,101 % (образцы 2, 3) приводит к уменьшению в 2 раза содержания оксидов и оксисульфидов. Количество сульфидов при этом снижается в 1,4 раза. Дальнейшее наращивание концентрации алюминия до 0,222 % (образец № 4) приводит к исчезновению в стали «чистых» оксидов, повышению в 1,5 раза содержания оксисульфидов, количество сульфидов при этом не меняется. При раскислении силикокальцием (образцы 5, 6) наблюдается увеличение загрязненности сульфидами и оксисульфидами глобулярной формы, располагающимися по границам зерен (рис. 3).

При совместном введении алюминия и силикокальция в равных количествах (0,059 %, образец 7) наблюдается снижение загрязненности сульфидами и оксисульфидами и появление небольшого количества оксидов, на микрошлифе наблюдаются оксисульфиды глобулярной формы, располагающиеся внутри зерна (рис. 4).

В восьмом образце количество оксисульфидов увеличивается по сравнению с седьмым образцом примерно вдвое, а в девятом образце наблюдается резкое возрастание количества неметаллических включений, как сульфидов, так и оксисульфидов при отсутствии оксидов. За счет модифицирующего действия силикокальция они измельчаются и располагаются внутри зерен (рис. 5).

Полученные результаты свидетельствуют о наличии связи между соотношением образу-

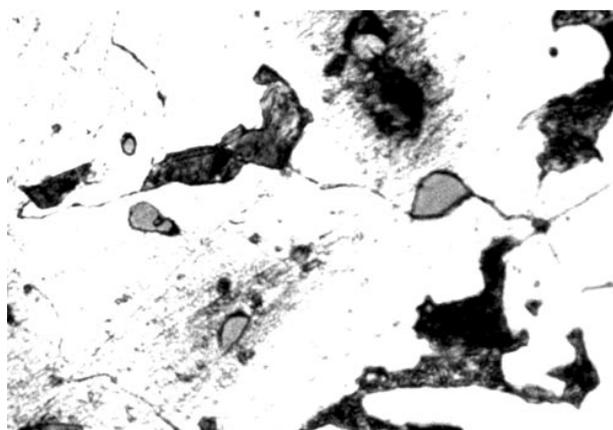


Рис. 3. Глобулярные сульфиды и оксисульфиды, располагающиеся по границам зерен (образец № 6),  $\times 500$

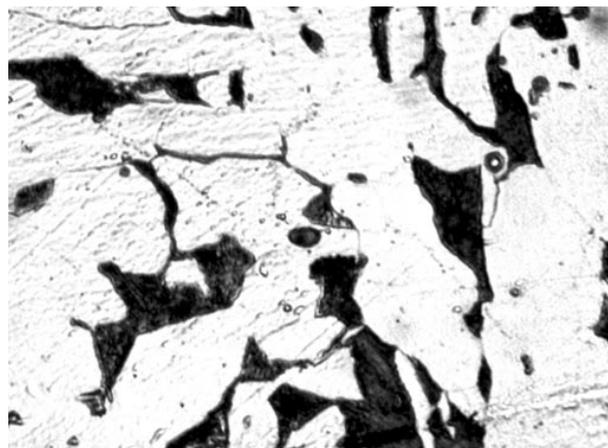


Рис. 4. Глобулярные оксисульфиды внутри зерна (образец № 7),  $\times 500$

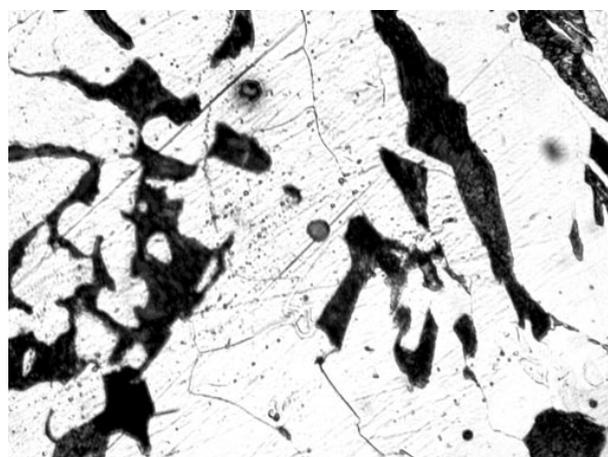


Рис. 5. Мелкие глобулярные оксисульфиды внутри зерна (образец № 8),  $\times 500$

щихся оксидных и оксисульфидных включений и степени окисленности металла.

Термодинамические условия образования включений такого типа предполагают образование в металле сначала оксидов, на которых, как на подложках, происходит формирование оксисульфидов. По мере расходования кислорода и снижения его концентрации до равновесных значений условия для формирования оксидов ухудшаются и начинается выделение «чистых» сульфидов. Таким образом, можно считать, что необходимым критерием выделения сульфидной фазы в стали является отсутствие в металле свободных оксидов.

На фоне снижения количества оксидов и оксисульфидов при увеличении концентрации такого сильного раскислителя как алюминий, в такой же пропорции происходит и уменьшение содержания сульфидных включений (образцы 1–3). Отчасти это можно объяснить образованием сульфида алюминия  $Al_2S_3$ , содержание

которого будет уменьшаться по мере возрастания количества алюминия.

Отсутствие оксидов в 4, 5, и 6 образцах в связи с комплексным раскислением стали алюминием и силикокальцием приводит к повышению концентрации сульфидной фазы. Появление оксидов в 7 образце существенно снижает количество сульфидов, а резкое увеличение количества силикокальция в 8 и 9 образцах полностью предотвращает образование оксидов и

обеспечивает двукратное повышение содержания сульфидных включений в стали.

Таким образом, формирование комплексных включений различного вида и формы на базе оксидов и сульфидов является сложным процессом, зависящим от степени окисленности стали и других факторов.

