ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ
ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

Серия

ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Выпуск 2

№ 10(48) Межвузовский сборник научных статей
Издается с января 2004 г. 2008

Волгоград
2008

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*,
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. № 10(48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – 168 с. – (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 2).
ISSN 1990–5297

В сборнике содержатся статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Ил. 157. Табл. 46. Библиогр.: 275 назв.

ISSN 1990–5297

© Волгоградский государственный технический университет, 2008

СОДЕРЖАНИЕ

Трыков Ю. П., .Шморгун В. Г., .Гуревич Л. М.
Титан-сталь:от биметалла до интерметаллидных композитов..... 5
Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Шморгун В. Г., Самарский Д. С., Гуревич Л. М., Слаутин О. В.
Влияние прокатки на кинетику роста диффузионной прослойки
в сваренном взрывом магниево-алюминиевом композите..... 14
Трудов А. Ф., Трыков Ю. П., Клочков С. В., Донцов Д. Ю.
Влияние нагревов на структуру и свойства сваренного взрывом
биметалла Ст3+12Х18Н10Т..... 18
Трыков Ю. П., Шморгун В. Г., Богданов А. И.
Прочность композиционных соединений с биметаллическими прослойками..... 22
Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Донцов Д. Ю., Слаутин О. В., Арисова В. Н.
Влияние температурно-временных факторов на формирование
структуры СИК системы Ti-Fe..... 25
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Метелкин В. В., Качур С. Ю.
Структура и свойства интерметаллидного титаноалюминиевого
композита после закалки..... 28
Трыков Ю. П., Проничев Д. В., Гуревич Л. М., Петров А. Э., Курсаков А. И.
Теплофизические свойства сваренного взрывом композиционного
материала 12Х18Н10Т-АД1-АМг6..... 31
Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Арисова В. Н., Рыжова С. М.
Структурные изменения в композиции фторопласта с арапластом
при взрывном прессовании в ампуле..... 35
Адаменко Н. А., Казуров А. В., Седов Э. В.
Влияние взрывной обработки на термическое расширение
меднофторопластовых композитов..... 39
Рогозин В. Д., Казуров А. В., Адаменко Н. А.
Анализ параметров взрывного прессования металлополимерной смеси
в цилиндрической ампуле..... 42
Адаменко Н. А., Нгуен Н. Х., Лямин А. И.
Исследование термомеханических свойств фенилона и его композитов
с фторопластом-4, полученных взрывным прессованием..... 44
Рогозин В. Д., Писарев С. П., Казак В. Ф.
Регистрация проходящей ударной волны в порошке……..... 47
Писарев С. П., Рогозин В. Д., Арисова В. Н., Пономарева И. А.
Влияние ударно-волнового воздействия на тонкую структуру
порошковых композиций из карбида циркония и кобальта..... 49
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Даненко В. Ф., Булаева С. А., Арисова В. Н., Овечкина О. В., Фролов В. И.
Структурные превращения при нагревах сталеалюминиевой проволоки..... 52
Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Булаева С. А., Журавлев М. Н., Фролов В. И.
Исследование структурно-механической неоднородности
биметаллической проволоки..... 56
Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Панков С. В., Арисова В. Н., Букин В. М.
Структура и свойства покрытий из самофлюсующегося сплава
для защиты сварных соединений..... 61
Тришкина И. А., Ватник Л. Е., Трыков Ю. П., Гуревич Л. М.
Экспресс-оценка жаропрочности стали 15Х5М после длительной
эксплуатации печных змеевиков нефтеперерабатывающего оборудования..... 66
Полонский Я. А.
Структурная надежность жаропрочных высоколегированных сплавов..... 70
Буров А. М., Скороход Г. Е.
Разработка технологии прессования длинномерных пористых
порошковых изделий на пресс-автоматах……..... 72
Пермяков И. Л., Савинов А. В., Арефьев И. В., Лапин И. Е., Лысак В. И., Нечипоренко П. Р.
Сравнительный анализ напряжений второго рода в сварных
спиральношовных и прямошовных трубах……..... 74
Арефьев И. В., Пермяков И. Л., Савинов А. В., Лапин И. Е., Потапов А. Н., Лысак В. И., Нечипоренко П. Р.
Влияние параметров ручной дуговой наплавки на остаточные сварочные
напряжения, механические свойства наплавленного металла и околошовной зоны... 77
Соколов Г. Н., Рябчук Г. В.
Особенности формирования композиционной структуры наплавленного
ЭШН металла для работы в условиях термосилового воздействия……..... 80
Зорин И. В., Соколов Г. Н., Лысак В. И.
Особенности теплового баланса электрошлаковой наплавки
в токоподводящем кристаллизаторе с полым электродом……..... 83
Карпов Ю. И., Карпова Е. Ю.
Расчет динамического предела упругости формовочных смесей……..... 86
Зюбан Н. А., Ким Г. П., Малимонов П. С.
Исследование контактной зоны биметаллических отливок
цинк-алюминий, полученных центробежнолитым способом……..... 88

Гулевский В. А., Мухин Ю. А.
Проектирование бинарных сплавов для композиционных материалов…….. 90
Костылева Л. В., Габельченко Н. И., Гребнев Ю. В., Ильинский В. А.
Исследование природы изменения дисперсности дендритов в сталях и сплавах..... 92
Кукса А. В., Мольков А. В.
К вопросу об интенсификации процесса газоструйного диспергирования жидкого металла путем его предварительного дробления……..... 95
Матлин М. М., Мозгунова А. И., Стариков А. А.
Расчет статической грузоподъемности нестандартных роликовых подшипников…. 100
Багмутов В. П., Калита В. И., Захаров И. Н., Иванников А. Ю., Захарова Е. Б.
Исследование структуры и свойств наноматериалов, полученных комбинированной обработкой……..... 102
Богданов Е. П., Шкода И. А.
Особенности микровзаимодействия зерен в ГПУ поликристаллах и вид поверхности разрушения……..... 106
Столярчук А. С., Коробов А. В.
Оценка реальной пластичности материала в процессе эксплуатации элементов нефтегазового комплекса…….. 109
Кукса Л. В., Арзамаскова Л. М., Евдокимов Е. Е.
Методы расчета элементов конструкций из структурно-неоднородных материалов с учетом анизотропии физико-механических свойств, масштабных и геометрических факторов……... 112
Кукса Л. В., Черепенников А. В.
Микромеханизм деформации и физико-механические свойства стали при растяжении, сжатии и испытаниях на устойчивость……..... 118
Кукса Л. В., Клименко В. И.
Формирование матрицы упругих свойств конструкционных материалов с учетом текстуры……..... 123
Гурьянов Д. А., Замотаев Б. Н., Рубежанская И. В.
Исследование влияния технологических параметров прокатки при ВТМО на структуру и механические свойства стали……..... 126
Гурьянов Д. А., Замотаев Б. Н., Рубежанская И. В.
Влияние деформационных параметров прокатки при ВТМО на механические свойства многослойной стали……..... 129
Бондарева О. П., Гоник И. Л.
Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства зоны термического влияния сварных соединений феррито-аустенитных сталей..... 132
Максимук В. С., Гурулев Д. Н.
Способ и устройство для определения работы пластического деформирования при горячей штамповке на кривошипных прессах..……..... 134
Шелухина Ю. М., Жульев С. И., Зюбан Н. А.
Исследование строения шнуров внеосевой ликвации в крупных слитках низколегированных конструкционных сталей……... 136
Руцкий Д. В., Жульев С. И., Титов К. Е., Гаманюк С. Б., Горунов А. И., Шелухина Ю. М.
Неоднородность механических свойств в длинномерных изделиях машиностроения.. 138
Шевцова О. А., Жульев С. И., Пегишева С. А., Руцкий Д. В.
Исследование влияния доливки прибыли на ликвацию и структурную неоднородность в слитке. стали 38ХН3МФА……..... 142
Колесниченко Е. А., Жульев С. И., Пегишева С. А., Руцкий Д. В.
Исследование неоднородности литого металла вблизи вторичной усадочной раковины слитка с прямой конусностью……..... 144
Мозговой А. В., Жульев С. И., Руцкий Д. В., Федоров Д. Н., Зюбан Н. А.
Исследование строения слитка, используемого для производства сортового проката… 146
Петрова В. Ф., Жульев С. И., Титов К. Е.
Исследование влияния инокулирования на формирование структурных зон и химическую однородность крупного слитка……..... 148
Посламовская Ю. А., Жульев С. И., Горунов А. И., Гаманюк С. Б.
Исследование кристаллического строения донной части крупных кузнечных слитков……... 152
Гаманюк С. Б., Ящук С. В., Руцкий Д. В.
Особенности внутреннего строения и распределения примесей в слитке стали 38ХН3МФА……..... 154
Горунов А. И., Науменко В. В., Руцкий Д. В.
Влияние доливки прибыльной части на процесс затвердевания и структурообразования слитка стали 38ХН3МФА……..……... 157
Федоров Д. Н., Гузенков С. А.
Повышение качества крупносортового проката на основе оптимизации технологии внепечной обработки среднеуглеродистой стали……..... 159
Колодкин М. В., Руцкий Д. В., Жульев С. И.
Оптимизация производства поковок за счет разработки геометрии бесприбыльных кузнечных слитков……..... 162

УДК 621.771.419-5[669.15-194.5-669.295]:539.512

Ю. П. Трыков *– д-р техн. наук,* ***В. Г. Шморгун*** *– д-р техн. наук,* ***Л. М. Гуревич*** *– канд. техн. наук*

ТИТАН-СТАЛЬ: ОТ БИМЕТАЛЛА ДО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ*

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

Приведены варианты технологий сварки взрывом (СВ) биметаллических титаностальных листов практически неограниченных толщин, предназначенных для изготовления термически слабонагруженных узлов и конструкций. Описан новый класс конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов, предназначенных для использования в высоконагруженных термически напряженных конструкциях многоцелевого назначения.

Variants of technologies of explosion welding of bimetallic titanium-steel sheets of practically unlimited thickness intended for manufacturing thermally low loaded knots and constructions are resulted. The new class of construction materials - the layered intermetallic composites intended for use in thermally high loaded multipurpose constructions is described.

Ключевые слова: титаностальной композит, сварка взрывом, прокатка, диффузионная прослойка, пластическая деформация, интерметаллиды.

Keywords: titanium-steel composite, welding explosion welding, rolling, diffusion layer, plastic deformation, intermetallic compounds.

Развитие энергетики, ракетно-космической и криогенной техники требует разработки технологических способов получения надежных титаностальных соединений с гарантированными служебными свойствами в условиях высоких давлений, транспортных перегрузок, низких и повышенных температур. Проблема создания таких соединений традиционными способами сварки плавлением или прокатки, приводящими к нагреву границы раздела до расплавления или пластического состояния, не решена из-за образования хрупких интерметаллидов и карбидов Ti, делающих соединение неработоспособным. Образующаяся интерметаллидная прослойка резко охрупчивает соединение, а карбиды, являясь зародышами некогерентного типа, усиливают искажение кристаллических решеток на межфазной границе [1] и этим дополнительно способствуют разупрочнению.

Идущие с 1963 года в ВолгГТУ исследования в области сварки взрывом и комплексной технологии, включающей сварку взрывом (СВ) в сочетании с последующей обработкой давлением и термообработкой, позволили разработать научные основы и принципиально новые технологические процессы получения качественных титаностальных композитов и соединений многоцелевого назначения, нашедших применение в ответственных конструкциях новой техники, в приборостроении, энергетическом, криогенном, химическом машиностроении и других высокотехнологичных отраслях промышленности.

Приоритетными направлениями работ являлось решение основных задач по созданию: биметаллических титаностальных листов практически неограниченных толщин с равнопрочностью сварного соединения наименее прочному из соединяемых металлов, предназначенных для изготовления термически слабонагруженных узлов и конструкций (до 500–550 °С); четырехслойных заготовок с наружными слоями из стали и титана и промежуточными слоями меди и ниобия (или их сплавов) толщиной 1–2 мм, являющихся диффузионным барьером, препятствующим охрупчиванию соединений при нагревах до 1000 °С; композиционных заготовок с наружными слоями из стали и титана и промежуточной четырехслойной прослойкой толщиной 1–2 мм, полученной с помощью СВ (II) и последующей горячей прокатки, что обеспечило реализацию эффекта контактного упрочнения за счет уменьшения толщины слоев ниобия и меди до 0,03 мм и разрушение соединения при испытании на отрыв слоев не по мягким прослойкам, а по наименее прочному основному металлу; детали и узлы из этого композита предназначены для эксплуатации в высоконагруженных в силовом отношении конструкциях, подвергающихся термическим воздействиям до 1000 °С; слоистых интерметаллидных композитов, являющихся новым

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 07-08-96607 и 08-08-00056.

классом конструкционных материалов из чередующихся металлических и интерметаллидных слоев и обладающих уникальным сочетанием жаропрочных и теплофизических свойств.

Области применения создаваемых композитов определило содержание и особенности решаемых задач.

1. Основная трудность непосредственного соединения СВ титана и его сплавов с различными сталями связана в основном с возможностью образования на их границе хрупких расплавов вследствие завышенных режимов или нестационарности процесса сварки, обусловленной нестабильностью детонации ВВ, колебаниями установочных зазоров между пластинами, масштабным фактором, неоднородностью геометрии и механических свойств поверхностных слоев металлов, различной степенью пластической деформации вдоль волнового профиля соединения и т. д. Оплавленные участки, содержащие 33–35 % Fe и 67–65 % Ti, имеют эвтектическую структуру и состоят из интерметаллида TiFe и твердого раствора β-Ti (иногда в них выявлялся интерметаллид $TiFe_2$). Такие оплавленные участки снижают прочность соединений, уменьшают его фактическую площадь и являются концентраторами напряжений. Их содержание не должно превышать 10–15 %, а величина энергии W_2 – 0,8 МДж/м^2, что ограничивает толщину метаемых пластин и вынуждает, при необходимости, наращивать ее в два приема. Повышение скорости $v_к$, несмотря на уменьшение доли кинетической энергии W_2, затрачивающейся на пластическую деформацию, и суммарной площади оплавленных участков, повышает опасность таких оплавов, так как они вытягиваются по профилю волн.

Регулируя тремя основными параметрами сварки взрывом ($v_к$, v_c и $m_{ср}$), устранив оплавление, можно создать высокопрочные титано-стальные соединения, но это лишь частично решает проблему, поскольку последующие технологические или эксплуатационные нагревы свыше 600 °С могут привести к потере работоспособности соединения из-за образования на границе раздела прослоек из интерметаллидов TiFe, $TiFe_2$ и карбидов TiC с твердостью 9,5–12,0 ГПа. После нагревов при 700–1000 °С прочность соединений Ti со сталями практически падает до нуля из-за хрупкого разрушения по интерметаллидной прослойке (рис. 1, кривая *1*). Легирование стали хромом замедляет падение прочности соединений, но и в этом случае после нагревов при 800 °С прочность становится недопустимо низкой для использования этой композиции в конструкционных целях.

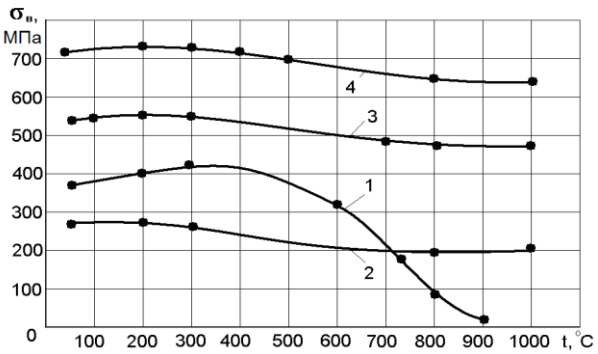


Рис. 1. Влияние нагрева (τ = 1,5 ч) на прочность композитов ОТ4-1 +12Х18Н10Т (1) и ОТ4-1 + Nb + Cu + 12Х18Н10Т (2, 3, 4):
2 – χ_{Cu} = 0,5; χ_{Nb} = 0,33; 3 – χ_{Cu} = 0,03; χ_{Nb} = 0,33; 4 – χ_{Cu} = = 0,03; χ_{Nb} = 0,11

В большинстве случаев тщательной отработкой параметров процесса удается только уменьшить содержание оплавов до 5–8 %, что считается обычно допустимым, но, располагаясь в зонах максимального упрочнения с пониженной пластичностью и в области действия высоких остаточных растягивающих напряжений [2], хрупкие включения расплавов округлой или иглообразной формы ухудшают стабильность механических характеристик сварного соединения.