Дальнейшим этапом исследований являлось выявление рассмотренных особенностей формирования оксидных, сульфидных и окисуль-

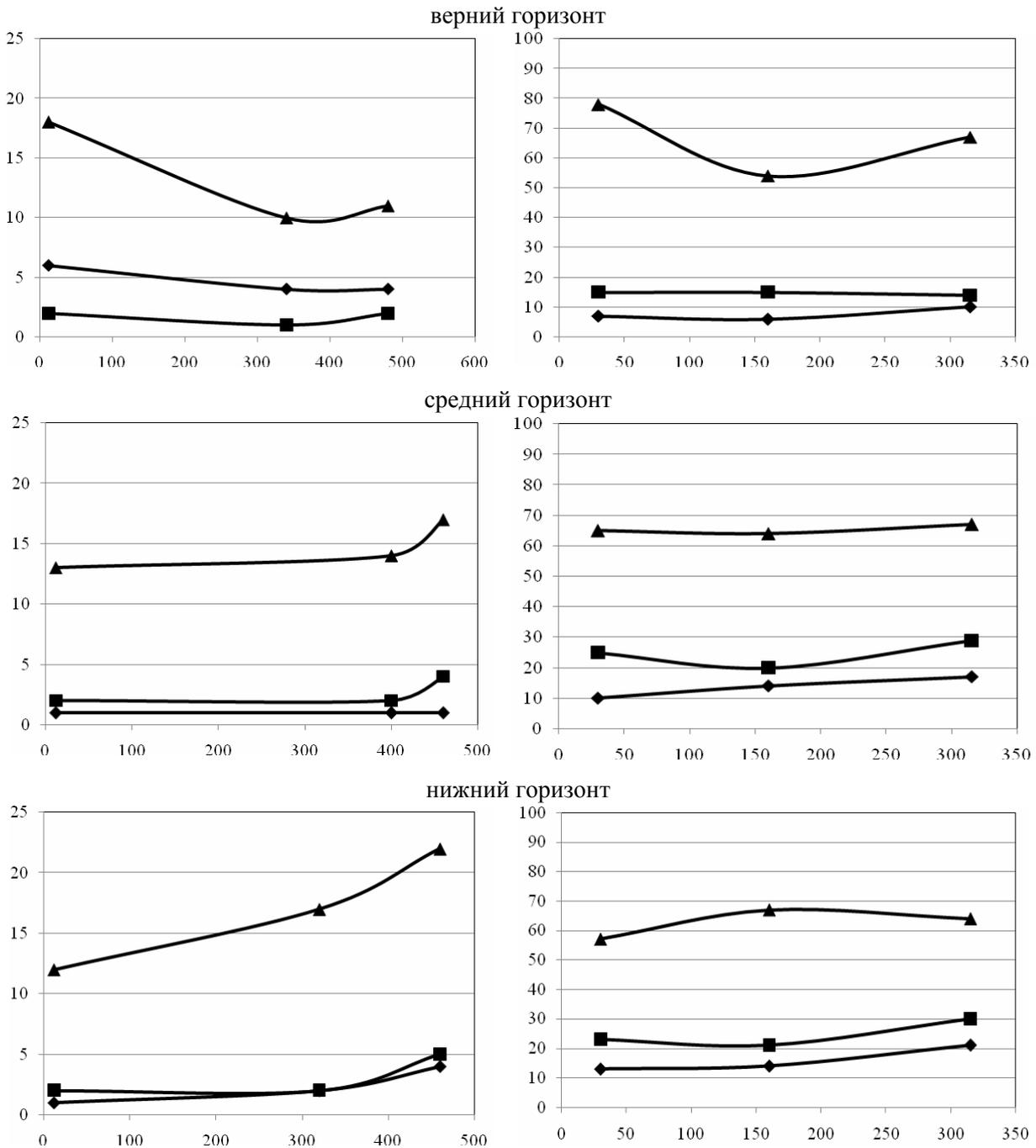


Рис. 6. Загрязненность неметаллическими включениями трех горизонтов слитков стали 38ХНЗМФА (а) и стали 35 (б) ( $\times 10^4$ ):

—◆— оксиды; —■— сульфиды; —▲— окисульфиды

фидных включений в процессе кристаллизации вакуумированного и невакуумированного металла. Для сравнения исследовали нижний, средний и верхний горизонты поперечного осевого темплета вакуумного слитка массой 24,2 т стали марки 38ХНЗМФА и слитка, отлитого на воздухе массой 4,5 т стали марки 35. На указанных горизонтах определяли индекс загрязненности металла оксидами, сульфидами и оксисульфидами на поверхности слитка, середине его радиуса и в осевой зоне. Результаты исследования представлены на рис. 6. Полученное распределение неметаллических включений, безусловно, отражает высокую эффективность процесса струйного вакуумирования стали за счет многократного снижения рассматриваемых включений в вакуумированном металле, однако интерес представляло выявление соотношения между индексом загрязненности оксидов, сульфидов и оксисульфидов в каждом из слитков. Из графиков видно, что в вакуумированном слитке количество оксидов и сульфидов по сравнению с оксисульфидами существенно меньше, чем в слитке, отлитом на воздухе. Так, если в первом случае количество оксисульфидов в средней и в нижней части слитка в 13 раз превышает количество оксидов, то в невакуумированном металле это соотношение снижается в 2,5 раза. Аналогичная картина наблюдается и по сульфидным включениям. Таким образом, в вакуумированном слитке основное количество неметаллических включений составляют оксисульфиды, содержание оксидов и сульфидов стремится к минимуму. При общем положительном воздействии такого распределения неметаллических включений на свойства вакуумированного металла существу-

ет опасность снижения количества оксидов до минимально возможного уровня и последующего выделения сульфидной фазы в «чистом» виде по границам зерен. Это может негативно отразиться на пластических характеристиках готовых изделий [4].

#### Выводы

Образование комплексных включений различного вида и формы на базе оксидов и сульфидов является сложным процессом, зависящим от степени окисленности стали и других факторов.

Выделение сульфидов крайне неблагоприятной формы – в виде пленок по границам зерен характерно для хорошо раскисленного металла при отсутствии в расплаве отдельной оксидной фазы.

Применение вакуумированного металла для изделий ответственного назначения может нарушить баланс между оптимальным соотношением оксидов и сульфидов в стали и привести к выделению последних в межзеренных участках. Это может оказать влияние на снижение пластических характеристик готовых изделий.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Малиночка, Я. Н.* Механизм образования ограниченных сульфидов марганца / Я. Н. Малиночка, Л. Н. Багнюк // *Металлы*. – 2000. – № 1. – С. 62–65.
2. *Малиночка, Я. Н.* Сульфиды в сталях и чугунах / Я. Н. Малиночка, Г. З. Ковальчук. – М.: *Металлургия*, 1988. – 248 с.
3. *Виноград, М. И.* Включения в стали и ее свойства / М. И. Виноград. – М.: *Металлургиздат*, 1963. – 252 с.
4. *Зюбан, Н. А.* Влияние вакуумирования на особенности формирования сульфидных включений и свойства изделий из низколегированных конструкционных сталей / Н. А. Зюбан, О. Б. Крючков // *Изв. вуз. Сер. «Черная металлургия»*. – 2008. – № 5. – С. 15–18.

## ДИАГНОСТИКА МЕТАЛЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 620.172.251.226:620.186

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

### ПОЛЕВАЯ МЕТАЛЛОГРАФИЯ В СИСТЕМЕ ЭКСПЕРТИЗЫ ПРОМЫШЛЕННОЙ БЕЗОПАСНОСТИ ОБЪЕКТОВ НЕФТЕПЕРЕРАБОТКИ И НЕФТЕХИМИИ

\*ОАО «ВНИКТИнефтехимоборудование», г. Волгоград  
\*\*Волгоградский государственный технический университет  
(e-mail: mv@vstu.ru)

Показаны основные аспекты неразрушающего контроля микроструктуры и твердости при диагностировании нефтеперерабатывающего и нефтехимического оборудования. Доказана неполнота оценки состояния стали 15X5M по измерению твердости без учета структурных параметров.

*Ключевые слова:* неразрушающий контроль, микроструктура, твердость, диагностирование, нефтеперерабатывающее и нефтехимическое оборудование.

The basic aspects of a nondestructive inspection of a microstructure and hardness are displayed at diagnosing of the oil refining and petrochemical equipment. Incompleteness of a state estimation of a steel 15Cr5Mo on gauging of hardness without structural arguments is proved.

*Keywords:* nondestructive examination, microscopic structure, hardness, diagnosing, oil refining and petrochemical equipment.

В нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности объектами полевой металлографии (приготовление микрошлифа, травление и исследование микроструктуры непосредственно на поверхности оборудования во время ремонта) могут являться практически все виды технологического оборудования и трубопроводы. Методы полевой металлографии для контроля состояния оборудования, не подвергающегося внешнему обогреву и имеющего низкую скорость коррозии (колонны-теплообменники, реакторы и трубопроводы), используются «ВНИКТИнефтехимоборудование» около сорока лет. В большинстве случаев применялись критерии оценки, разработанные в теплоэнергетике и предусматривающие требования по содержанию неметаллических включений, полосчатости структуры, баллу зерна. Например, ОСТ 34-70-690-96 [1] регламентирует степень допускаемых негативных структурных изменений котельных сталей после длительной эксплуатации и включает шкалы графитизации, сфероидизации перлита, микроповреждаемости, методику количественного определения сигма-фазы в металле труб из аустенитной хромоникелевой стали.

Трубы из стали 15X5M ГОСТ 550-75, широко используемые в нефтепереработке и нефтехимии для труб печных змеевиков и технологических трубопроводов, в теплоэнергетике не применяются. Поэтому структурные критерии оценки ее состояния не были разработаны, а прочностные характеристики оценивались по измеряемой переносными приборами твердости. Во «ВНИКТИнефтехимоборудование» в 80-е годы прошлого века для оценки механических свойств стали 15X5M после 100 тыс. ч эксплуатации при температурах 450-580 °С рекомендовалось применение эмпирических уравнений расчета значений  $\sigma_b$  и  $\sigma_{0,2}$  в МПа при 20 °С [2]:

$$\text{для труб с толщиной стенки 18-20 мм} \\ \sigma_b = 148,6 + 0,275\text{HB}, \quad \sigma_{0,2} = 1,59\sigma_b - 537,1; \quad (1)$$

$$\text{для труб с толщиной стенки 8-11 мм} \\ \sigma_{0,2} = 63,3 + 0,30\text{HB}, \quad \sigma_{0,2} = 0,999\sigma_b - 190,8. \quad (2)$$

При наработке, превышающей 300 тыс. ч, расчетные значения слабо коррелируют с экспериментальными, т. к. характер и кинетика изменения  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_b$  и HB в процессе эволюции структурно-механических состояний значительно различаются [3].

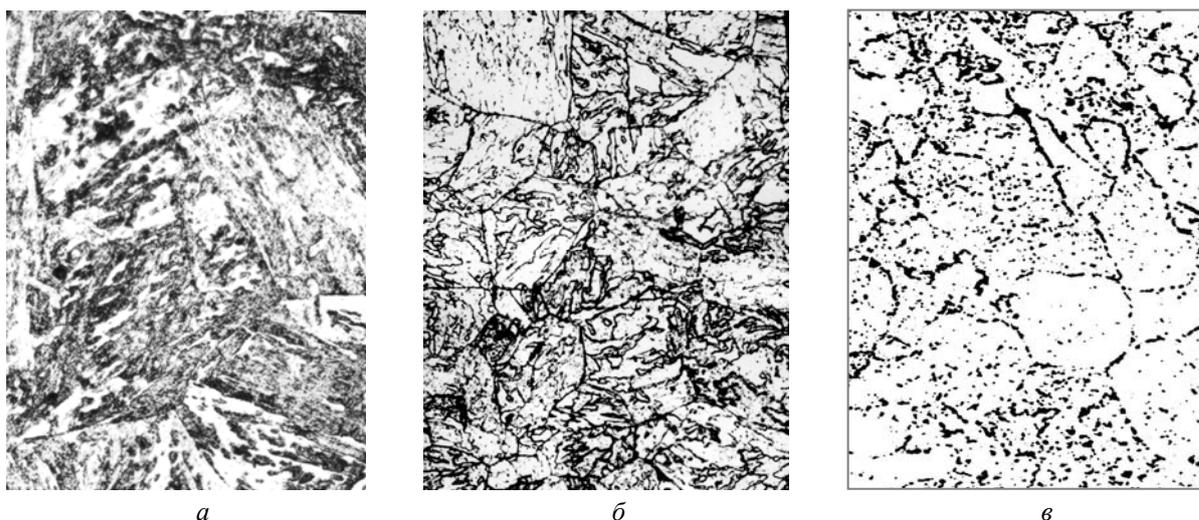


Рис. 1. Микроструктуры сталей 15X5M и 15X5M-У с различной твердостью и пределами длительной прочности ( $\times 500$ ):  
 $a$  –  $HB = 2120$  МПа,  $\sigma_{50000}^{570} = 46$  МПа;  $b$  –  $HB = 1870$  МПа,  $\sigma_{50000}^{570} = 60$  МПа;  $v$  –  $HB = 1220$  МПа,  $\sigma_{50000}^{570} = 42$  МПа

Применение действующей в настоящее время инструкции ИТН-93[4] приводит к преждевременной отбраковке по твердости труб из стали 15X5M ( $HB \leq 1400$  МПа) и стали 15X5M-У ( $HB \leq 1700$  МПа). Исследование металла контрольных вырезов с такими значениями твердости свидетельствует о соответствии, в большинстве случаев, их механических свойств требованиям ГОСТ 550–75 и достаточному уровню длительной прочности, не связанной линейно с твердостью (рис. 1). Поэтому возникла необходимость наряду с дюриметрией дополнительно контролировать микроструктуру сталей 15X5M по разработанным эталонам микроструктур, позволяющим оценить уровни кратковременной и длительной прочности и пластичности [5].