Массовые испытания на отрыв слоев показали, что сваренные на оптимальном режиме ($v_к$ = 1820 м/с, v_c = 510 м/с) соединения титана ВТ1-0 со сталью 12Х18Н10Т, содержащие 6 % расплава твердостью 9–12 ГПа, разрушались по ВТ1-0 или границе раздела при $\sigma_в$ = = 300–550 МПа, а отклонение от этого режима ухудшало качество соединения и, например, при v_c = 550 м/с разрушение вследствие образования до 20 % хрупких интерметаллидов происходило по границе ВТ1-0+12Х18Н10Т при
$\sigma_в$ = 250–450 МПа. Из-за волнообразной формы сварного соединения испытания на срез слоев по сравнению с испытаниями на отрыв оказались более чувствительными к ориентации образцов относительно направления сварки, и в продольных образцах, вырезанных из биметаллических карт с исходной прочностью $\sigma_в$ = = 300–550 МПа, значения напряжений среза τ изменялись от 180 до 370 МПа, а в поперечных – от 270 до 400 МПа.

Разработан способ повышения качества

сваренного взрывом биметалла и реализации его равнопрочности основному металлу проведением теплой прокатки с последующим отпуском на режимах, исключающих при технологических нагревах образование опасных видов микронеоднородности (интерметаллидов, карбидов и др.) и обеспечивающих залечивание большинства ранее образовавшихся при сварке микродефектов [3]. Так, теплая прокатка титаностальных карт толщиной 7 мм на лист $\delta = 3$ мм, выполненная при 400–420 °С за 9 проходов с разовым обжатием в 5–10 %, уменьшила разницу в значениях τ продольных (290–380 МПа) и поперечных (315–390 МПа) образцов, а последующий отжиг при 500 °С в течение 1 часа практически ее устранил (соответственно, 310–370 и 320–385 МПа). Испытания на отрыв слоев выявили полное разрушение образцов по титану при $\sigma_в$ = 400–550 МПа после прокатки и 450–550 МПа после отпуска. Исходная прочность незначительно снижается после нагревов до 500 °С в течение 1 и 2 часов и резко падает с дальнейшим повышением температуры (рис. 2, кривые *1, 2*) за счет образования диффузионных прослоек твердостью до 5 ГПа. Начало их зарождения соответствует 600 °С при $\tau = 1$ ч и 500 °С при $\tau = 2$ ч, а закономерности роста оказываются одинаковыми в сваренном (кривые *5, 6*) и прокатанном (кривая *4*) биметалле. Как показали испытания, соединение обладает высокой пластичностью при загибе до 180° в сторону титана и требует дополнительной термообработки при 600 °С в течение 0,5 часа при загибе в сторону стали. Эффективность применения теплой прокатки с последующим отжигом для улучшения механических свойств сваренных взрывом соединений подтверждена аналогичными исследованиями титаностальных биметаллов ВТ6С+12Х18Н10Т, ОТ4-1+20Х13, ВТ1-0+22К, а также эксплуатационной надежностью при температурах 300–350 °С цилиндрических титаностальных переходников в энергетических и криогенных установках.

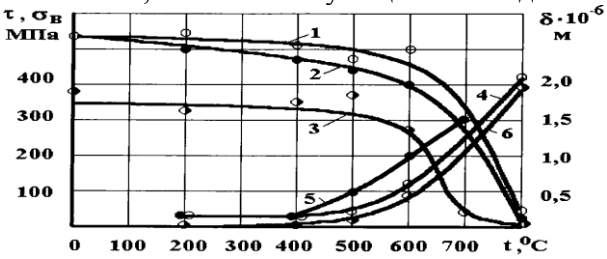


Рис. 2. Влияние температуры нагрева на прочность композиции ВТ1-0+12Х18Н10Т при испытании на отрыв (1,2) и срез (3) слоев и толщину интерметаллидной прослойки (4, 5, 6):
1, 6 – сварка + отжиг 1 ч; *2, 5* – сварка + отжиг 2 ч; *3, 4* – прокатка + отжиг 1 ч

2. Реализация идеи разделения промежуточными прослойками разнородных металлов, образующих между собой интерметаллиды, позволила создать одновременной СВ четырехслойную композицию с наружными слоями из титана и его сплавов и сталей различных классов с промежуточными слоями из меди (или ее сплавов) и ниобия толщиной 2–12; 6–40; 1,0–1,5; 0,8–1,0 мм. Изготовленные по разработанной технологии композиционные листы и плиты ВТ1-0+Nb+М1+12Х18Н10Т были равнопрочны медному слою, а значения $\sigma_в$, снижаясь после нагревов от 400 до 1000 °С за счет разупрочнения наклепанной при сварке меди, сохранялись на уровне 280 МПа после СВ и 200–220 МПа после нагревов до 600–1000 °С (рис. 1, кривые *2, 3* и *4*). Пластичность соединения при испытаниях на отрыв слоев определялась деформационной способностью меди (и частично ниобия), долевой вклад которой в общую деформацию, равную 1,9–4,2 %, возрастал с 70 % после сварки до 85 % после нагрева на 600 °С при соответствующем снижении вклада ниобия. Испытания на отрыв слоев позволяют определить прочность только наиболее слабого звена композиции, поэтому последующие послойные испытания на срез позволили оценить фактическую прочность на границах волнообразных соединений титан-ниобий, ниобий-медь и медь-сталь. Характер полученных зависимостей $\tau = f(T)$ и $\sigma_в = f(T)$ оказался примерно одинаковым, однако значения $\sigma_в$, определяющиеся свойствами меди, по которой происходит разрушение при разрывных испытаниях, оказываются более чувствительными к режиму термообработки.

Статистическая обработка результатов механических испытаний на отрыв слоев 2000 образцов, вырезанных из различных участков, сваренных на оптимальном режиме 120 четырехслойных заготовок ВТ6С+Nb+медный сплав № 4+12Х18Н10Т размерами 40×300×600 мм, показала, что закономерности изменения прочности и характера разрушения примерно одинаковы: на начальных, концевых и боковых участках, общая площадь которых составляла 10–15 % от площади заготовки, прочность $\sigma_в$ изменялась от 50 до 350 МПа с разрушением в

70, 75 и 80 % случаев по медному сплаву, а в остальных случаях по границе ВТ6С-Nb вследствие образования локальных расплавов твердостью 5,7–7 ГПа [3], которые представляют собой высоколегированные двойные сплавы [4], закалившиеся в процессе кристаллизации при высокой скорости теплоотвода от малого объема расплава в основной металл.

Оптическая микроскопия позволила установить причины низкой прочности соединений ВТ6С – Nb и разделить их на четыре типа:

1) соединения с $\sigma_в$ = 0–100 МПа, разрушавшиеся по границе раздела вследствие образования сплошного слоя хрупкого расплава твердостью 5,7–7,0 ГПа и толщиной 10–100 мкм с сеткой продольных и поперечных микротрещин;

2) соединения с $\sigma_в$ = 50–200 МПа с прямолинейной границей раздела и резким переходом от ВТ6С к Nb без их оплавления. Низкая прочность обусловлена недостаточной степенью пластической деформации свариваемых металлов, хотя и происходило значительное упрочнение титана и ниобия до 3,60–4,1 и 1,9–2,1 ГПа по сравнению с 3,2 и 1,25 ГПа в исходном состоянии;

3) соединения с $\sigma_в$ = 100–350 МПа, имеющие на границе раздела, как и в предыдущем случае, участки расплава, но без трещин и с меньшей твердостью (4,5–5,5 ГПа);

4) соединения с $\sigma_в$ = 0 из-за непроваров, характерные для начальных частей карточек.

Отжиг при 600 °С в течение 1 ч понизил твердость расплава до 5,0−5,8 ГПа, увеличил число разрушений образцов с $\sigma_в$ = 100–300 МПа и уменьшил с $\sigma_в$ = 300–350 МПа. Указанная термообработка улучшала свойства только образцов с прослойкой монолитного расплава и не изменила их в образцах с $\sigma_в$ = 0–100 МПа. Отжиг при 800 и 1000 °С снизил твердость расплава до 3,5 и 2,9 ГПа, разупрочнил Nb в околошовной зоне до 1,05 ГПа и повысил в ней твердость ВТ6С до 3,8 за счет образования диффузионной зоны, толщина и твердость которой резко возрастали в титане и ниобии при 1000 °С. Снижение твердости расплава и повышение его пластичности привели к росту прочности соединения ВТ6С – Nb и уменьшению разброса прочностных характеристик. Отжиг при 800 и 1000 °С уменьшил число разрушений при $\sigma_в$ = 0–50 МПа с 22 % до 17 и 11 %, при $\sigma_в$ = 300–350 МПа – с 25 до 5 и 4 %. Одновременно возросло число разрушений с $\sigma_в$ = 200–250 и 250 – 300 МПа с 12 и 14 % до 21 и 20 % после отжига при 800 °С и до 23 и 22 % после отжига при 1000 °С. Снижение прочности и повышение пластичности титанониобиевых соединений с $\sigma_в$ = 300–350 МПа вызвало перенос разрушения на разупрочненный при отпуске медный сплав при напряжениях 250–350 МПа. Следовательно, термообработка повысила качество только титанониобиевых соединений с монолитными включениями расплава (3-й тип) за счет снижения его твердости и практически не улучшила свойства других типов соединений с низкой прочностью, обусловленной недостаточной степенью пластической деформации при сварке, влиянием непроваров и расплавов с трещинами.

Для залечивания указанных дефектов и повышения надежности композиции четырехслойные карты подвергали горячей проковке при 850–1000 °С со степенями деформации в 10, 20, 30, 40, 50 %, а затем определяли структурные изменения и прочность характерных типов соединений. Нагревы под ковку образцов с непроварами ($\sigma_в$ = 0) вызывали окисление контактирующих поверхностей титана и ниобия, и последующая деформация не обеспечивала требуемую прочность соединения на этой границе. Качество соединений 1, 2 и 3 типов повышалось в соответствии с увеличением степени деформации ε и при значениях $\varepsilon_{кр}$, характерных для каждой серии образцов с одинаковой исходной прочностью, достигалась равнопрочность композиции медному сплаву. Из

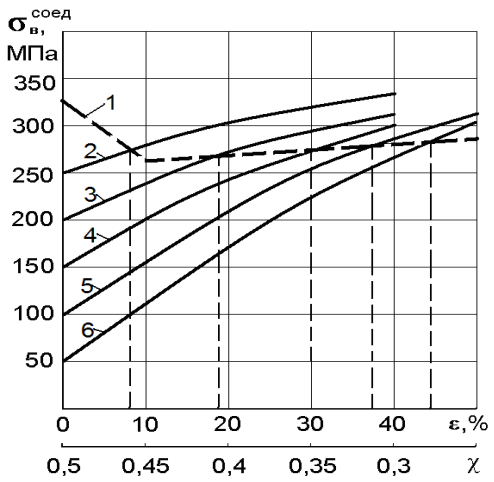


Рис. 3. Влияние исходной прочности ($\sigma_в$) соединения, относительной толщины медного сплава № 4 (χ) и степени деформации (ε) на прочность четырехслойной композиции ВТ6С+Nb+медный сплав № 4+12Х18Н10Т после проковки:

1 – прочность прокованной композиции, *2, 3, 4, 5, 6* – прочность различных групп четырехслойных титаностальных композиций

рис. 3 видно, что для стабильного разрушения композиции по сплаву № 4 необходимая степень деформации должна быть $\varepsilon_{кр}$ > 9 % при исходной прочности в 250 МПа и $\varepsilon_{кр}$ > 44 % – при $\sigma_в$=50 МПа.

Обработка данных рис. 3, на котором кривая *1* соответствует прочности прокованной композиции с учетом контактного упрочнения медной прослойки в области 0,5 > χ > 0,25, позволила установить зависимость величины $\varepsilon_{кр}$ от исходной прочности сваренной композиции $\sigma_в$ и определить (рис. 4) область гарантированного разрушения по наименее прочному из свариваемых металлов (медному сплаву № 4).

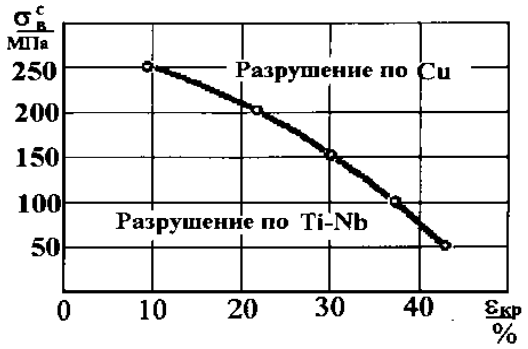


Рис. 4. Экспериментальная зависимость критической степени деформации ($\varepsilon_{кр}$), требуемой для реализации равнопрочности четырехслойной композиции ВТ6С+Nb+медный сплав № 4+12Х18Н10Т медному сплаву № 4, от исходной прочности соединения ($\sigma_в^с$)

3. Предложено два пути повышения прочности титаностальной композиции. Первый эффективен в области относительных толщин медной прослойки $\chi_м$, больших критической $\chi_{кр}^м$ и предусматривает замену меди ее более прочными сплавами. Согласно [5], при $\chi_м > \chi_{кр}^м$ эффект контактного упрочнения мягких прослоек отсутствует или слабо проявляется. Замена меди более прочной латунью ЛО62-1 в композиции титановый сплав ОТ4-1-ниобий-медь-сталь 12Х18Н10Т ($\chi_м$ = 0,5) позволило повысить прочность с 280 до 450 МПа после сварки и с 240 до 400 МПа после нагрева при 600 °С. Однако такое решение является частичным, поскольку соединение, как и во втором случае, оказывается неравнопрочным основным металлам и имеет низкую пластичность (δ = 0,8–5,5 %) вследствие преимущественного деформирования металла прослойки. Второй путь, заключающийся в реализации максимального контактного упрочнения в области $\chi_м < \chi_{кр}^м$, позволяет повысить прочность композиции до уровня прочности основного металла и за счет вовлечения его в пластическую деформацию при растяжении значительно повысить пластичность, энергоемкость разрушения и надежность соединения в целом. Такие композиции со слоями меди и ниобия толщиной до 20–50 мкм создаются с помощью комплексной технологии, предусматривающей одновременную сварку взрывом титана со сталью через ранее сваренную, а затем прокатанную четырехслойную прослойку толщиной 1 мм. Результаты испытаний [6] показали, что при неизменной толщине Nb в 1 мм уменьшение относительной толщины χ_{Cu} вызывает постепенный рост прочности с 280 МПа при χ = 0,5 до 450 МПа при χ = 0,067 с разрушением по Cu или границам раздела Nb – Cu и Nb – Ti (рис. 5, *а*, кривая *1*).

При χ = 0,03 (δ_{Cu} = 0,1 мм) прочность соединения достигала 540 МПа и, вследствие реализации максимального контактного упрочнения Cu, происходил перенос разрушения на Nb. Дальнейшее повышение прочности, обеспечившей при $\sigma_в$ = 725 МПа перенос разрушения на сталь трехслойной композиции титано-

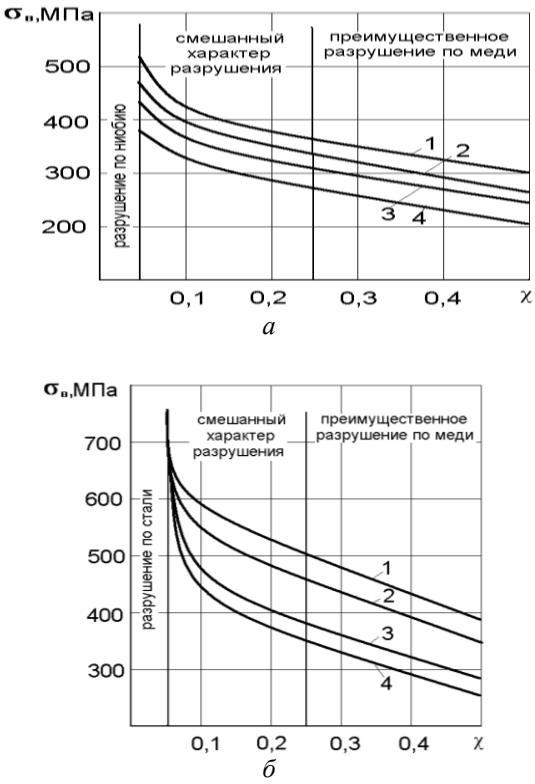


Рис. 5. Влияние относительной толщины χ_{Cu} на прочность композиции ОТ4-1 + Nb + Cu + 12Х18Н10Т после сварки взрывом (*1*) и 1,5-часовых нагревов при 400 (*2*), 600 (*3*) и 800 °С (*4*):
а – χ_{Nb} = 0,33; *б* – χ_{Nb} = 0,03

вый сплав ПТ3В – Nb – сталь 12Х18Н10Т, достигалось за счет утонения Nb до χ <0,15.