Неразрушающий контроль микроструктуры и твердости был успешно применен на ряде нефтеперерабатывающих предприятий. Так, в 2009 г. проведено обследование печи установки ПР-22-35-11/1000 ООО «ЛУКОЙЛ-Волгограднефтепереработка» после разрыва трубы из-за локального перегрева до температур выше  $600$  °С (при расчетной температуре стенки  $345$  °С). Участки для исследования микроструктуры были равномерно распределены по окружности печи и располагались на двух ярусах по высоте вертикальных труб змеевика. Микроструктура дефектной трубы вблизи разрыва представляла собой феррит с равномерно распределенными карбидами округлой формы размером до  $5$  мкм и соответствовала браковочным (рис. 2,  $a$ ). Структура стали, полученная с

помощью полистироловых оттисков микрошлифов на контрольных участках (рис. 2,  $b$ ,  $v$ ), отличалась от эталонов дефектных структур и структур с минимальными прочностными характеристиками [5]. Форма зерен феррита, равномерное распределение и морфология карбидной фазы свидетельствовали о достаточной прочности и пластичности металла. Размер карбидов металла труб с твердостью  $HB = 1300$ – $1450$  МПа не превышал  $2$  мкм (рис. 2,  $b$ ), с твердостью  $HB = 145$ – $1650$  МПа –  $2,4$  мкм (рис. 2,  $v$ ). На основе положительных результатов исследования микроструктуры и поверочного прочностного расчета было дано разрешение на дальнейшую эксплуатацию труб печного змеевика.

Исследования трубопроводов, изготовленных из бесшовных труб из стали 15X5M по ГОСТ 550–75, показали применимость и для них разработанной для труб печных змеевиков классификации микроструктур [3], [5]. Результаты анализа банка данных по механическим испытаниям контрольных вырезов трубопроводов свидетельствуют о близости средних значений прочностных характеристик металла трубопроводов и печных змеевиков, принадлежащих одним и тем же микроструктурным типам (рис. 3), что позволяет оценить прочность и пластичность металла без вырезки образцов. На рис. 3 показаны  $\sigma_b$ ,  $\sigma_t$  и  $HB$  для двух типов структур: тип 3 – структурно-свободный феррит с формой зерна, близкой к равноосной, карбиды, распределенные по границам, телу ферритных зерен, и карбидные колонии; тип 6 – отпущенный бейнит [5].

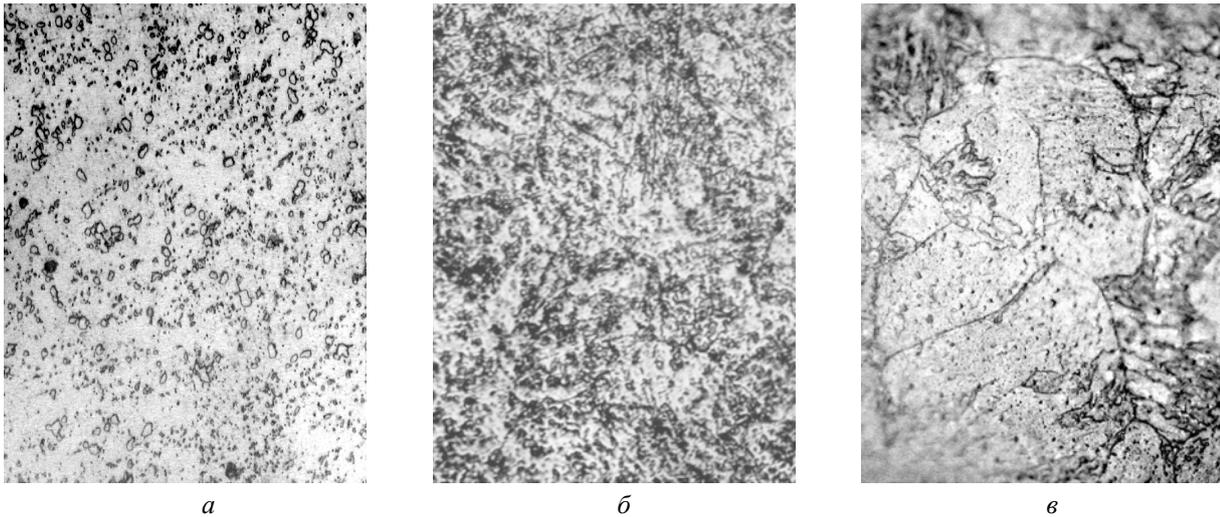


Рис. 2. Микроструктуры стали 15X5M печного змеевика установки ПР-22-35-11/1000 ( $\times 500$ ):  
*a* – образец из разрушенной трубы, НВ = 1200–1250 МПа; *б* и *в* – с полистироловых оттисков (*б* – труба нижнего яруса печи НВ = 1300–1450 МПа; *в* – труба верхнего яруса печи НВ= 1450–1650 МПа)

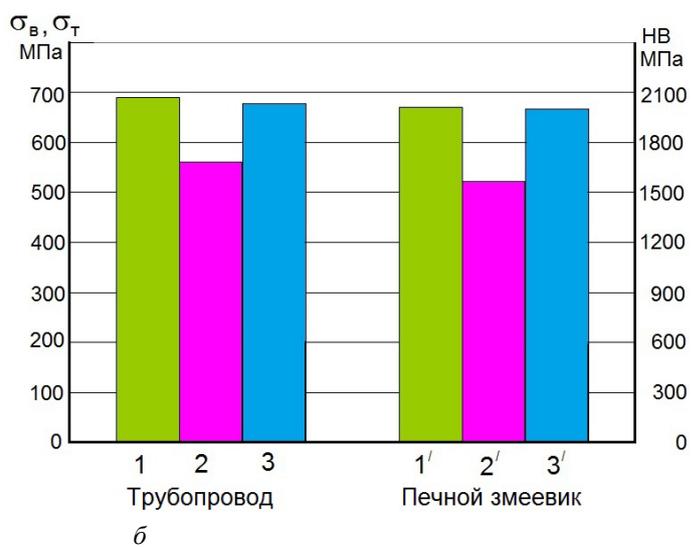
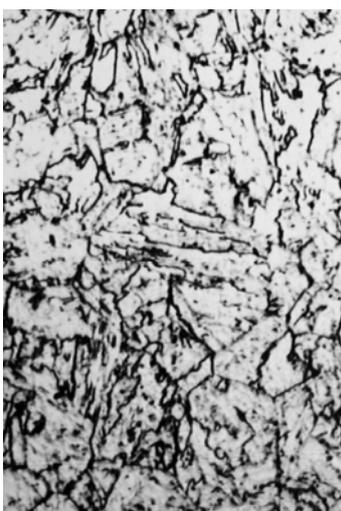
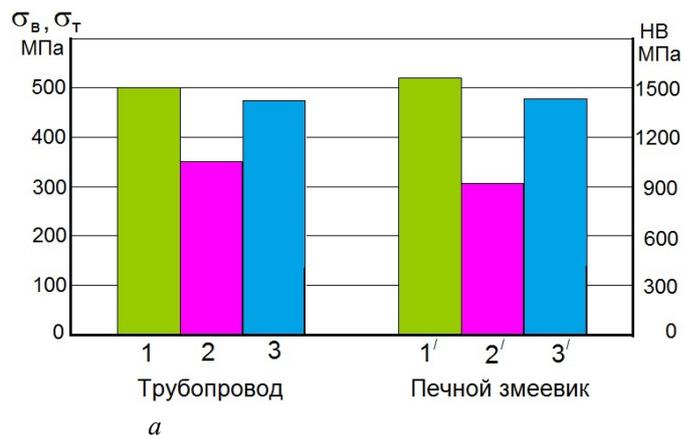
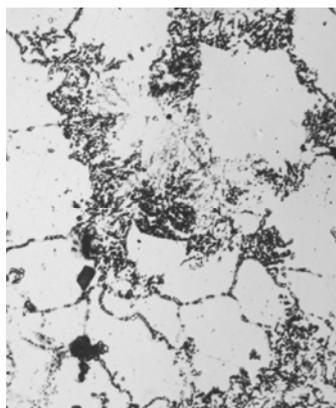