С учетом этих данных сварка Ti со сталью через четырехслойную горячекатаную ленту с толщинами Cu 0,1 мм (χ = 0,03) и Nb – 0,05 – 0,1 мм позволила реализовать полное контактное упрочнение обеих прослоек и создать композиционное соединение с прочностью на отрыв слоев в 720 МПа, стабильно разрушающееся при испытаниях по основному стальному слою (рис. 5, *б*, кривая *1*).

С увеличением прочности металла мягкой прослойки ее относительная толщина $\chi_{кр}^{м}$, требуемая для достижения равнопрочности композиции основному металлу, заметно растет и составляет для композиции с медью Ml–0,033, латунью Л85–0,038, Л62–0,052, и ЛО62–1–0,078. Очевидно, для создания, например, композиции ОТ4-1+Nb+M1+12Х18Н10Т, равнопрочной стали, достаточно использовать вместо высокопрочных медных сплавов мягкую прослойку из меди Ml с исходной прочностью $\sigma_в$ = 200–220 МПа и $\chi_м$ < 0,033.

Создание с помощью разработанной технологии титаностальных композитов с горячекатаными четырехслойными прослойками позволило в 15–20 раз сократить расход ниобия, упростить операцию сварки, реализовать полное контактное упрочнение медно-ниобиевых слоев, обеспечить при растяжении равнопрочность соединения основному металлу и за счет его вовлечения в пластическую деформацию значительно повысить надежность и работоспособность композиции в целом.

Известно [7], что остаточные напряжения влияют на работоспособность и надежность сварных соединений в целом и используемых в них переходников, особенно на усталостную прочность при циклических напряжениях и коррозионную стойкость. Поэтому в ВолгГТУ проводились систематические экспериментальные и теоретические их исследования в создаваемых взрывом разнородных и композиционных соединениях с учетом технологических факторов, механических и теплофизических свойств свариваемых металлов, температурно-временных условий, а также разрабатывались пути управляемого регулирования их уровня за счет выбора рациональных технологий сварки и последующей термической обработки [2]. После СВ в многослойных титаностальных композициях образовались остаточные напряжения с двумя максимумами вблизи границ раздела основных слоев с прослойками и минимумом в прослойке (рис. 6, *б, в*, кривые *1*), а пиковые значения напряжений смещены относительно границ раздела в металл с меньшей теплопроводностью. При одновременной сварке соединения ОТ4-1 и 12Х18Н10Т через прослойки меди и ниобия наибольшие значения W_2 были на границе М1–12Х18Н10Т, что привело к локализации максимальных растягивающих напряжений (рис. 6, *б*, кривая *1*). Большее тепловыделение в титаностальном соединении с композиционной горячекатанной титано-медно-ниобиево-стальной прослойкой, вызванное увеличением энергии W_2, повысило максимальные напряжения у границ раздела прослойки со сталью и титаном (рис. 5, кривая *1*)

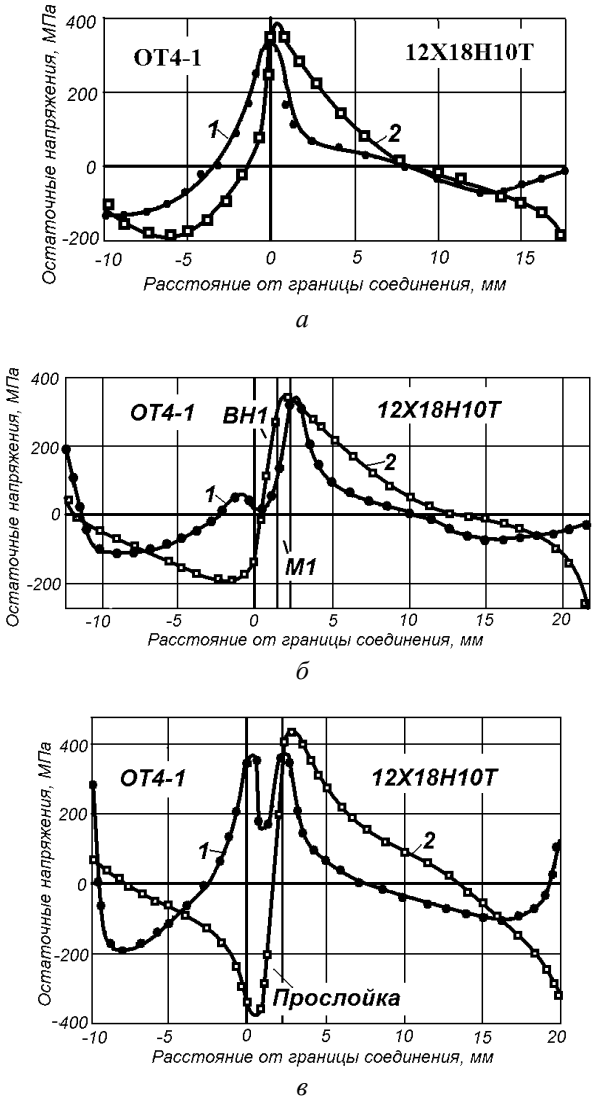


Рис. 6. Эпюры остаточных напряжений в композите ОТ4-1 – 12Х18Н10Т:

а – биметалл; *б* – с прослойками меди и ниобия; *в* – с горячекатаной четырехслойной прослойкой; *1* – после СВ; *2* – после отжига

по сравнению с композицией с прослойками меди и ниобия (рис. 6, *б*, кривая *1*).

Эпюры остаточных напряжений после отжига при 600 °С в течение двух часов композиций ОТ4–1 со сталью 12Х18Н10Т, при наличии и отсутствии прослоек, имеют примерно одинаковый вид, характерный для отожженных разнородных соединений (рис. 6, кривые *2*).

4. Создание в последние годы нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов (СИК), обладающих уникальным сочетанием жаропрочных и теплофизических свойств, оказалось возможным в результате практической реализации накопленного научного и технологического задела в области использования сварки взрывом в сочетании с родственными технологиями, включая различные виды термообработки и обработки давлением, для получения биметаллических и многослойных соединений и материалов из трудносвариваемых между собой металлов и сплавов. Проектирование конструкции и технологии изготовления СИК базируются на разработанных энергетических и металлофизических представлениях о кинетике формирования соединения при сварке взрывом и их структурных изменениях при последующих технологических переделах [8]. Разработанная технология предусматривает одновременную сварку взрывом многослойных пакетов (до 30 и более слоев) на оптимальном режиме и их последующую прокатку на нужную толщину, обеспечивающую после завершающей операции нагрева заданное объемное соотношение интерметаллидных и основных слоев [9].

Система Ti-Fe является одной из перспективных в области создания СИК. Такие КМ обладают высокой удельной прочностью в широком диапазоне температур (рис. 6), коррозионной и химической стойкостью, низкой теплопроводностью. Применение сталей различных классов позволяет варьировать химическим и фазовым составом образующейся диффузионной зоны и формировать СИК с заданным комплексом технологических и эксплуатационных свойств. Диффузионная прослойка после отжига в интервале температур 800–1000 °С на границах раздела СИК, состоящего из чередующихся слоев титана ВТ1-0 и стали 08кп, полученных путем одновременной сварки взрывом и последующей прокатки при 700 °С на толщину листа 1–2 мм с обжатием 50–90 %, [10], имеет сложную структуру и состоит из семи слоев: твердый раствор титана в α-железе; интерметаллид $TiFe_2$; карбид титана TiC; интерметаллид TiFe; двухфазный слой Fe_{α}(Ti)+ TiFe, образовавшийся вследствие эвтектоидного распада Ti_{β}(Fe); игольчатая структура α′-титана, возникшая по мартенситному механизму; твердый раствор железа в α-титане, а основные превращения при нагреве СКМ происходят в слое титана.

Результаты экспериментов показали (рис. 7, 8), что после прокатки 3- и 14-слойные компо-

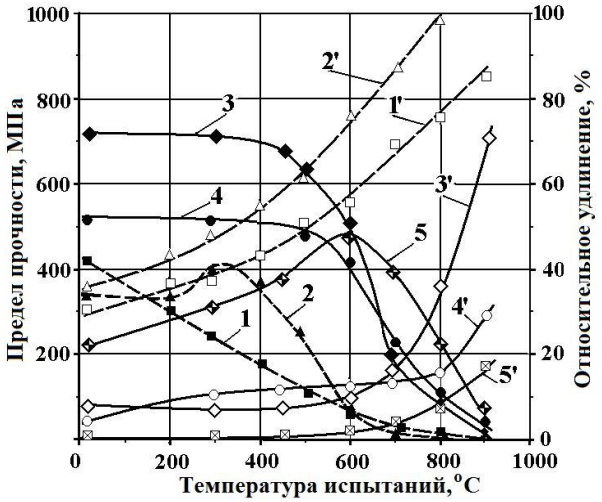


Рис. 7. Зависимость предела прочности (*1–5*) и относительного удлинения (*1′–5′*) от температуры испытаний при растяжении:
1, 1′ – ВТ1-0; *2, 2′* – 08кп; *3, 3′* – трехслойный композит ($V_{инт}$ = 0 %); *4, 4′* – трехслойный композит ($V_{инт}$ = 8 %); *5, 5′* – трехслойный композит ($V_{инт}$= 70 %)

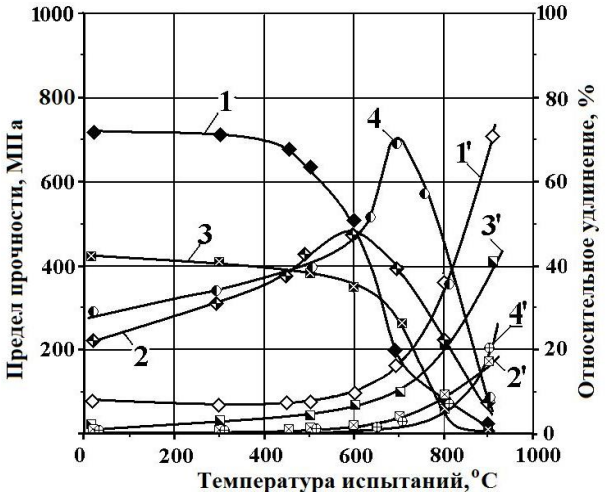


Рис. 8. Зависимость предела прочности (*1–4*) и относительного удлинения (*1′–4′*) титано-стального композита от температуры испытаний при растяжении:
1, 1′ – трехслойный композит ($V_{инт}$ = 0 %); *2, 2′* – трехслойный композит ($V_{инт}$ = 70 %); *3, 3′* – четырнадцатислойный композит ($V_{инт}$ = 0 %); *4, 4′* – четырнадцатислойный композит ($V_{инт}$ = 70 %)

зиты ($V_{инт}$ = 0 %) при температуре 20 °С обладают прочностью $\sigma_в$ = 740–750 и 430–440 МПа, что превосходит прочность титана (410 МПа) и стали (300 МПа). При этом пластичность как в 3-слойном (7–9 %), так и в 14-слойном (3–4 %) КМ ниже, чем у исходных материалов (31 % титан ВТ1-0 и 36 % сталь 08кп). При температуре испытания выше 400 °С $\sigma_в$ композитов понижается, а δ увеличивается.

Термообработка 3- и 14-слойных СИК приводит к уменьшению $\sigma_в$ и δ при 20 °С, причем тем больше, чем выше $V_{инт}$. Так, увеличение $V_{инт}$ в 3-слойных СИК с 8 до 70 % снижает значения $\sigma_В$ и δ до 520–530 МПа, 4–5 % и 210–215 МПа (0,2–0,7 %) соответственно. Повышение температуры испытания 3-слойных СИК с $V_{инт}$ = 8 % понижает $\sigma_в$ и увеличивает δ. У СИК с $V_{инт}$ = 70 % с ростом температуры испытаний $\sigma_в$ стабильно повышается, достигая своего максимального значения в 470 МПа при 600 °С (что больше $\sigma_в$ титана и стали при этой температуре в 6–7 раз). При этом δ составляет 2–3 %. Образцы с $V_{инт}$ = 8 % при этой температуре имеют прочность более высокую, чем у чистых металлов (420–430 МПа и δ = 11–13 %).

Испытания 14-слойного СИК с $V_{инт}$ = 70 % выявили значительный рост $\sigma_в$ в диапазоне температур 500–700 °С. Так, при 500, 650 и 700 °С $\sigma_в$ составила соответственно 395, 490 и 690 МПа, что значительно превосходит $\sigma_в$ композита при 20 °С (290 МПа). При этом относительное удлинение δ находилось практически на исходном уровне и составляло 3–4 % при 700 °С. Увеличение температуры испытания до 800 °С сопровождалось снижением $\sigma_в$ до 350 МПа и возрастанием δ до 8–10 %.

Анализ результатов кратковременных высокотемпературных испытаний на растяжение позволил разделить СИК на две группы. К первой отнесены композиты, прочность которых постепенно снижается с повышением температуры испытания (рис. 7, кривая *4*), объемная доля интерметаллидной составляющей в которых невысока. Вторую группу представляют композиты, прочность которых с ростом температуры повышается, достигает максимального значения, а затем снижается (рис. 8, кривые *2, 4*). Увеличение количества слоев СИК смещает значения разрушающих напряжений и ниспадающую ветвь соответствующей кривой в область более высоких температур (рис. 8, кривая *4*). Увеличение $V_{инт}$ как в первой, так и во второй группе СИК приводит к снижению прочности в диапазоне температур 20–500 °С. При 550–650 °С прочность титаностальных СИК от $V_{инт}$ практически не зависит и составляет 400–500 МПа, что почти на порядок выше прочности исходных материалов. При более высоких температурах прочность композита с ростом $V_{инт}$ повышается.

Увеличение числа слоев в СИК (при сохранении постоянства геометрических размеров композита и $V_{инт}$) приводит к росту его прочности во всем исследованном температурном диапазоне. Прочность аналогичных композитов без интерметаллидов с увеличением числа слоев понижается. Исследование микрокартины деформации СИК показало, что при разрушении расслоений не происходило и СИК деформировался как монолитный материал. Характер разрушения СИК определяется температурой испытания и $V_{инт}$. Разрушение СИК первой группы в исследованном температурном диапазоне вязкое. Разрушение СИК второй группы при температуре испытания менее 500 °С хрупкое, а при температуре свыше 500 °С – вязкое.

В первом приближении, прочность СИК можно оценить по правилу аддитивности:

$$\sigma_{сик} = \sigma'_{м1}V_{м1} + \sigma'_{м2}V_{м2} + \sigma_{инт}V_{инт}, \qquad (1)$$

где $\sigma'_{м1}$ и $\sigma'_{м2}$ – напряжения в мягких составляющих при деформации разрушения реакционной зоны.

Использование этого правила и массива экспериментальных данных по прочностным свойствам СИК позволило косвенным методом оценить прочность интерметаллидной прослойки. На рис. 9 представлены полученные расчетным путем средние значения прочности интерметаллидной прослойки от температуры испытания, анализ которых свидетельствует об аномальной зависимости предела прочности от температуры. Согласно полученным данным, прочность интерметаллидной прослойки в титаностальном композите при комнатной температуре составляет ~ 290 МПа, а ее максимальное значение в 640 МПа реализуется при температуре 600 °С.

Анализ результатов высокотемпературных испытаний слоистых композиций титан ВТ1-0 + сталь 08кп позволил сформулировать основные рекомендации по повышению жаропроч-

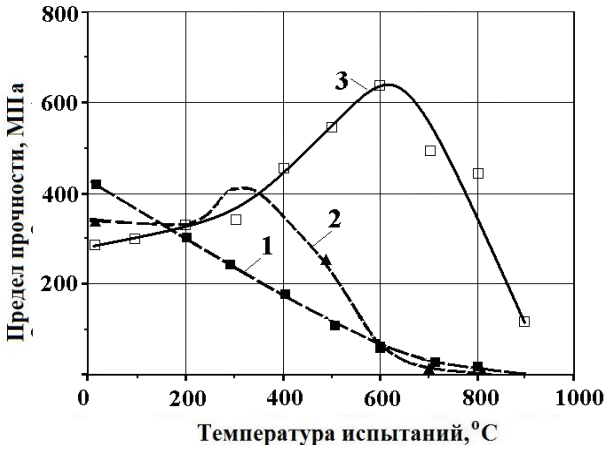


Рис. 9. Влияние температуры испытания на прочность титана ВТ1-0 (*1*), стали 08кп (*2*) и интерметаллидной прослойки (*3*), сформированной при нагреве СКМ до 900–950 °С

ных свойств и расширению температурного диапазона работоспособности СИК за счет: увеличения объемного содержания интерметаллидов $V_{инт}$; количества слоев интерметаллидов и основных металлов; повышения твердости интерметаллидных прослоек.