Рис. 3. Характеристики прочности стали 15X5M трубопроводов и печных змеевиков:  
*a* – тип 3, *б* – тип 6 [5]: 1и 1' –  $\sigma_{в}$ , 2 и 2' –  $\sigma_{т}$ ; 3и 3' – НВ

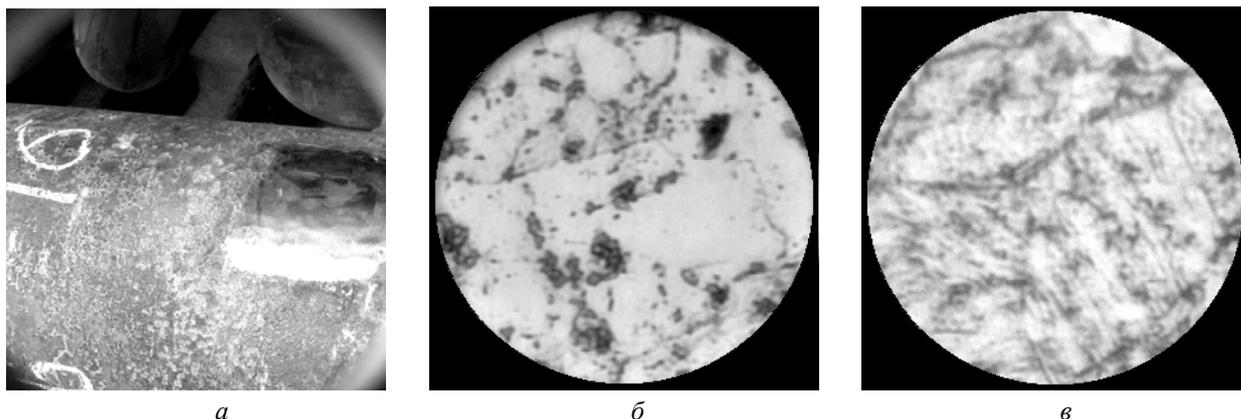


Рис. 4. Трубопровод установки Л-35-11/300М с микрошлифом (а) и структуры стали:

б – с достаточной пластичностью ( $\times 400$ ), феррит и карбиды, НВ = 1,52–1,68 ГПа; в – с пониженной пластичностью ( $\times 400$ ), бейнит, НВ = 3,0–3,4 ГПа

В 2009 г. на ОАО «Московский НПЗ» была осуществлена оценка неразрушающим методом состояния металла технологических трубопроводов установки каталитического риформинга Л-35-11/300М (температура 190–520 °С, давление газо-сырьевой или газо-продуктовой смеси до 4,3 МПа) после эксплуатации в течение 70, 105 и 385 тыс. ч. Контрольные участки (26 зон контроля микроструктуры и твердости на 24 линиях технологических трубопроводов) выбирались в наиболее теплонапряженных местах.

Твердость измеряли переносным динамическим твердомером ТЭМП-3. Для металлографических исследований применяли переносной микроскоп МПМ-2У-КС с цифровым фотоканалом, обеспечивающим визуальный контроль микроструктуры на наружной поверхности труб при увеличениях  $\times 100$ –800 и фиксацию результатов контроля. Использование больших увеличений позволило определить максимальный размер округлых карбидных частиц – 3 мкм, не превышающий размер карбидов в стали труб печных змеевиков. В структуре металла трубопроводов не выявлены области с плотным распределением мелкодисперсной карбидной фазы, пластинчатые выделения перлитного типа, грубые карбидные выделения различной морфологии по границам зерен, снижающие пластичность.

Исследование не выявило нарушений сплошности металла (микротрещин, пор ползучести), которые могли возникнуть в результате развития ползучести при температурах выше 500 °С. Отсутствие участков мелких зерен, высокой степени коагуляции или мелких плотных выделений карбидов свидетельствовало о достаточном уровне длительной прочности и пластич-

ности (рис. 4, б). В процессе длительной эксплуатации трубопроводов в наиболее теплонапряженных местах у реакторов и печей структура стали 15Х5М-У трансформировалась в структуру 15Х5М. Зависимости допускаемых напряжений металла в термоупрочненном и отожженном состояниях от температуры эксплуатации [6], применяемые для прочностного расчета трубопроводов, приведены на рис. 5. Снижение прочностных характеристик стали 15Х5М-У до уровня 15Х5М вследствие изменения структуры вызвало необходимость корректировки допускаемых напряжений, обеспечивающих эксплуатационную надежность трубопроводов.

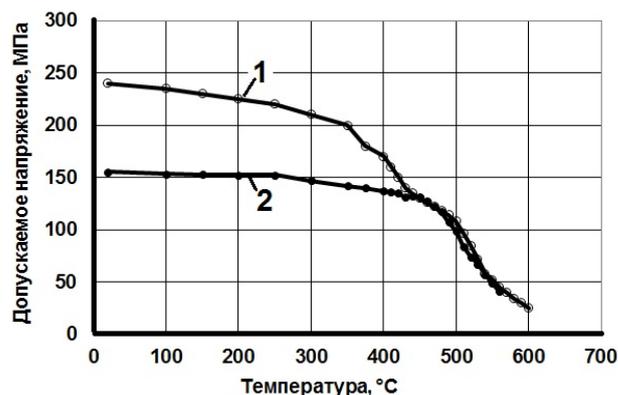


Рис. 5. Нормативные значения допускаемых напряжений в зависимости от температуры эксплуатации [6]:

1 – Ст15Х5М-У, 2 – Ст15Х5М

Исследование микроструктуры на элементе трубопровода с повышенной твердостью 300–340 НВ показало структуру с характерным для бейнита микрорельефом (рис. 4, в) и подтвердило необходимость замены участка трубопровода или проведения смягчающей термической

обработки. Такая структура могла сформироваться при нарушении режима охлаждения во время термообработки элемента трубопровода и соответствовала пониженным характеристикам пластичности, которые могут явиться причиной внезапного хрупкого разрушения при тепловых или механических ударах.