Полученные данные позволяют заключить, что создание слоистых интерметаллидных композитов представляет собой новое направление в материаловедении и для его развития необходимо проведение дальнейших комплексных исследований. Разработка научных основ проектирования и изготовления слоистых интерметаллидных композитов позволит решить принципиально новые конструкторско-технологические задачи в различных машиностроительных отраслях. В частности, очевидна перспективность применения слоистых интерметаллидных композитов в качестве жаропрочных и теплоустойчивых конструкционных материалов летательных аппаратов, термически напряженного оборудования, коррозионностойкой баковой аппаратуры, тяжелонагруженных узлов энергетических и криогенных установок.

Выводы

1. Разработана технология СВ биметаллических титаностальных листов практически неограниченных толщин, обладающих, как правило, равнопрочностью сварного соединения наименее прочному из соединяемых металлов и предназначенных для изготовления термически слабонагруженных узлов и конструкций (до 500–550 °С). Для особо ответственного оборудования применяемые титаностальные листы целесообразно подвергать теплой прокатке на режимах, исключающих при технологических нагревах образование опасных видов микронеоднородности, обеспечивающих залечивание большинства образовавшихся при сварке случайных микродефектов и повышение стабильности механических свойств биметалла.

2. Разработана технология одновременной сварки взрывом композиционных заготовок с наружными слоями из стали и титана и промежуточными слоями из меди и ниобия (или их сплавов) толщиной 1–2 мм, являющихся диффузионным барьером, препятствующим охрупчиванию соединения при нагревах до 1000 °С. Четырехслойные композиты равнопрочны медному слою и предназначены для изготовления переходных элементов различных типоразмеров и их последующего применения в теплотехническом и криогенном оборудовании.

3. Предложены и практически реализованы два пути повышения прочности титаностальной композиции с прослойками из ниобия и меди. Первый эффективен в области относительных толщин мягких прослоек, больших критических значений и предусматривает замену меди ее более прочными сплавами. Второй путь позволяет довести прочность композиции до уровня прочности основного металла, повысить пластичность, энергоемкость разрушения и надежность соединения в целом за счет максимального контактного упрочнения прослоек и титана или стали в пластическую деформацию при растяжении.

4. Создан новый класс конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов, обладающих уникальным сочетанием жаропрочных, теплофизических и коррозионных свойств и предназначенных для использования в высоконагруженных термически напряженных конструкциях многоцелевого назначения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Шоршоров, М. Х.* Металловедение сварки стали и титановых сплавов / М. Х. Шоршоров. – М.: Наука, 1965. – 336 с.

2. *Покатаев, Е. П.* Механизм образования и закономерности распределения остаточных напряжений в сваренных взрывом композиции / Е. В.Покатаев, Ю. П. Трыков, А. Ф. Гончаров // Композиционные металлические материалы: труды V Международного симпозиума, ЧССР, Братислава, 1983. – С. 85–97.

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

4. *Савицкий, Е. М.* Металловедение тугоплавких металлов и сплавов/ Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов. – М.: Наука, 1967. – С. 101–103.

5. *Бакши, О. А.* Механическая неоднородность сварных соединений / О. А. Бакши // ЧПИ. – Челябинск, 1983. – 56 с.

6. *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.

7. *Николаев, Г. А.* Проектирование сварных конструкций в машиностроении / Г. А. Николаев [и др.] – М.: Машиностроение, 1975. – 367 с.

8. *Трыков, Ю. П.* Комплексные технологические процессы производства композиционных материалов и изделий // Наука производству. – 2000. – № 1. – С. 20–23.

9. *Trykov, Yu. P.* Examination of the fine structure of the weld zone of explosion-welded, titanium-steel joints / Yu. P. Trykov, V. N. Arisova, S. A. Volobuev, A. F. Trudov, V. M. Volchkov // Welding International. – 1999. – V. 13. – № 1. – P. 64–66.

УДК 621.791:621.771

Ю. П. Трыков *– д-р техн. наук,* ***В. Н. Арисова*** *– канд. техн. наук,* ***В. Г. Шморгун*** *– д-р техн. наук,*
Д. С. Самарский *– асп.,* ***Л. М. Гуревич*** *– канд. техн. наук,* ***О. В. Слаутин*** *– канд. техн. наук*

ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ НА КИНЕТИКУ РОСТА ДИФФУЗИОННОЙ ПРОСЛОЙКИ В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ*

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

Приведены результаты исследований структуры и микромеханических свойств сваренного взрывом магниево-алюминиевого композита после температурно-силовых воздействий. Рассмотрены особенности протекания диффузионных процессов. Показано, что прокатка интенсифицирует рост диффузионной прослойки.

Results of researches of structure and micromechanical properties of the magnium-aluminium composite welded by explosion after thermal-power treatment are stated. Features of diffusion processes are considered. It is shown, that rolling intensifies growth diffusion layers.

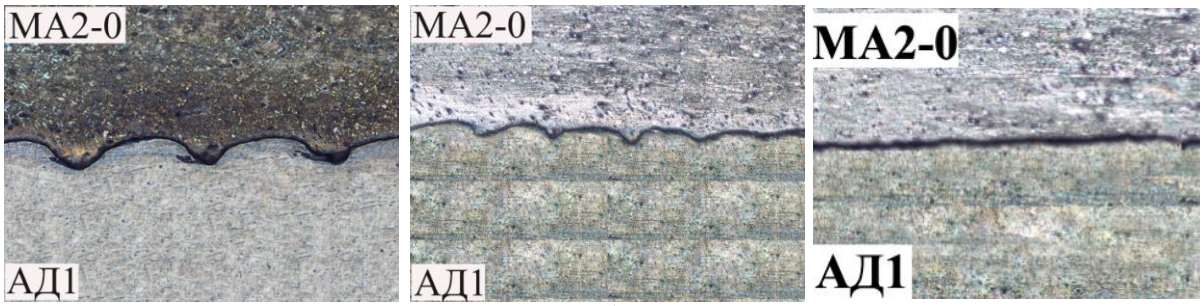
Ключевые слова: композит, сварка взрывом, прокатка, диффузионная прослойка, пластическая деформация.
Keywords: composite, explosion welding , rolling, diffusion layer, plastic deformation.

Разработка и создание нового класса конструкционных и функциональных материалов – слоистых интерметаллидных композитов обусловливает необходимость поиска перспективных систем, обеспечивающих, в конечном счете, реализацию новых конструктивных решений и повышенных физико-механических свойств создаваемых материалов [1]. Расчетно-экспериментальное оп-ределение оптимальной конструкции исходной магниево-алюминиевой заготовки (число и толщину слоев) позволяет получать после сварки взрывом (СВ), прокатки и специальной термической обработки (ТО) слоистый магниево-алюминиевый интерметаллидный композит с высокими жаропрочными, коррозионными, теплофизическими свойствами и повышенной удельной прочностью. Однако на практике при решении этой сложной комплексной проблемы возникают значительные трудности, обусловленные отсутствием необходимой информации. В частности, полученные в работах [2, 3] температурно-временные зависимости образования интерметаллидов в магниево-алюминиевом композите (КМ) не учитывают структурное состояние материалов в зоне диффузионного взаимодействия (наличие дефектов, текстуры, фазовых переходов и т. п.), которое формируется при неоднородном температурно-силовом воздействии в процессе изготовления и технологических переделов КМ. Поэтому исследование структуры и микромеханических свойств сваренного взрывом магниево-алюминиевого КМ после температурно-силовых воздействий является актуальной задачей.

Для исследований были получены СВ трехслойные заготовки АД1-МА2-0-АД1 с толщинами слоев 1,5; 2,0 и 2,5 мм. Сварку выполняли по одновременной схеме на оптимальном режиме (скорости соударения на межслойных границах υ_{c1} = 550 м/с; υ_{c2} = 580 м/с, скорость точки контакта $\upsilon_к$ = 2500 м/с), гарантирующем реализацию прочности соединения на уровне наименее прочного из соединяемых металлов алюминия АД1. Прокатку предварительно нагретых до 300 ºС заготовок проводили 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). ТО осуществляли в печи СНОЛ–1.6.2.51/11–И3 при температуре 300–400 °С и времени выдержки от 0,5 до 3 ч. Распределение микротвердости в поперечном сечении КМ определяли с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н. Величину микротвердости оценивали по результатам замеров пяти отпечатков, расположенных на одной линии, параллельной границе соединения.

Металлографические исследования проводили на микроскопе "Olympus BX-61" с фикса-

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 07-08-96607 и 08-08-00056.



а *б* *в*

Рис. 1. Микроструктуры КМ АД1-МА2-0-АД1:
а – после сварки взрывом; *б, в* – после прокатки при обжатии 10 и 40 % (×50)

цией микроструктур с помощью цифровой камеры DP12 при увеличениях ×50–500. Обработку цифровых фотографий и измерение параметров структуры исследуемых КМ осуществляли на ЭВМ с использованием программного комплекса "AnalySIS".

Результаты экспериментов показали, что после СВ и последующей прокатки в исследованном диапазоне обжатий 10-40 % интерметаллидные включения на границах раздела алюминия АД1 с магниевым сплавом МА2-0 отсутствуют (рис. 1).

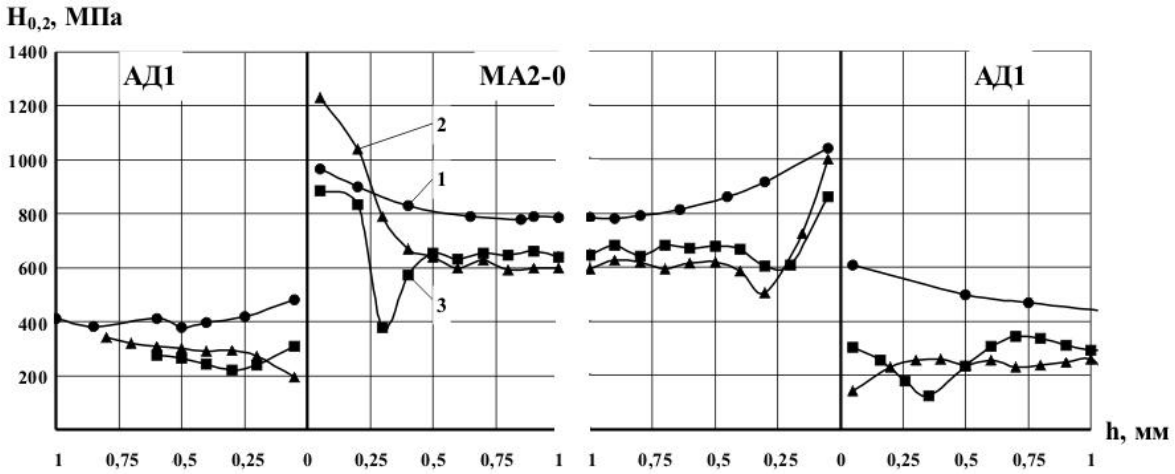


Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном сечении КМ АД1–МА2-0–АД1:
1 – после СВ; *2, 3* – после прокатки со степенью обжатия 10 и 40 %

После СВ (рис. 2) максимальное упрочнение магния и алюминия наблюдается в околошовной зоне (ОШЗ). Твердость алюминия достигает 500–600 МПа, а сплава МА2-0 – 800 МПа. После прокатки в непосредственной близости от границы (0,2–0,3 мм) как в алюминиевых, так и в магниевом слоях проявляется эффект локального разупрочнения, обусловленный перераспределением дислокационной структуры по определенным плоскостям скольжения кристаллической решетки [4]. При степени обжатия ε_Σ = 10–40 % микротвердость магния снижается до 600 МПа, а в алюминиевых слоях до 350 МПа (рис. 3).

а *б* *в*

Рис. 3. Микроструктуры КМ АД1-МА2-0-АД1 (W_2 = 0,33 МДж/м^2) после ТО 400 °С, 1 ч:
а – после сварки взрывом; *б, в* – после прокатки со степенью обжатия 10 и 40 % (×200)

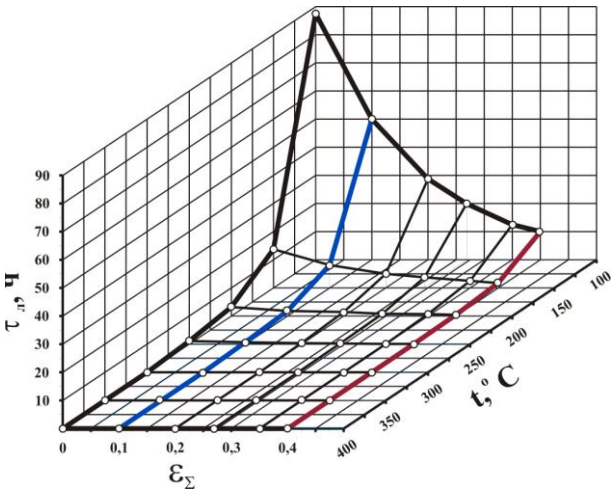


Рис. 4. Температурно-временные условия зарождения диффузионной прослойки в КМ АД1-МА2-0-АД1 (W_2 = = 0,33 МДж/м^2)

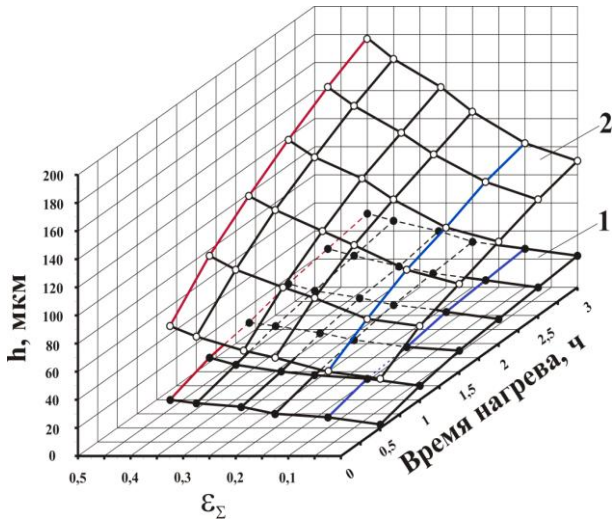


Рис. 5. Зависимость толщины диффузионной прослойки на межслойной границе КМ АД1-МА2-0-АД1 (W_2 = = 0,33 МДж/м^2) от времени ТО и степени обжатия при прокатке:
1, 2 – ТО при 300 и 400 °С

Металлографические исследования, проведенные после ТО образцов, прокатанных с различной величиной обжатия, показали, что каждой температуре ТО соответствует определенный зависящий от ε_Σ латентный период ($\tau_л$), в течение которого интерметаллиды на границе раздела слоев не выявляются. Длительность этого периода уменьшается с повышением ε_Σ, температуры и энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию при СВ. Так, например (рис. 4), при 300 °С $\tau_л$ = 993 (ε_Σ = 10 %) и 343 (ε_Σ = = 40 %), а при 400 °С – 234(ε_Σ = 10 %) и 95 (ε_Σ = = 40 %).

Таблица 1

Влияние степени обжатия при прокатке на толщину диффузионной прослойки в КМ АД1-МА2-0-АД1 после термообработки

Температура и время ТО	Обжатие КМ, ε_Σ, %	Толщина диффузионной прослойки, мкм	
		W_2 = 0,22 МДж/м^2	W_2 = 0,33 МДж/м^2
300 °С, 3 ч	0	19	22
	10	24	27
	20	30	33
	27	35	39
	35	42	47
	40	47	52
400 °С, 3 ч	0	79	88
	10	92	103
	20	103	126
	27	126	142
	35	146	163
	40	164	179

Эксперименты по изучению кинетики роста диффузионной прослойки (табл. 1) позволили установить, что прокатка интенсифицирует ее рост, причем тем больше, чем выше степень обжатия. Так, если после трехчасовой выдержки при 400 °С толщина диффузионной прослойки h = 79 мкм (W_2 = 0,22 МДж/м^2), то последующая прокатка на ε_Σ = 10 и 40 % дает прирост ее толщины на 13 и 85 мкм, которая составляет уже 92 и 164 мкм (рис. 5). С увеличением W_2 до 0,33 МДж/м^2 прирост составляет 15 и 91 мкм к 88 мкм после СВ. Интенсификация роста h с увеличением ε_Σ объясняется тем, что максимальные концентрации и глубина проникновения диффундирующего компонента реализуется вдоль дислокаций, а их количество резко возрастает с повышением степени деформации [5].

Произведенные в соответствии с известной методикой [6] расчеты основных параметров диффузии (табл. 2, 3), позволили получить следующие уравнения, описывающие кинетику роста диффузионной прослойки при нагреве в течение времени τ КМ магниевый сплав МА2-0 + алюминий АД1, полученного СВ с различными энергозатратами в зону соединения, учитывающие степень предшествующей деформации при прокатке (табл. 4).

Полученные уравнения позволяют определять максимальную длительность безопасных нагревов при технологических отжигах перед

Таблица 2

Коэффициенты уравнения скорости роста диффузионной прослойки при термообработке КМ АД1-МА2-0-АД1

Обжатие КМ, ε_Σ, %	Предэкспоненциальный множитель K_0, м^2/с	Энергия активации роста диффузионной прослойки E_P, Дж/моль	Уравнение скорости роста диффузионной прослойки
W_2 = 0,22 МДж/м^2			
0	$3{,}7\cdot10^{-6}$	87580	$K = 3{,}7\cdot10^{-6}\cdot\exp(-87580/RT)$
10	$3{,}7\cdot10^{-6}$	85540	$K = 3{,}7\cdot10^{-6}\cdot\exp(-85540/RT)$
40	$3{,}7\cdot10^{-6}$	79630	$K = 3{,}7\cdot10^{-6}\cdot\exp(-79630/RT)$
W_2 = 0,33 МДж/м^2			
0	$3{,}7\cdot10^{-6}$	86300	$K = 3{,}7\cdot10^{-6}\cdot\exp(-86300/RT)$
10	$3{,}7\cdot10^{-6}$	84320	$K = 3{,}7\cdot10^{-6}\cdot\exp(-84320/RT)$
40	$3{,}7\cdot10^{-6}$	78460	$K = 3{,}7\cdot10^{-6}\cdot\exp(-78460/RT)$

Таблица 3

Коэффициенты уравнения латентного периода зарождения диффузионной прослойк и при термообработке КМ АД1-МА2-0-АД1

Обжатие КМ, ε_Σ, %	Предэкспоненциальный множитель τ_0, с	Энергия активации зарождения диффузионной прослойки $E_З$, Дж/моль	Уравнение латентного периода зарождения диффузионной прослойки
W_2 = 0,22 МДж/м^2			
0	0,06	48130	$\tau_л = 0{,}06\cdot\exp(48130/RT)$
10	0,06	46120	$\tau_л = 0{,}06\cdot\exp(46120/RT)$
40	0,06	40060	$\tau_л = 0{,}06\cdot\exp(40060/RT)$
W_2 = 0,33 МДж/м^2			
0	0,06	47940	$\tau_л = 0{,}06\cdot\exp(47940/RT)$
10	0,06	46580	$\tau_л = 0{,}06\cdot\exp(46580/RT)$
40	0,06	39880	$\tau_л = 0{,}06\cdot\exp(39880/RT)$

Таблица 4

Вид уравнений роста общей диффузионной зоны при термической обработке КМ АД1-МА2-0-АД1 с учетом степени деформации при прокатке

W_2 = 0,22 МДж/м^2	$h^2 = 3{,}7\cdot10^{-6}\cdot\exp\left(\frac{19700\varepsilon_\Sigma - 86300}{RT}\right)\cdot\left[\tau - \left(0{,}06\cdot\exp\left(\frac{-16870\varepsilon_\Sigma + 47940}{RT}\right)\right)\right]$
W_2 =0,33 МДж/м^2	$h^2 = 3{,}7\cdot10^{-6}\cdot\exp\left(\frac{20110\varepsilon_\Sigma - 87580}{RT}\right)\cdot\left[\tau - \left(0{,}06\cdot\exp\left(\frac{-20110\varepsilon_\Sigma + 48130}{RT}\right)\right)\right]$

деформированием магниево-алюминиевых КМ, а также создавать новые слоистые композиционные материалы этой системы за счет реализации многослойной структуры металл-интерметаллид.

Выводы

1. С увеличением энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию, из-за более интенсивного протекания процессов деформации в околошовной зоне и роста уровня дефектности, время латентного периода образования интерметаллидов в соединениях магниевого сплава МА2-0 с алюминием АД1 снижается, толщина суммарной диффузионной прослойки растет. Прокатка сваренного взрывом композита интенсифицирует рост диффузионной прослойки, причем тем больше, чем выше степень обжатия. Длительность латентного периода об-

разования диффузионной прослойки уменьшается с повышением степени деформации и температуры.

2. Цифровые значения параметров диффузии могут быть использованы в практических целях для определения максимальной длительности безопасных нагревов перед деформированием, определения рабочего ресурса работающих при повышенных температурах магниево-алюминиевых деталей, а также при создании слоистых интерметаллидных композитов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. *Трыков, Ю. П.* Влияния исходного состояния магния на свойствах его соединений с алюминием и температурно-временная зависимость последних / Ю. П. Трыков, А. В. Ерохин, Н. Н. Казак, В. С. Седых // Новое в технологии сварки взрывом. – Киев, 1970. – С. 113–117.

3. *Трыков, Ю. П.* Свойства механически неоднородных композиционных соединений МА2-1-АД1-АМг6, полученных сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, А. В. Ерохин, В. П. Белоусов и др. // Применение энергии взрыва в сварочной технике: сб. науч. трудов. – Киев: ИЭС им. Патона, 1983. – С. 53–57.

4. *Шморгун, В. Г.* Формирование локальных зон разупрочнения в титаностальных композитах / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, А. Э. Петров // Перспективные материалы. – 2006. – № 5. – С. 66–72.

5. *Герцрикен, С. Д.* Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе / С. Д. Герцрикен, И. А. Дехтяр. – М.: Физматгиз, 1960. – 356 с.

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

УДК 669-419:620.17

А. Ф. Трудов *– канд. техн. наук,* ***Ю. П. Трыков*** *– д-р техн. наук,* ***С. В. Клочков*** *- асп.,* ***Д. Ю. Донцов*** *– инж.*

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛА Ст 3+12Х18Н10Т

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

В работе описаны результаты изучения влияния температурно-временных факторов на структуру и свойства сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т. Приведены результаты испытаний на ударную вязкость после высокотемпературных ТО.

Results of studying of influence of thermal-time factors on structure and properties of bimetal **St3+12Cr18Ni10Ti** welded by explosion are described. Results of tests for impact strength after high-temperature treatment are stated.

Ключевые слова: биметалл, сварка взрывом, термообработка, диффузия, ударная вязкость.
Keywords: bimetal, explosion welding , heat treatment, diffusion, impact strength

В работе [1] показано, что упруго-пластическая деформация изгиба существенно изменяет первоначальные механические свойства сваренного взрывом соединения из сталей Ст 3+12Х18Н10Т. Деформация растяжения при δ = 2–5 % приводит к возникновению в ОШЗ плакирующих и основных слоев локальных участков разупрочнения. Последующая термическая обработка, состоящая из закалки с температуры 880 °С (выше критической температуры Ac_3 для стали Ст 3) и последующего отпуска при 650 °С приводит к выравниванию микротвердости.

Известно [2], что при нагреве сваренных взрывом соединений из сплавов различного химического состава наблюдается диффузия углерода и легирующих элементов, скорость и направление которой определяется температурой нагрева и химическими потенциалами элементов. Целью данной работы являлось изучение влияния температурно-временных факторов на структуру и свойства биметалла Ст 3+12Х18Н10Т.

Интенсивная пластическая деформация при сварке взрывом (о которой свидетельствуют

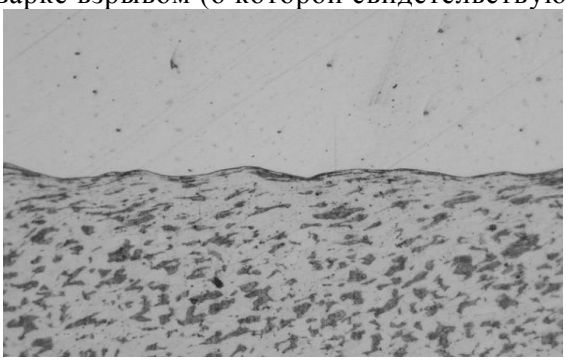


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения биметалла Ст 3 + 12Х18Н10Т после сварки взрывом (×200)

деформированные зерна на рис. 1) приводит к значительному неоднородному деформационному упрочнению металлов, что обусловливает соответствующее изменение микромеханических характеристик отдельных слоев и биметалла в целом. Из рис. 2 (кривая *1*) видно, что при сварке взрывом наиболее интенсивно упрочняется околошовная зона стали 12Х18Н10Т (до 4,6 ГПа) по сравнению со сталью Ст3 (до 3,5 ГПа).

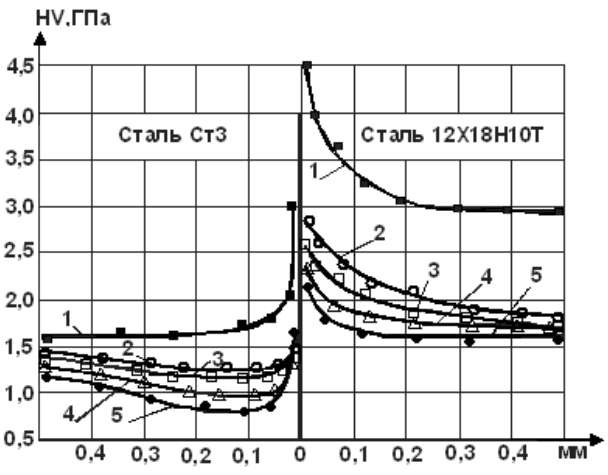


Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном сечении биметалла Ст3+12Х18Н10Т:
1 – после СВ; *2, 3, 4* и *5* – после нагрева при 880 °С в течение 1, 2, 3 и 4 часов

Повышенная склонность к упрочнению стали 12Х18Н10Т обусловлена тем, что ее деформация осуществляется путем двойникования аустенита [3]. Образующиеся при высокоскоростном деформировании двойники являются эффективными барьерами для движения дислокаций, способствующими интенсивному упрочнению стали 12Х18Н10Т.

Характерное для сваренных взрывом сталей распределение микромеханических характеристик в поперечном сечении биметалла после термической обработки претерпело существенные изменения (рис. 2): после нагрева при 880 °С с выдержкой 1 час происходит снижение среднего уровня микротвердости стали Ст3 до 1,4 ГПа и стали 12Х18Н10Т до 1,8 ГПа при сохранении исходного градиента упрочнения вызванного СВ. Максимальное значение микротвердости околошовной зоны (ОШЗ) снизилось в Ст3 до 1,6 ГПа и в стали 12Х18Н10Т до 2,9 ГПа.

После двухчасовой выдержки при температуре 880 °С наблюдаются аналогичные изменения, но средний уровень микротвердости стали Ст3 составил 1,4 ГПа, а в стали 12Х18Н10Т – 1,8 ГПа. Максимальное значение микротвердости ОШЗ в стали 12Х18Н10Т равно 2,6 ГПа, а в стали Ст3 – 1,5 ГПа.

Увеличение выдержки до 3 часов при той же температуре способствовало снижению микротвердости стали Ст3 до 1,23 ГПа и стали 12Х18Н10Т до 1,75 ГПа. Значение HV в ОШЗ стали 12Х18Н10Т снизилось до 2,5 ГПа, а в Ст3 до 1,45 ГПа.

После четырехчасовой выдержки при 880 °С микротвердость стали Ст3 на удалении от границы раздела понизилась до 1,1 ГПа и стали 12Х18Н10Т до 1,61 ГПа, а ОШЗ соответственно 2,24 и 1,4 ГПа.

Анализ результатов исследований показал, что выбранные температурно-временные условия нагревов не только существенно изменили исходные механические свойства сваренного взрывом биметалла, но и количественно повлияли на характер и кинетику диффузии углерода, особенно вблизи граниницы соединения слоев. На рис. 3 приведены микроструктуры зоны соединения разнородных сталей Ст3+ +12Х18Н10Т после вышеуказанных нагревов. Металлографический анализ при увеличении ×100 показал, что со стороны Ст3 образуется обезуглероженная зона, толщина которой растет с увеличением времени выдержки (рис. 5, *а*, кривая *1*). При большем увеличении (×500), как следует из рис. 4, одновременно с ростом обезуглероженной зоны в Ст3 наблюдается рост толщины науглероженной зоны в стали 12Х18Н10Т (рис. 5, *а*, кривая *2*).

Представляет интерес выявленный процесс образования при 880 °С на межслойных границах сваренного взрывом биметалла сплошной карбидной прослойки, толщина котрой постепенно растет по мере увеличения времени нагрева (рис. 5, *а*, кривая *3*).

Наряду с исследованием влияния времени выдержки при постоянной температуре, изучено также влияние температуры нагрева на структуру околошовной зоны сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т. С этой целью образцы биметалла выдерживали в течение четырех часов при температурах 600, 700, 800 и 900 °С. Изменение толщины обезуглероженного слоя, карбидной прослойки и науглероженного слоя в зависимости от температуры показано на графике рис. 5, *б*, из которого следует, что начиная с 600 °С происходит интенсивная диффузия углерода из Ст3 в сталь 12Х18Н10Т, это подтверждается образованием обезуглероженного слоя толщиной до 80 мкм. Дальнейший рост температуры интенсифицирует диффузионные процессы, повышает структурную неоднородность зоны соединения, приводит к увеличению толщин обезуглероженного и науглероженного слоев, а также карбидной прослойки. При 900 °С толщина обезуглероженной зоны достигает 300 мкм, науглероженной зо-

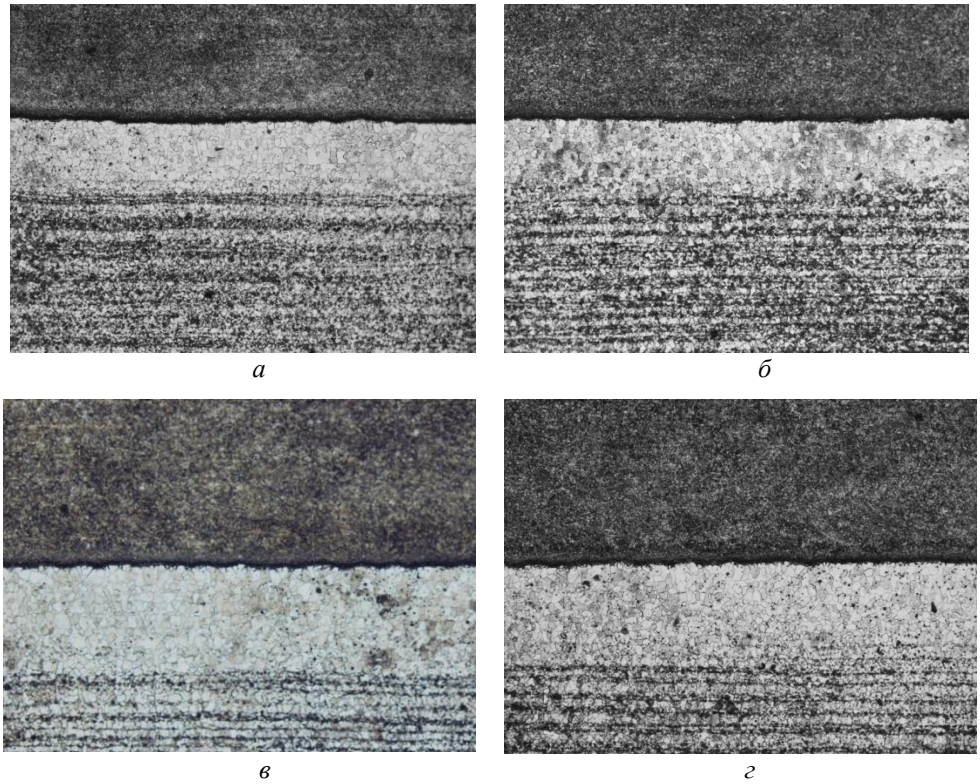


Рис. 3. Микроструктуры зоны соединения сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т после выдержки при температуре 880 °С в течение 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*) и 4 (*г*) часов (×100)