Положительные результаты исследований металла, визуально-измерительного контроля, ультразвуковой толщинометрии, поверочного прочностного расчета, а также опыт ОАО «ВНИКТИнефтехимоборудование» по исследованию вырезок стали 15X5M на водородоустойчивость позволили продлить срок эксплуатации трубопроводов установки Л-35-11/300M.

#### Выводы

1. При проведении технического диагностирования оценка состояния стали 15X5M только по измерению твердости без учета структурных параметров не всегда достаточно адекватна.

2. Полевая металлография в нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности позволяет:

- оценить прочность и пластичность металла печных змеевиков и трубопроводов без контрольной вырезки;
- предотвратить преждевременную отбраковку труб;
- ранжировать сталь 15X5M на отожженную и термоупрочненную для корректировки допускаемых напряжений;

- выявить развитие процессов ползучести, приводящих к появлению несплошностей и деформации зерен.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ОСТ 34-70-690–96. Металл паросилового оборудования электростанций. Методы металлографического анализа в условиях эксплуатации. – М.: ВТИ. – 1997.
2. Мухин, В. Н. Сопоставление твердости и характеристик прочности стали 15X5M, эксплуатирующейся более 100 тысяч часов / В. Н. Мухин, Л. Е. Ватник, Н. И. Теплова, Л. П. Каблова, И. А. Маклицкая // Эксплуатация, ремонт и модернизация оборудования нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности. – М., 1983. – № 4. – С. 12–14.
3. Ватник, Л. Е. Эволюция структурно-механических состояний стали 15X5M в процессе эксплуатации печных змеевиков / Л. Е. Ватник, И. А. Тришкина, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 3 (29) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – С. 56–60. (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 1).
4. ИТН-93. Инструкция по техническому надзору, методы ревизии и отбраковки трубчатых печей, резервуаров, сосудов и аппаратов нефтеперерабатывающих и нефтехимических производств. – Волгоград, ВНИКТИ нефтехимоборудование, 1993 г. – 153 с.
5. Ватник, Л. Е. Структура хромомолибденовых сталей змеевиков технологических печей нефтеперерабатывающих установок / Л. Е. Ватник, И. А. Тришкина, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2007. – № 5. – С. 48–53.
6. ГОСТ 14249–89. Сосуды и аппараты. Нормы и методы расчета на прочность.

УДК 620.1

*С. О. Гевлич\*\**, канд. техн. наук, *С. А. Пегешева\**, канд. техн. наук

#### ВЫБОР КРИТЕРИЯ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ ДИАГНОСТИРУЕМЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ

\*Волгоградский государственный технический университет

\*\*ООО «Экспертиза»

(e-mail: [tm@vstu.ru](mailto:tm@vstu.ru))

В работе приведен выбор критерия предельного состояния для оценки остаточного ресурса конструкций, обосновано определение остаточного ресурса статически нагруженных технических устройств расчетом по критерию остаточной прочности с учетом старения.

*Ключевые слова:* остаточный ресурс, критерии предельного состояния, статически нагруженные технические устройства, коррозия, деформационное старение.

The choice of criterion of the maximum state is in-process resulted for the estimation of remaining resource of constructions, determination of remaining resource of the statically loaded technical devices is grounded by a calculation on the criterion of remaining durability taking into account a senescence.

*Keywords:* remaining resource, criteria of the maximum state, statically loaded technical devices, corrosion, deformation senescence.

Оценку остаточного ресурса конструкций в большинстве случаев проводят по методикам расчета для циклического нагружения и условий особых видов коррозии. В то же время огромное количество технических устройств, подконтрольных Ростехнадзору, работают в условиях статического или квазистатического нагружения, при невысоких температурах, в средах зачастую не вызывающих даже заметной общей коррозии. В подобных ситуациях эксперт сталкивается с проблемой выбора критерия предельного состояния и, соответственно, с трудностями расчета ресурса. Практика эксплуатации показала, что даже через несколько лет после наступления нормативных сроков конструкция сохраняет ограниченную работоспособность, а иногда и полную работоспособность. При этом при ограниченной работоспособности конструкция по-прежнему в состоянии выполнять первоначально заданную функцию, как на сниженных параметрах, так и на проектных. Следовательно, конструктор фактически сократил возможные нормативные сроки, например, из-за незнания возможных критериев предельных состояний объекта.

*Критерием предельного состояния в условиях общей коррозии* является условие прочности – действующее напряжение должно быть меньше допускаемого. Это условие должно выполняться до тех пор, пока фактическая толщина стенки сосуда  $S_f$  будет не меньше расчетного значения  $S$ . Остаточный ресурс при этом оценивается исходя из скорости коррозии  $w_k$ :  $t = (S - S_f) / w_k$  [1]. Это кинетическое уравнение для оценки ресурса в условиях общей коррозии. Однако сравнение толщин проводится по отношению к номинальной толщине, а исполнительная толщина стенки всегда отличается на величину допуска и все значимые утонения стенки в пределах минусового допуска не являются достоверными коррозионными утонениями.

Еще более неочевиден рассматриваемый подход в условиях совместной общей коррозии и язвенной коррозии, особенно, когда язвы расположены в области коррозионного утонения стенки. Для расчета ресурса также необходима кинетическая зависимость роста язвы и оценка некоторой критической глубины  $a_{кр}$ . Кинетическое уравнение для оценки ресурса в условиях язвенной коррозии:  $t = (a_{кр} - a_i) / w_я$ .

Трудность пользования этими уравнениями для расчета остаточного ресурса заключается

в отсутствии, особенно при первичной диагностике, достоверных данных для расчета соответствующей скорости коррозии.

*Критерий предельного состояния в условиях пластического течения металла при постоянных напряжениях*

Уровень фактических напряжений в конструкции, нагруженной статически постоянным во времени напряжением при климатической температуре эксплуатации в 2–3 раза ниже допускаемого напряжения [2].