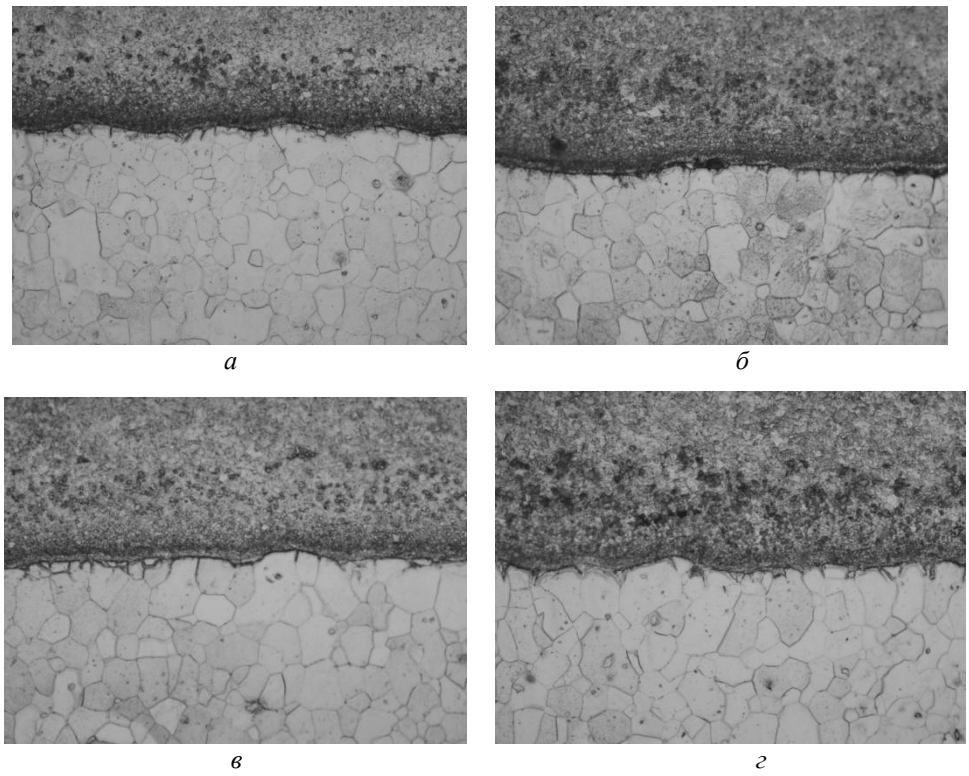


Рис. 4. Микроструктуры зоны соединения сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т после нагрева при температуре 880 °С в течение 1 (*а*), 2 (*б*), 3(*в*) и 4(*г*) часов (×500)

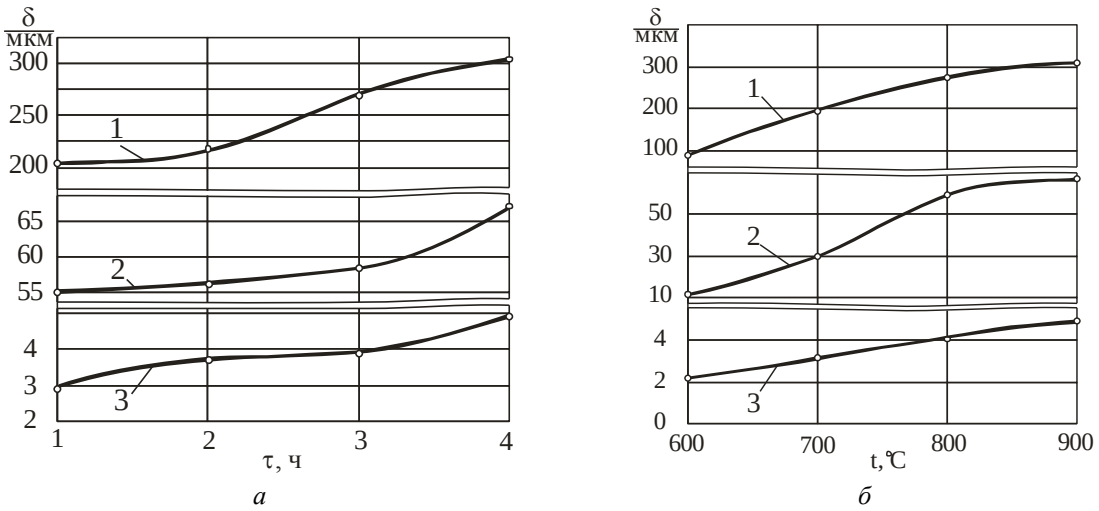


Рис. 5. Изменение толщины обезуглероженного слоя (*1*), науглероженного слоя (*2*) и карбидной прослойки (*3*) в биметалле Ст3+12Х18Н10Т в зависимости от времени выдержки при 880 °С (*а*) и температуры термообработки в течение 4 часов (*б*)

ны – 60 мкм и карбидной прослойки – 5 мкм. Как показали проведенные ударные испытания биметаллических образцов, термообработанных по вышеуказанным режимам, изменение структурно-механической неоднородности характерных зон соединения существенно влияет на характер разрушения и величину ударной вязкости.

В соответствии с ранее предложенной методикой [4] ударные испытания проводили на стандартных призматических образцах размером 10×10×55 мм с U-образным надрезом (тип I по ГОСТ 9454–78), ориентированным нормально к плоскости сварного соединения (рис. 6). Образцы вырезали из биметаллического листа с толщиной слоев 10 + 10 мм. Концентратор выполнялся в стали Ст3 с целью определения влияния толщины обезуглероженной зоны на значения KCU. Для сохранения в опытах одинакового соотношения основного и плакирующего слоев их толщины в исходных образцах были одинаковыми, равными 5 мм.

Анализ результатов ударных испытаний двухслойных термообработанных образцов показал следующее. Как видно из графика, представленного на рис. 7, кривая *1*, увеличение времени выдержки при ТО с 1 до 4 часов (t = = 1050 °С) способствовало росту толщины обезуглероженной зоны в Ст3 с 0,20 до 0,38 мм и соответствующему повышению ударной вязкости биметалла с 0,29 до 0,32 МДж/м^2 (кривая *2*) за счет заметного разупрочнения ОШЗ углеродистой стали.

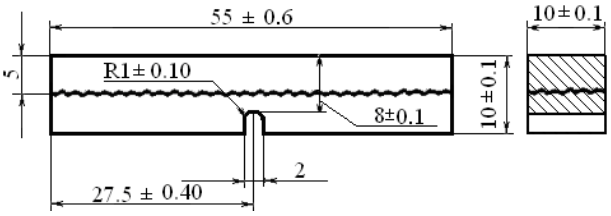


Рис. 6. Схема вырезки образцов для испытаний на ударную вязкость с нормальным приложением нагрузки относительно плоскости соединения слоев

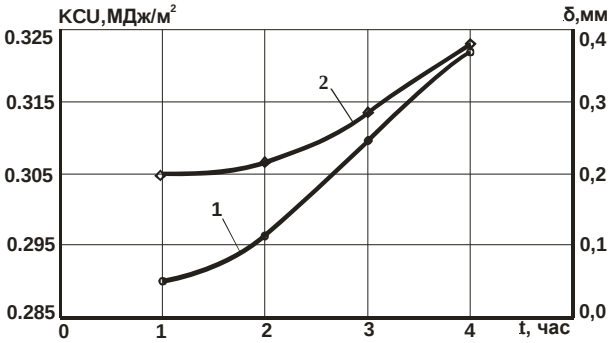


Рис. 7. Зависимость ударной вязкости и толщины обезуглероженной зоны от времени выдержки при t = 1050 °С: *1* – ударная вязкость; *2* – толщина обезуглероженной зоны

Выводы

1. Неоднородность деформационного упрочнения сваренных взрывом разно родных сталей обусловливает соответствующее изменение микромеханических характеристик. Наиболее интенсивно упрочняется сталь 12Х18Н10Т (до 4,6 ГПа) по сравнению со сталью Ст3 (до 3,5 ГПа). Термическая обработка с нагревом до 880 ºС и выдержкой до 4 часов существенно перераспределяет микромеханические характе-

ристики при сохранении градиента упрочнения, вызванного сваркой взрывом. Микротвердость термообработанного биметалла в ОШЗ снижается в стали Ст3 с 3 до 1,4 ГПа, а в стали 12Х18Н10Т с 4,6 до 2,24 ГПа.

2. Металлографический анализ показал, что увеличение времени выдержки при 880 °С приводит к значительным изменениям на границе соединения слоев – происходит диффузия углерода из стали Ст3 в сталь 12Х18Н10Т с формированием в ОШЗ углеродистой стали обезуглероженной зоны со структурой феррита, а в стали 12Х18Н10Т зоны с повышенным содержанием углерода; непосредственно на границе соединения образуется тонкая карбидная прослойка (примерно 4–5 мкм).

3. Результаты испытаний на ударную вязкость исследуемого биметалла после высокотемпературных ТО выявили ее повышение за счет увеличения толщины пластичной ферритной прослойки, образующейся вследствие диффузии углерода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. *Бокштейн, С. З.* Диффузия в металлах / С. З. Бокштейн. – М.: Металлургия, 1978. – 250 с.

3. *Гуляев, А. П.* Металловедение: учебник для вузов / А. П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

4. *Трыков, Ю. П.* Оценка ударной вязкости соединений, полученных сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун // Сварочное производство. – 2001. – № 12. – С. 34–35.

5. *Трыков, Ю. П.* Оценка ударной вязкости соединений, полученных сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун // Welding international. – 2002. – 16(5). – P. 415–416.

УДК 621.791:621.771

Ю. П. Трыков *– д-р техн. наук,* ***В. Г. Шморгун*** *– д-р техн. наук,* ***А. И. Богданов*** *- асп.*

ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ С БИМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ПРОСЛОЙКАМИ*

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

В работе приведены результаты оценки прочности композиционных соединений с последовательно деформируемыми биметаллическими мягкими прослойками. Показано, что высокая степень механической неоднородности соединений повышает опасность хрупких разрушений.

Results of an estimation of durability of composites with consistently deformable bimetallic soft layers are stated. It is shown, that high degree of mechanical heterogeneity of composites increases danger of fragile destructions.

Ключевые слова: сварка взрывом, композит, прочность, механическая неоднородность, контактное упрочнение.
Keywords: welding by explosion, a composite, durability, mechanical heterogeneity, contact hardening.

Повышение эксплуатационной надежности ряда ответственных композиционных соединений достигается применением промежуточных биметаллических прослоек [1, 2]. Биметаллические прослойки в составе свариваемых взрывом композиций могут быть твердомягкими (у которых прочность более прочной (БП) составляющей выше прочности прилегающего к ней основного металла, т. е. $\sigma_в^{бп} \geq \sigma_в^{Т}$) и мягкими (у которых прочность БП составляющей ниже прочности прилегающего к ней основного металла, т. е. $\sigma_в^{бп} < \sigma_в^{Т}$).

Оценку прочности композиционных соединений с последовательно деформируемыми биметаллическими мягкими прослойками, в которых $\sigma_в^{бп} < \sigma_в^{т}$, проводили на модельных образцах с основными твердыми (Т) металлами из стали 12Х18Н10Т и промежуточной биметаллической прослойкой из мягкой (М) меди марки М1 и более прочной (БП) латуни. Испытывали четыре партии образцов, вырезанных из сваренных взрывом и отпущенных при 550 °С в течение 1,5 ч заготовок, в одной из которых имелась только медная прослойка, а в трех других – композитные медно-латунные прослойки с различными толщинами (0,2–4,0 мм) и твердостью (0,9–1,12 ГПа) БП прослойки Л62 (ЛО62-1).

В первой серии опытов испытывали две партии образцов, в которых были использованы латуни ЛО62-1 и Л62 с различной исходной прочностью. Образцы первой партии с более прочной латунью ЛО62-1 ($\sigma_в$ = 450 МПа) имитировали сварные соединения, в которых отсутствует эффект контактного упрочнения БП прослойки. Для этого ограничивались испытаниями соединений, в которых относительная толщина БП прослойки $\chi_{бп} \geq \chi_0$, т. е. больше значения, при котором отсутствует эффект контактного упрочнения ($\chi_{бп}$ = 1,32). В образцах второй партии использовали латунь Л62 с прочностью $\sigma_в$ = 380 МПа, а относительную толщину БП прослойки выбирали из условия

$$\sigma_в^{Л62} \cdot K_\chi^{Л62} = \sigma_в^{ЛО62\text{-}1}. \qquad (1)$$

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 07-08-96607 и 08-08-00056.

Исходя из (1), при $\chi_{бп}$ в модельной композиции реализован коэффициент механической неоднородности биметаллической прослойки $K_в^{км}$ =2,0, одинаковой с $K_в^{км}$ образцов первой партии, что позволило совместно анализировать их свойства. Сопоставление экспериментальных значений прочности образцов обеих партий выявило аналогичный ход кривых $\sigma_в = f(\chi_{бп})$ (рис. 1, кривые *а*, *б*), а также подтвердило возможность регулирования коэффициента $K_в^{км}$ за счет исходной прочности БП прослойки $\sigma_в^{бп}$ или прочности с учетом ее контактного упрочнения ($\sigma_в^{бп}/\chi_{бп}$).

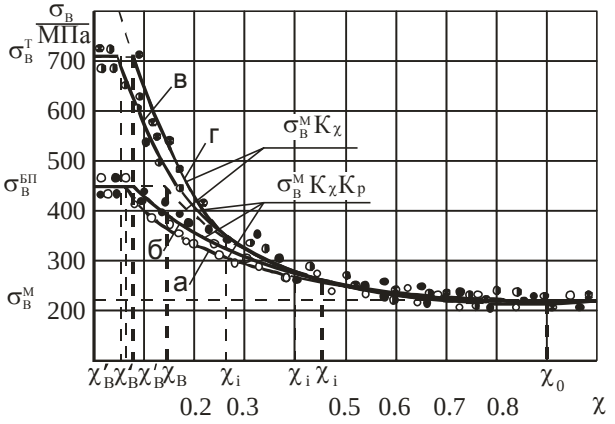


Рис. 1. Влияние относительной толщины мягкой прослойки на прочность композиции 12Х18Н10Т-М1-Л62(ЛО62-1)-12Х18Н10Т при $\chi_{бп}$:
а – 1,35; *б* – 0,45; *в* – 0,075; *г* – 0

Во второй серии опытов значение $\chi_{бп}$ = = 0,075 выбирали с учетом максимального контактного упрочнения БП прослойки из соотношения

$$\sigma_в^{бп} \cdot K_\chi^{бп} \geq \sigma_в^{зму_Т}. \qquad (2)$$

Механические испытания образцов этой партии показали (рис. 1, кривая *в*) удовлетворительную сходимость экспериментальных значений прочности с расчетными, полученными с использованием формул [3, 4]:

$$\sigma_в = \sigma_в^{м} \cdot K_р \cdot K_\chi, \qquad (3)$$

где $K_р$ – коэффициент механической неоднородности биметаллической прослойки

$$K_р^{min} = 1{,}123 - 0{,}123 K_в^{км}, \qquad (4)$$

$$K_в^{км} = \frac{\sigma_в^{бп} K_\chi^{бп}}{\sigma_в^{м}}, \qquad (5)$$

где K_χ – коэффициент контактного упрочнения.

В третьей серии БП прослойка отсутствовала ($\chi_{бп}$ = 0), и композитное соединение из модели ТУ-М-БП-ТУ преобразовывалось в модель ТУ-М-ТУ [4], имитирующее соединение с одной мягкой прослойкой, жестко закрепленной с двух сторон. Контактное упрочнение мягкой прослойки в образцах этой партии осуществлялось по теоретической кривой, описываемой уравнением $\sigma_в = \sigma_в^{м} \cdot K_\chi$ [4], что подтверждается хорошей сходимостью расчетных и экспериментальных значений прочности (рис. 1, кривая *г*).

Исследования показали, что прочность композиционных соединений с последовательно деформируемой биметаллической мягкой прослойкой, жестко закрепленной с двух сторон, может определяться по формулам, предназначенным для расчета модели Т-М-ТУ [4], роль твердого металла в которой выполняет БП прослойка, с подстановкой в них коэффициента механической неоднородности применяемой биметаллической прослойки.

Представления о деформационной способности соединений с композитными прослойками были получены на основе изучения закономерностей изменения деформационных характеристик отдельных участков исследуемой композиции:

$$\Delta l = \Delta h_м + \Delta h_{бп} + \Delta l_Т + \Delta l_Т^{зму}, \qquad (6)$$

где Δl, $\Delta h_м$, $\Delta h_{бп}$, $\Delta l_Т$, $\Delta l_Т^{зму}$ – абсолютные удлинения сварного соединения, мягкой прослойки, более прочной прослойки, основного материала и зоны максимального упрочнения в последнем. Анализ изменения относительного удлинения δ мягкой прослойки показал (рис. 2, кривые *а–г*), что его снижение в области больших $\chi_м$ связано с уменьшением базы деформации, происходит только за счет равномерной деформации и определяет в этой области линейный характер зависимости $\Delta h_м = f(\chi_м)$. Интенсивное уменьшение $\Delta h_м$ при малых $\chi_м$ обусловлено снижением не только равномерной, но и сосредоточенной деформации. При еще меньших $\chi_м$ интенсивность убывания $\Delta h_м$ замедляется вследствие вовлечения в пластическую деформацию БП прослойки. Вторая составляющая $\Delta h_{бп}$ в области толстых прослоек, где $\sigma_в \leq \sigma_Т^{бп} \cdot K_\chi^{бп}$, равна нулю, а при тонких прослойках возрастает с уменьшением $\chi_м$ за счет расширения базы деформации и тем интенсивнее, чем больше $\Delta h_{бп}$. При малых $\chi_м$ и больших $\chi_{бп}$ местом разрушения является БП прослойка, определяющая почти полностью относительное удлинение всего образца. Доля составляющей

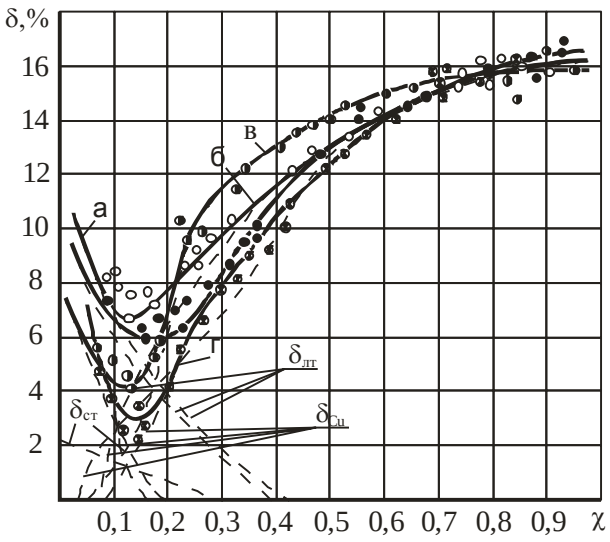


Рис. 2. Влияние относительной толщины мягкой прослойки на относительное удлинение слоев композиции 12Х18Н10Т-М1-Л62(ЛО62-1)-12Х18Н10Т при $\chi_{бп}$:
а – 1,35; *б* – 0,45; *в* – 0,075; *г* – 0

$\Delta l_Т$ зависит от величины $\chi_м$ и соотношения прочностных характеристик материалов. При значительной $\chi_{бп}$ и $\sigma_в^{бп} < \sigma_Т^{Т}$ вклад $\Delta l_Т$ в общую деформацию Δl равен нулю. При малой $\chi_{бп}$ пластические деформации в основном металле возрастают с уменьшением $\chi_м$ за счет повышения прочности соединения и величины $l_Т$, что приводит к значительному росту $\Delta l_Т$ и Δl. При переносе разрушения на основной металл относительное удлинение композиционного соединения определяется пластичностью Т материалов. Вклад в деформацию соединения четвертой составляющей $\Delta l_Т^{зму} = 0$, поскольку $\sigma_Т^{зму} \geq \sigma_в^{Т}$.

Сложные закономерности изменения составляющих в выражении (6) – уменьшение $\Delta h_м$, и возрастание $\Delta h_{бп}$, $\Delta l_Т$ обусловили изменение пластичности образцов в виде кривой с областью δ_{min}, сужающейся по мере уменьшения $\chi_{бп}$. Наличие минимума пластичности объясняется тем, что $\chi_м \leq \chi_i^м$($\chi_i^м$ – относительная толщина прослойки, при которой фактическая прочность становится меньше расчетной), убывание $\Delta h_м$ со снижением $\chi_м$ происходит более резко, чем возрастание $\Delta h_{бп}$ и $\Delta l_Т$. При $\chi_м = \chi_i^м$ БП прослойка только начинает вовлекаться в пластическую деформацию, величина $\Delta l_Т \approx 0$, а ранее начавшееся убывание $\Delta h_м$ идет более интенсивно. Рост деформационной способности соединения при $\chi_м$ " $\chi_i^м$ связан с тем, что увеличение суммарной деформации $\Delta h_{бп} + \Delta l_Т$, по мере уменьшения $\chi_м$ превалирует над снижением $\Delta h_м$.

Выводы

1. При выборе конструкции изделия и технологии сварки взрывом необходимо избегать создания композиционных соединений с $\chi_м = \chi_i^м$, соответствующей реализации минимальной пластичности сварного соединения. Для ее повышения целесообразно применять высокопрочные и толстые БП прослойки.

2. Регулирование $\chi_м$ в области $\chi_м < \chi_i^м$ должно учитывать следующие обстоятельства. При значительной степени механической неоднородности соединений с биметаллической мягкой прослойкой ($K_в = \sigma_в^Т/\sigma_в^м > 3{,}2$) перенос разрушения на основной металл затруднен из-за сложности получения в композициях очень тонких М и БП прослоек. Кроме того, высокая степень механической неоднородности соединений повышает опасность хрупких разрушений. Поэтому оптимальным решением является обеспечение переноса разрушения не на основной металл, а на БП прослойку с относительной толщиной $\chi_{бп} \geq \chi_0$, величину $\chi_м$, соответствующую условию равнопрочности соединения БП прослойке, принимать $\chi_м < \chi_в^{/}$, исходя из расчета по формуле [4].

3. Для реализации переноса разрушения на основной металл композиционных соединений с коэффициентом механической неоднородности $K_в < 3$ значения $\chi_м$ и $\chi_{бп}$ должны выбираться из условий [1].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. *Белоусов, В. П.* Механические свойства титаностальных соединений (с промежуточными слоями), сваренных взрывом / В. П. Белоусов, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. – 1971. – № 9. – С. 137–142.

3. *Бакши, О. А.* Влияние степени механической неоднородности на вязкую прочность сварных соединений при растяжении / О. А. Бакши, Т. В. Кульневич // Физика и химия обработки материалов. – 1973. – № 1. – С. 40–43.

4. *Кусков, Ю. Н.* Классификация и методы расчета прочности свариваемых взрывом композиционных соединений / Ю. Н. Кусков, Ю. П. Трыков // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: труды ВолгПИ/ ВолгПИ. – Волгоград, 1975. – С. 68–79.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун *– д-р техн. наук,* ***Ю. П. Трыков*** *– д-р техн. наук,* ***Д. Ю. Донцов*** *– инж.,*
О. В. Слаутин *– канд. техн. наук,* ***В. Н. Арисова*** *– канд. техн. наук*

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ФАКТОРОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СИК СИСТЕМЫ Ti-Fe*

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

Рассмотрена трансформация микроструктуры в околошовной зоне слоистого композита состава титан ВТ1-0+сталь 20 после нагрева в интервале температур 750-1000^{0}С и времени выдержки от 1 до 10 часов. Показано, что фазовый состав диффузионной прослойки определяется температурно-временными условиями нагрева.

It is considered microstructure transformation in nearby seam zone of a layered titanium-steel composite after heating in the range of temperatures 750-1000^{0}C in a current of 1-10 hours. It is shown, that the phase structure of a diffusion layer is defined by thermal-time conditions of heating.

Ключевые слова: слоистый интерметаллидный композит, диффузионная прослойка, термообработка.
Keywords: a layered intermetallic composite, a diffusion layer, heat treatment.

Технология получения нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов (СИК), обладающих уникальным сочетанием жаропрочных и теплофизических свойств, предусматривает: получение сваркой взрывом многослойных пакетов; их последующую прокатку на расчетную толщину; высокотемпературный нагрев для образования на каждой из границ разнородных металлов в прокатанном композите сплошных интерметаллидных прослоек, являющихся упрочняющей фазой в этом композите, и обеспечения заданного объемного соотношения интерметаллидных и основных слоев [1].*

Система Ti-Fe является одной из перспективных в области создания СИК. Такие композиты обладают высокой удельной прочностью в широком диапазоне температур, низкой теплопроводностью, повышенной коррозионной стойкостью [2]. Применение сталей различных классов позволяет варьировать химическим и фазовым составом образующейся при термической обработке (ТО) диффузионной зоны и формировать СИК с заданным комплексом технологических и эксплуатационных свойств. Для наполнения СИК интерметаллидными прослойками завершающая ТО проводится при температуре 900–1000 °С в течение 0,5–10 часов [2].

В данной работе рассмотрена трансформация микроструктуры в околошовной зоне слоистого композита состава титан ВТ1-0+сталь 20 после его нагрева в интервале температур 750–1000 °С и времени выдержки от 1 до 10 часов. Двухслойный композит был получен сваркой взрывом на режиме (скорость детонации $V_к$ = 2200–2300 м/с, скорость соударения $V_с$ = 480–520 м/с), обеспечивающем волнообразную границу раздела с минимальной степенью химической неоднородности и его стабильное разрушение при разрывных испытаниях нормально границе раздела слоев при напряжениях 360–500 МПа. Термообработка (отжиг) титано-стальных образцов, во избежание газонасыщения титана при нагреве, проводилась в вакуумной печи СВШЛ 0,6-2/16. Металлографические исследования околошовной зоны осуществляли с помощью материаловедческого агрегатного микроскопа "Olympus BX61" с программным пакетом "AnalySIS" фирмы "Soft Imaging System GmbH", твердость структурных составляющих измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 ÷ 1 Н. Съемка образцов проводилась на дифрактометре "Дрон-3".

При повышении температуры образование прослоек происходит последовательно. При температуре 750 °С и выдержке в течение 1 часа в местах, где прошла максимальная деформация, образуется игольчатая прослойка α + α'-Ti, толщина и относительная протяженность которой увеличивается с ростом времени термообработки от 37 до 46 мкм и от 0,51 до 0,56 соответственно (рис. 1). Повышение температуры до 850 °С приводит к ее дальнейшему росту. Толщина увеличивается до 150 мкм, а относительная протяженность стремится к единице. Одновременно происходит снижение твердости с 5,2 до 2,8 ГПа (750 °С) и с 3,5 до 2,6 ГПа (850 °С). Вокруг игольчатой прослойки располагается зона твердого раствора железа в титане с параметрами решетки а = 2,93 и с = 4,65 Å и твердостью ~ 5 ГПа.

Обезуглероженная зона толщиной 0,73 мм (рис. 1) проявляется при 750 °С в течение 1 часа. Увеличение времени выдержки до 10 часов приводит к ее росту до 1,19 мм. При 850 °С прослеживается та же тенденция с изменением толщины от 0,75 до 1,73 мм.

После термообработки при 1000 °С в течение 10 часов образуется пятислойная диффузионная зона (рис. 1). Качественный фазовый рентгеноструктурный анализ показал следующее. На границе раздела образуется прослойка белого цвета, состоящая из интерметаллидов Fe_2Ti и FeTi твердостью 4,3–4,5 ГПа. Со стороны стали к ней примыкает тонкая прослойка TiC, а со стороны титана – игольчатая α + α'-Ti

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 07-08-96607 и 08-08-00056.

структура, определенная по характерному раз-

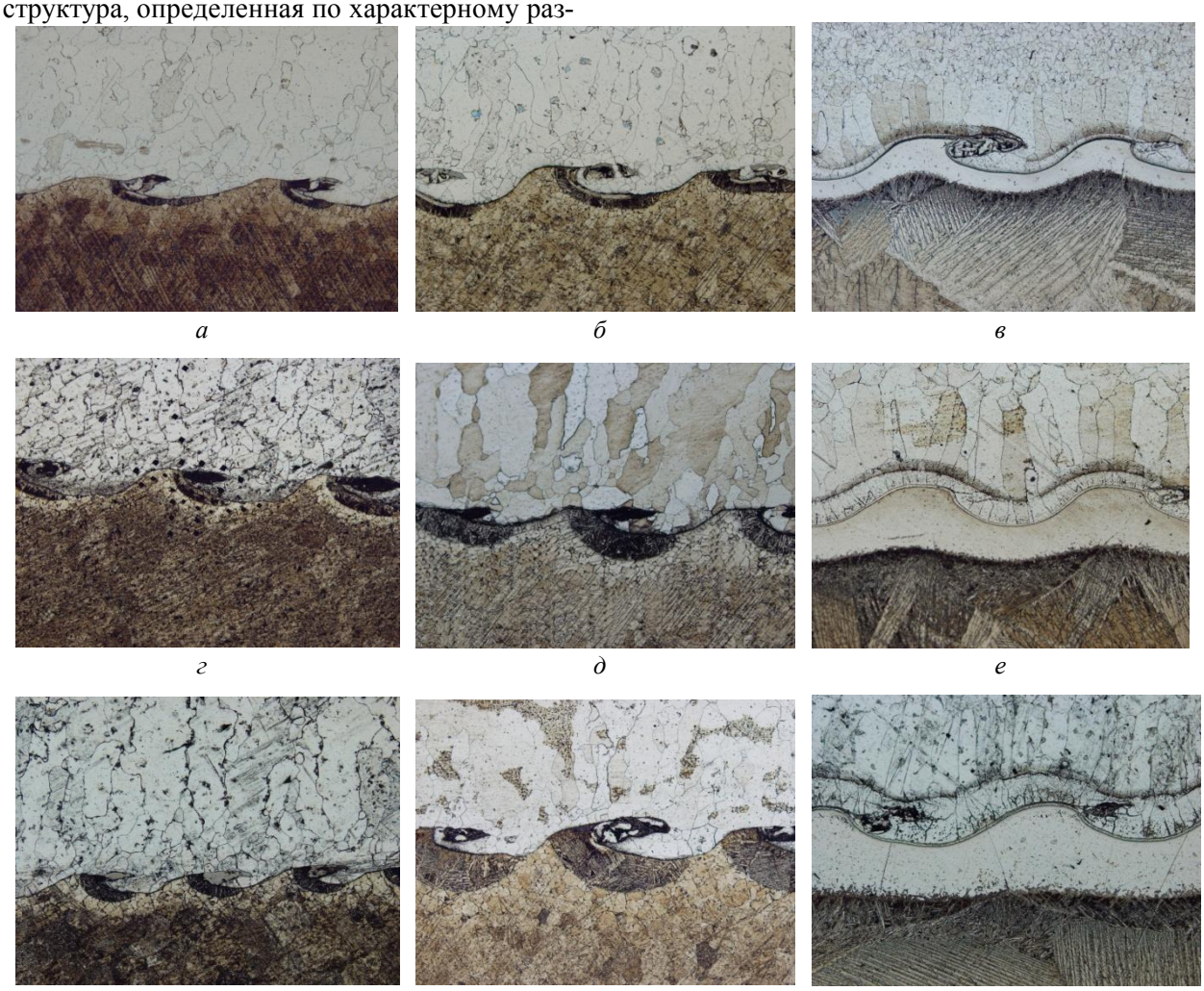


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения ВТ1-0 – сталь20 после ВТО при температурах (*а, г, ж* – 750 °С; *б, д, з* – 850 °С; *в, е, и* – 1000 °С) и времени выдержки (*а, б, в* – 1 час; *г, д, е* – 5 часов; *ж, з, и* – 10 часов); ×100

двоению рентгеновских линий, твердость которой уменьшается с удалением от границы раздела с 3,4 до 3,2 ГПа. В стальном слое образуется твердый раствор титана в α-Fe твердостью 2,2–2,4 ГПа. Далее зафиксирован обезуглероженный слой с зернами вытянутыми в направлении перпендикулярном границе соединения. При 1000 °С за счет замедления диффузионной подвижности углерода [3] интенсивность роста обезуглероженной зоны уменьшается. Четкая граница игольчатой прослойки при этом не наблюдается и о ее толщине можно судить только по изменению микротвердости.

Толщина карбидоинтерметаллидных прослоек с увеличением времени термообработки растет, при этом их твердость остается неизменной и составляет 4,3–4,7 ГПа. После получасовой выдержки толщина слоя TiC равна 3,3 мкм, а после 10 ч – 8 мкм. Толщина прослойки интерметаллидного состава увеличивается с 60 до 230 мкм.

В стали толщина прослойки твердого раствора меняется от впадины к гребню волны. Тем не менее ее средняя толщина при тех же временах выдержки увеличивается от 23 до 135 мкм. Одновременно растет и ее твердость с 1,5 до 2,65 ГПа за счет увеличения концентрации титана в твердом растворе.

Для оценки термической стабильности структуры СИК состава титан ВТ1-0 + сталь 20, его подвергали повторным нагревам до температур выше и ниже температуры полиморфного превращения в титане.