Если уровень действующих напряжений находится в пределах  $(0,8-0,9)\sigma_{0,2}$ , то возможным критерием предельного состояния может быть скорость замедленного разрушения, т. е. изменения механических свойств во времени. Так, для труб из стали 17ГС [3] снижение действующего напряжения от  $1,0\sigma_{0,2}$  до  $0,8\sigma_{0,2}$  приводит почти к двукратному повышению времени до разрушения. Следовательно, если обследуемое техническое устройство нагружено незначительно, то величина времени до разрушения будет весьма и весьма велика. Это является характерной особенностью замедленного разрушения. При этом в конструкциях из малоуглеродистых и низколегированных сталей, работающих при климатических температурах и небольших давлениях (до 15–40 МПа), не следует ожидать наступления предельного состояния вследствие развития процесса накопления субмикронесплошностей, даже в течение многих лет эксплуатации [4].

Особенностью работы упомянутых конструкций является постоянный уровень во времени действующих напряжений. С точки зрения релаксации это означает, что при постоянной суммарной деформации ( $\epsilon_\Sigma = \epsilon_{упр} + \epsilon_{пл}$ ) увеличивается величина пластической составляющей и уменьшается величина упругой деформации. Это, однако, не сопровождается изменением геометрических размеров, но накопление пластической деформации в металле замкнутой оболочки будет изменять дислокационную структуру. Следствием изменения дислокационной структуры в этом случае может быть деформационное старение.

*Критерий предельного состояния в условиях деформационного старения*

Современная теория дислокаций рассматривает процесс деформационного старения как закрепление свободных дислокаций облаками примесных атомов. Напряжение течения сильно зависит от концентрации растворенного ве-

щества и температуры. Так, в стали 09Г2С эффект блокировки ниже, чем для стали 17Г2С1 из-за меньшего количества углерода. Значение порогового напряжения должно быть не выше критического, поскольку при более высоких напряжениях начнут двигаться заблокированные дислокации и будет заметная пластическая деформация объекта.

Таким образом, одним из основных критериев перехода конструкций из малоуглеродистых и низколегированных сталей в предельное состояние будут процессы деградации механических свойств вследствие деформационного старения.

В работах [5,6] показано, что для отработавших различные сроки магистральных продуктопроводов эффект охрупчивания металла после 10 лет эксплуатации связан с блокировкой подвижных дислокаций, при этом наблюдается почти двукратное уменьшение работы зарождения трещин в металле после длительной эксплуатации. В работе [7] рассмотрены структурные трансформации в стали 09Г2С после 18 лет эксплуатации: на отдельных участках пластинчатого перлита имеет место дробление и коагуляция частиц цементита, внутри ферритного зерна были идентифицированы карбидные частицы весьма малых размеров 0,10–0,01 мкм, обнаружено образование ячеистой субструктуры в ферритных зернах, которая соответствует примерно 8–10 % деформации. Зафиксированы также частицы карбидов на дислокациях, т. е. непосредственно установлено образование дисперсных частиц из атмосфер Котрелла.

Попытка построения кинетического уравнения для определения ресурса была сделана в работе [8]. Авторами предложена степенная функция учета влияния времени старения, температуры (до 250 °С) на коэффициент деформационного старения  $D$  и оценено время протекания деформационного старения, которое составляет четыре месяца. Получается, что все деградационные процессы должны завершиться еще до пуска аппарата (трубопровода) в эксплуатацию. Для большинства сосудов и аппаратов величина предварительной допускаемой пластической деформации составляет 1,5–2,0 %. Этим значениям  $\epsilon_{пл}$  соответствует коэффициент  $D = 3–4$  %. Эти выводы совпадают с данными работы [9]. В этой же работе на основании оценки совместного влияния деформационного старения и деформационного упрочнения пред-

ложен критерий оценки исчерпания ресурса пластичности.

В работе [10] приведены данные по исследованию состояния металла газовой трубы из Ст3, проработавшей более 40 лет в условиях Российского Севера. Выявлено, что в зернах полиэдрического феррита имеются оборванные дислокационные стенки, что свидетельствует о том, что процесс их формирования еще не завершился, т. е. деградационные процессы, связанные с деформационным старением, развиваются очень медленно.

Таким образом, экспериментальные данные весьма противоречивы, при этом ряд исследований выполнен при постоянных напряжениях, весьма близких к пределу текучести малоуглеродистых и низколегированных сталей, а ряд исследований – для случая заданной начальной деформации от 2 до 15 %. Вероятно, можно зафиксировать такой момент времени, при котором все подвижные примесные атомы углерода, азота будут «использованы» для блокировки. Если такая ситуация наступит, то, по крайней мере, первая стадия старения будет завершена. Следовательно, именно этот момент времени и должно считать наступлением предельного состояния. Дальнейшее развитие (кластеры, выделения) потребует либо термической активации, либо механической активации путем дополнительной пластической деформации или повышения уровня действующих напряжений. Очевидно, что без изменения параметров эксплуатации технического устройства, это реализовать невозможно.

Отсутствие кинетических уравнений даже в исследованиях по оценке ресурса, видимо, связано и с отсутствием четкого критерия допустимой степени деградации. Так, можно принять для целей оценки ресурса значение  $[\delta] = 16$  %, а можно – «запас пластичности». Также общепризнанным является оценка вязкости разрушения или величины температуры вязкохрупкого перехода. Но и в этом случае также отсутствует допускаемое значение  $[KCV]$  или  $[T_{50}]$ . Так, в работе [8] предлагается считать допустимым значением  $[KCV] \geq 0,3$  МДж/м<sup>2</sup> при температуре –40 °С для малоуглеродистых и низколегированных сталей. Оценка в работе [7] сериальных кривых ударной вязкости низколегированных трубопроводов после длительной эксплуатации показала, что уже после 12–14 лет ударная вязкость оказалась на пределе этого допуска. Но фактически эти трубопроводы экс-

платируются 29–40 лет и не разрушились, т. е. допустимая степень деградации [КСV] выбрана неверно.

Выбор в качестве критерия предельного состояния – исчерпание «запаса пластичности» после предварительной деформации 5 % показал, что «запас пластичности» по расчетным данным уже исчерпан за 1,5 года. Однако величина предварительной пластической деформации для реальной конструкции неизвестна, а полученные значения коэффициента деформационного старения  $D$  оказались в 50 раз ниже фактически измеренных.

В работе [7] рассмотрено изменение прочностных характеристик малоуглеродистых низколегированных трубных сталей в зависимости от времени эксплуатации. Оценка проведена по критерию остаточной прочности  $\gamma$  стали трубопровода по отношению к нормативной величине. Величину  $\gamma$  рассчитывали из следующего соотношения:

$$\gamma = \sigma_b / 0,95 \sigma_{0,2} K_S,$$

где  $K_S = 1 + 0,025 T C_h$ . Величина  $C_h = C + Mn/6$  – эквивалент углерода,  $T$  – время, годы. Значения прочности и условного предела текучести – фактические на момент оценки. Предложен критерий предельного состояния  $[\gamma] \geq 1$ . Это означает, что если в момент обследования теку-

щее значение остаточной прочности ниже единицы, то предельное состояние наступило и дальнейшая эксплуатация объекта возможна либо на сниженных параметрах, либо невозможна вообще. В качестве примера применения этого подхода рассмотрим изменение критерия  $\gamma_i$  для конструкции из стали 20К, отработавшей 40 лет. Исходные данные:  $C = 0,16$  %;  $Mn = 0,63$  %,  $\sigma_b = 567$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 350$  МПа. Итак  $K_S = 1 + (0,16 + 0,63/6) \cdot 40 \cdot 0,025 = 1,265$ . Для полученного  $K_S$  вычислим значение  $\gamma_i$   $\gamma_i = 567 / 0,95 \cdot 1,265 \cdot 350 = 1,348$ . Рассчитаем скорость изменения  $\gamma_i$ . Скорость равна  $\dot{\gamma}_i / T = 0,0337$ . Остаточный ресурс по критерию  $[\gamma] \geq 1$  получается следующим:  $(1,348 - 1) / 0,0337 = 10,32$  лет. Полученное значение ресурса достаточно адекватно по отношению к сроку эксплуатации в 40 лет [11].

Представляет интерес сравнение ресурса, рассчитанного нами по нормативным документам Ростехнадзора [1] и полученного по предлагаемой методике с учетом старения. Приводимые в таблице результаты получены при обследовании различных конструкций из малоуглеродистых и низколегированных сталей. Как видно из приведенных данных, значения остаточного ресурса с учетом старения представляются более логичными.

#### Оценка остаточного ресурса технических устройств

Краткое описание технического устройства	Продолжительность эксплуатации, годы	Остаточный ресурс, годы по РД 03-421-01	Остаточный ресурс, годы по Ячинскому[7]
1. Трубопровод Ø 57x5 мм, давление 0,4 МПа, температура +45°C, сталь 20	34	≥ 34	9,37
2. Цистерна ЦЖУ-9,0 давление 180 МПа, температура от –40 °С до +50 °С, сталь 09Г2С	22	≥ 10	6,1
3. Реактор объемом 6,3 м <sup>3</sup> , давление 0,36 МПа, температура –20°C до +200°C, сталь 08	14	≥ 6	5,6
4. Паровой котел Е-1,0-0,9ГЗ. давление 0,8 МПа, температура 175 °С, сталь 20К	12	≥ 6	4,5
5. Коническая часть корпуса дуговой печи ДС-125, температура 100 °С, сталь 09Г2С	17	≥ 10	4,5–5,1
6. Ресивер воздушный, давление 0,85 МПа, СтЗсп	15	21	5,4
7. Баллон воздушного реципиента давление 20 МПа, сталь 30	69	300 (≥ 10)	– 5 (ресурс выработан)
8. Наружный межцеховой газопровод Ø 108x4 давление 0,04 МПа	49	166	13,1

Для позиции 7 можно утверждать, что согласно выбранному критерию предельного состояния баллон полностью выработал ресурс и

подлежит демонтажу. Из обычного же расчета по критерию коррозионного утонения стенки его ресурс весьма велик.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. РД 03-421- 01. Методические указания по проведению диагностирования технического состояния и определения остаточного срока службы сосудов и аппаратов.
2. Агафонов, В. В. Исследование напряженного состояния металла сосудов, работающих под давлением / В. В. Агафонов, С. О. Гевлич // Промышленная безопасность. – 2003. – № 2. – С. 12–13.
3. Баранов, В. П. Кинетика замедленного разрушения высокопрочных сталей в инертных и водородсодержащих средах / В. П. Баранов, Н. Н. Сергеев // Известия Тульского государственного университета. Сер. «Физика». – Тула: ТулГУ. – 2004. – Вып. 4. – С. 3–19.
4. Гевлич, С. О. Исследование релаксации напряжений в низколегированных сталях / С. О. Гевлич, О. В. Липатова, О. В. Жуковская // Сварочное производство. – 1989. – № 1. – С. 10–12.
5. Пенкин, А. Г. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической микротвердости / А. Г. Пенкин, В. Ф. Терентьев, Л. И. Маслов. – М.: «Интерконтакт Наука», 2004. – 70 с.
6. Ильин, С. И. Изменение структуры и свойств трубной стали во время длительных выдержек под нагрузкой / С. И. Ильин, М. А. Смирнов, Ю. И. Пашков [и др.] // Известия Челябинского научного центра. Сер. «Физическая химия и технология неорганических материалов». Вып. 4(17). – 2002. – С. 44–46.
7. Ячинский, А. А. Влияние структурно-фазового состава трубных сталей и их сварных соединений на сопротивление деформационному старению / А. А. Ячинский // Автореферат дисс. на соиск. уч. ст. канд. техн. наук. – М.: РГУ НиГ имени И. М. Губкина, 2006.
8. Зайнуллин, Р. С. Учет деформационного старения в расчетах ресурса элементов оборудования / Р. С. Зайнуллин, А. А. Александров [и др.]. – Нефтегазовое дело, 2005. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: [www.ogbus.ru](http://www.ogbus.ru).
9. Гумеров, А. Г. Старение труб нефтепроводов / А. Г. Гумеров, Р. С. Зайнуллин [и др.]. – М.: Недра, 1995. – 218 с.
10. Теплинский, Ю. А. Первые магистрали газовой отрасли / Ю. А. Теплинский // НефтьГазПромышленность. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: [www.oilgasindustry.ru](http://www.oilgasindustry.ru)
11. Гевлич, С. О. Возраст дефекта – 40 лет / С. О. Гевлич // Промышленная безопасность. – 2004. – № 3. – С. 25–26.

Научное издание

**ИЗВЕСТИЯ****Волгоградского государственного технического университета****№ 4 (64), 2010 г.**Серия "ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ  
И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ"  
(Выпуск 4)*Межвузовский сборник научных статей*Редактор *Н. Н. Кваша*Компьютерная верстка *Е. В. Макаровой*

Темплан 2010 г. Поз. № 9н.

Подписано в печать 17.06.2010. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.  
Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 23,5. Уч.-изд. л. 21,07.  
Тираж 200 экз. ЗаказВолгоградский государственный технический университет.  
400131 Волгоград, просп. им. В. И. Ленина, 28, корп. 1.Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ.  
400131 Волгоград, пр. им. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

В сборнике научных статей "Известия ВолгГТУ", серия "Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении" публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электро-механическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия сборника, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редакция направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 "Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления". Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводится на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b*, и т. д. Рекомендуется включать в сборник статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.