Исследование структуры и свойств СИК после нагревов по режиму 920 °С, 5 часов (диффузионная прослойка сформирована после ТО

1000 °С, 1 час) и 850 °С, 20 часов (диффузионная прослойка сформирована после ТО 920 °С, 10 часов) показало, что повторные нагревы СИК выше температуры полиморфного превра-щения титана не влияют на структуру и свойства как основных металлов композиции, так и образовавшейся после первичной ТО диффузионной зоны (рис. 2, *а, б*). Нагревы СИК ниже температуры полиморфного превращения (850 °С) привели к измельчению той части игольчатой α + α'-Ti структуры, в которой повышенное содержание железа снизило температуру его полиморфного превращения (рис. 2, *в, г*).

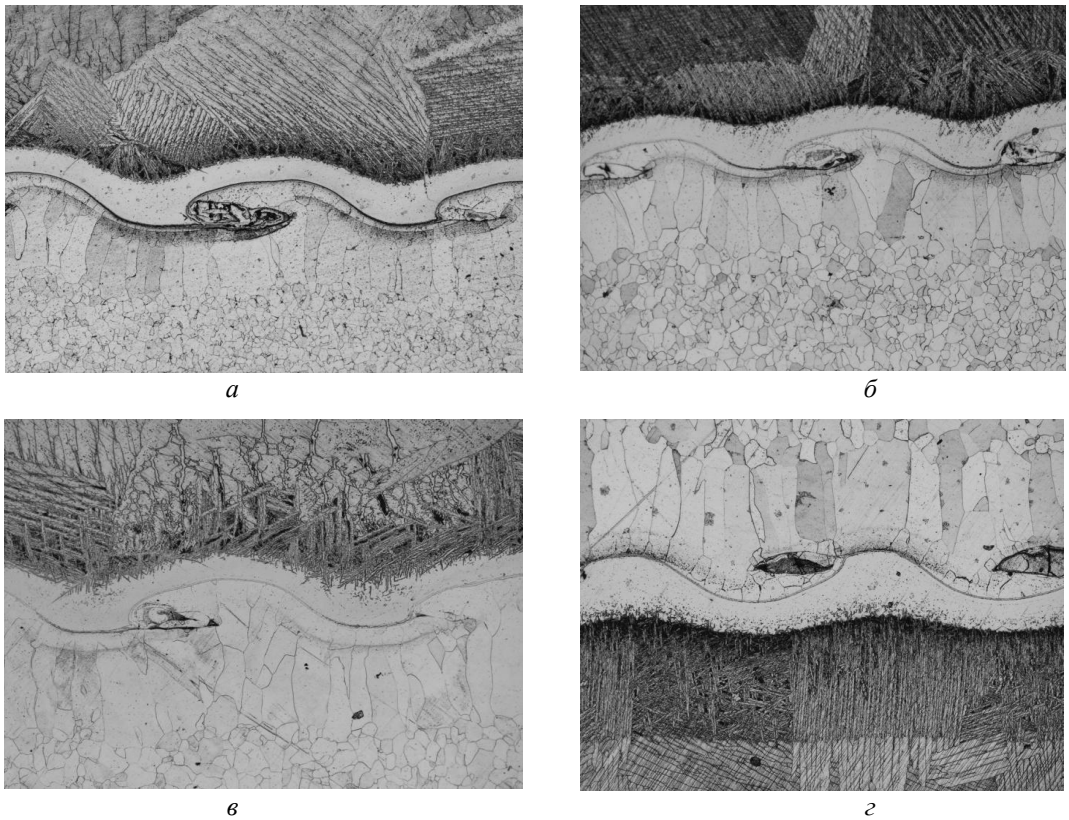


Рис. 2. Микроструктура титаностального композита после первичной (*а, в*) и вторичной (*б, г*) ТО:
а – 1000 °С, 1 ч; *б* – ТО 950 °С, 5 ч; *в* – 920 °С, 10 ч; *г* – 850 °С, 20 ч ×100

Выводы

1. Фазовый состав диффузионной прослойки в композите титан ВТ1-0 + сталь 20 определяется температурно-временными условиями нагрева. При температурах до 800 °С она состоит из α + α'-Ti, твердого раствора железа в титане и обезуглероженной зоны.

2. При нагреве в интервале температур 900–1000 °С диффузионная прослойка состоит из пяти слоев: игольчатая α + α'-Ti структура; прослойка, состоящая из интерметаллидов Fe_2Ti и FeTi; тонкая прослойка TiC; твердый раствор титана в α-Fe и обезуглероженный слой.

3. Для измельчения структуры α + α'-Ti, образовавшейся после первичной ТО, СИК состава титан ВТ1-0 + сталь 20 рекомендуется подвергать окончательной ТО при температуре полиморфного превращения титана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. *Трыков, Ю. П.* Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Конструкции из композиционных материалов. – 2004. – № 1. – С. 48–53.

3. *Блантер, М. Е.* Фазовые превращения при термической обработке стали / М. Е. Блантер. – М: Металлургиздат, 1962. – 268 с.

УДК 621.791:621.771

Л. М. Гуревич *– канд. техн. наук,* ***Ю. П. Трыков*** *– д-р техн. наук,*
В. Н. Арисова *– канд. техн. наук,* ***В. В. Метелкин*** *– асп.,* ***С. Ю. Качур*** *– студ.*

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ

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

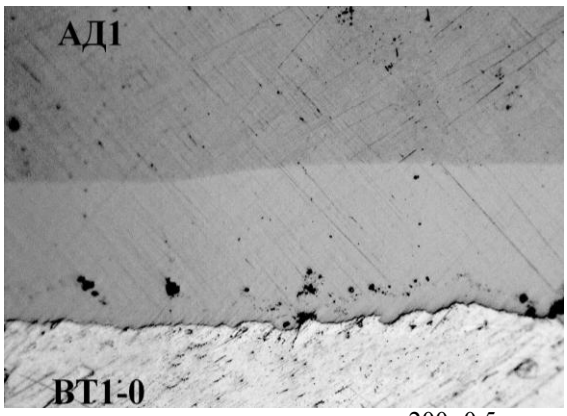
Показано, что закалка от температур 460- 630°С, приводит к повышению твердости интерметаллидных слоев в титано-алюминиевых композитах, полученных как в процессе твердофазной диффузии, так и при взаимодействии расплава алюминия с титаном. Установлено, что увеличение твердости связано с перераспределением соотношения объемных долей интерметаллидов TiAl и Ti_3Al без изменения их параметров кристаллической решетки.

It is shown, that training from temperatures 460-630°C, leads to increase of hardness of intermetallic layers in the titano-aluminium composites received both in process solid phase of diffusion, and at interaction of the fused aluminium with the titan. It is established, that the hardness increase is connected with redistribution of a parity of volume fractions of TiAl and Ti_3Al without change of their parametres of a crystal lattice.

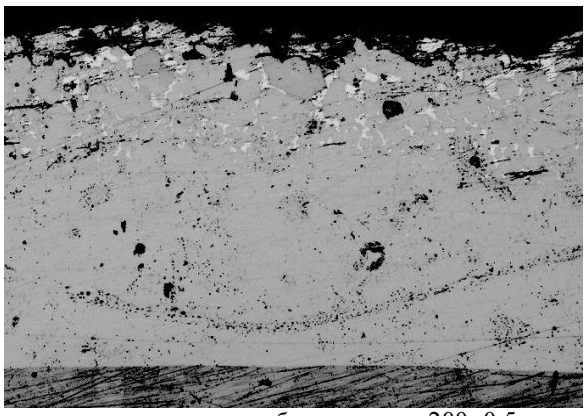
Ключевые слова: композит, сварка взрывом, интерметаллид, закалка, микротвердость, рентгеноструктурный анализ.
Keywords: a composite, welding by explosion, intermetallic compounds, training, microhardness, x-ray analysis.

Одним из перспективных направлений современного материаловедения является совершенствование технологий получения слоистых интерметаллидных композитов (СИК). Оптимизация конструкция СИК из металлических и интерметаллидных слоев позволяет реализовать в этом классе материалов уникальные теплофизические и механические свойства, особенно при повышенных температурах. Ранее проводимые исследования [1, 2] показали, что закалка интерметаллидных композитов в ряде случаев позволяет повысить твердость и прочность диффузионных слоев. Целью настоящей работы являлась проверка возможности повышения механических свойств титаноалюминиевого интерметаллидного композита оптимизацией режимов термической обработки.

Исследованиям подвергались интерметаллидные композиты, создаваемые как в процессе твердофазной диффузии, так и при взаимодействии расплава алюминия с титаном в композиционном материале титан ВТ1-0+алюминий АД1, полученном горячей прокаткой. Выбор технически чистых металлов (титана ВТ1-0 и алюминия АД1) обусловлен желанием исключить влияние легирующих элементов на превращениях, происходящие при термической обработке. Металлографические исследования зоны соединения в двух- и трехслойных композитах, полученных горячей прокаткой, не выявили опасных видов структурной и механической неоднородности типа трещин и оплавов (рис. 1), а механические испытания показали, что прочность соединения на отрыв слоев достигала 90–110 МПа при разрушении по алюминию АД1.



а ×200×0,5



б ×200×0,5

Рис. 1. Структура композита после твердофазного отжига (*а*) и после взаимодействия расплава алюминия с титаном (*б*)

Твердофазная диффузия в образцах титан ВТ1-0+алюминий АД1 (толщины слоев по 2 мм) при температуре 630 ºС в течение 70 часов приводила к получению прослойки толщиной 130 мкм. Диффузионный слой, полученный при взаимодействии расплава алюминия с титаном в композите ВТ1-0–АД1 (толщины слоев 2 и 0,5 мм) при 750 °С в течение 8 часов, состоял из алюминиевой матрицы с дисперсными частицами интерметаллидов. Для предотвращения растекания расплава алюминия и защиты от окисления образцы помещали в трехслойную обмазку из смеси жидкого стекла с тальком.

Исследование микроструктуры диффузионных слоев проводилось на материаловедческом агрегатном микроскопе "Olympus BX61" при

увеличениях ×50 – ×500 с фиксацией микроструктуры цифровой камерой DP12, последующая обработка на ПЭВМ электронных изображений выполнялась с использованием пакета программ "AnalySiS". Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3М под нагрузками 0,5 и 1,0 кН.

Рентгенографические исследования выполнили на установке "ДРОН-3" в $Cu_{K\alpha}$ излучении. Общая съемка отожженных и закаленных структур проводилась в пределах 20–100° со скоростью вращения образца 1 градус в минуту, а прецизионная съемка выбранных линий 0,25 градуса в минуту. Фазы идентифицировали сравнением межплоскостных расстояний и интенсивностей полученных линий на рентгенограмме с данными картотеки ASTM для вероятных алюминидов титана. Для прецизионной съемки, позволяющей определить параметры кристаллических решеток, были выбраны линии TiAl(202), $TiAl_3$(202), Ti_3Al(101), не имеющие наложения линий других фаз.

Оптимальная температура закалки определялась методом пробных закалок в воде по изменению микротвердости интерметаллидного слоя. Для повышения достоверности полученных результатов и исключения погрешностей, связанных с наличием пористости и мелких зерен твердого раствора на основе алюминия, пробной закалке подвергались слоистые интерметаллидные композиционные материалы со сплошной интерметаллидной прослойкой толщиной 130 мкм, полученные твердофазной диффузией. Гистограмма изменения твердости интерметаллидной прослойки при различных температурах закалки показана на рис. 2. Закалка от температур ниже 460 °С не изменяла твердость интерметаллидных слоев, а дальнейший рост температуры закалки сопровождался увеличением твердости. Максимальные значения микротвердости интерметаллидов были

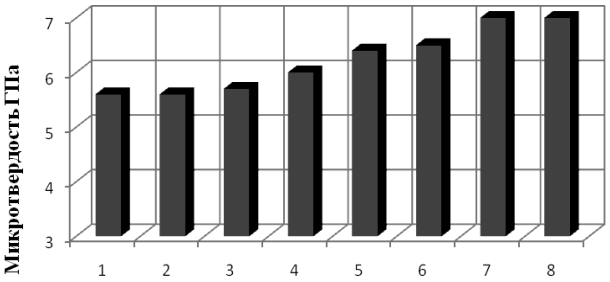


Рис. 2. Зависимость микротвердости интерметаллидной прослойки в полученном твердофазной диффузией титано-алюминиевом композите от температуры закалки:
1 – исходный, *2* – 460 °С, *3* – 490 °С, *4* – 520 °С, *5* – 550 °С, *6* – 580 °С, *7* – 610 °С; *8* – 630 °С

получены при температуре закалки 610 °С. Закалку интерметаллидного композита, полученного при взаимодействии расплава алюминия с титаном, проводили, используя полученную в процессе исследований температуру закалки 610 ºС, приводящую к максимальному повышению микротвердости интерметаллида. Как видно из рис. 3, твердость диффузионного слоя с дисперсными интерметаллидами после закалки повышалась в среднем на 1,5 ГПа по сравнению с исходным. Уменьшение микротвердости на расстоянии более 350 мкм от границы соединения объясняется ростом объемной доли твердого раствора на основе алюминия в диффузионном слое (рис. 1, *б*).

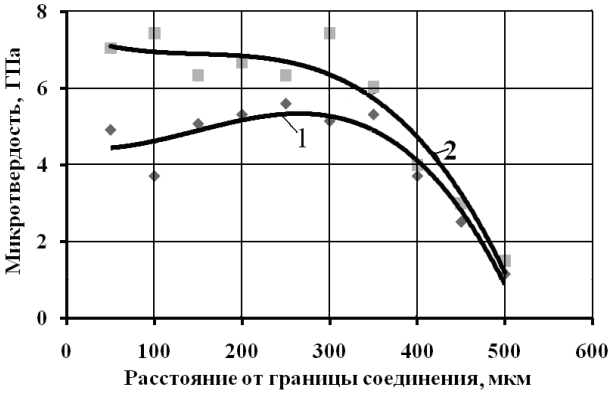


Рис. 3. Распределение микротвердости в диффузионном слое:
1 – после отжига 750 °С, 8 часов ; *2* – после закалки от 610 °С в воде

Анализ известных диаграмм состояний алюминий-титан [3–5], одна из которых показана на рис. 4, не выявил превращений в интервале температур ниже 665 °С, которые могли бы объяснить наблюдаемое после закалки повышение твердости интерметаллидной прослойки. Для уточнения возможных механизмов упрочнения проводился рентгенофазовый анализ прослоек после отжига и после закалки.

На дифрактограммах интерметаллидного слоя до и после закалки (рис. 5) выявлялся один и тот же набор характеристических линий, позволяющий надежно идентифицировать три алюминида титана (Ti_3Al, TiAl и $TiAl_3$), а также твердый раствор на основе алюминия.

Расчеты параметров кристаллических решеток по данным прецизионных съемок линий TiAl(202), $TiAl_3$(202), Ti_3Al(101) идентифицированных интерметаллидов показали, что из-

менения межплоскостных расстояний и, следовательно, химического состава после закалки практически не происходит (см. таблицу). На-

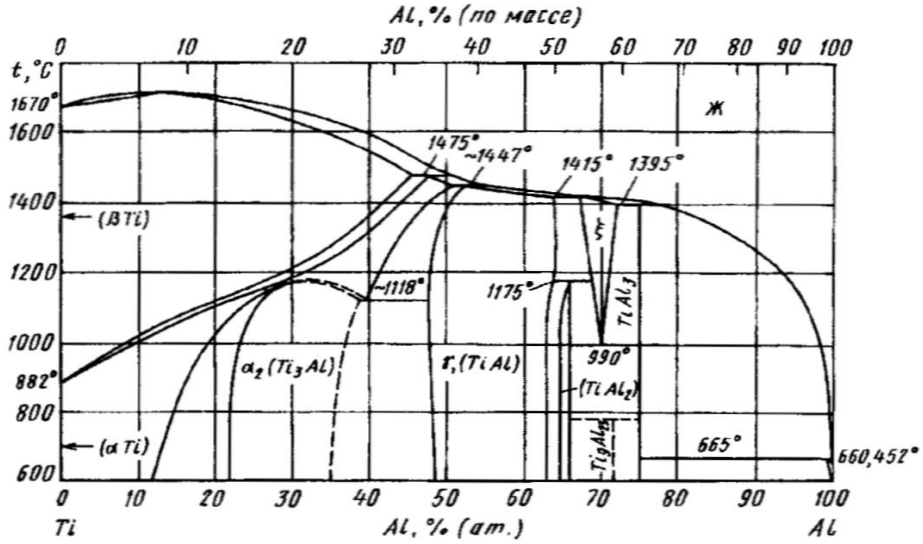


Рис. 4. Диаграмма состояния сплавов системы титан-алюминий [5]

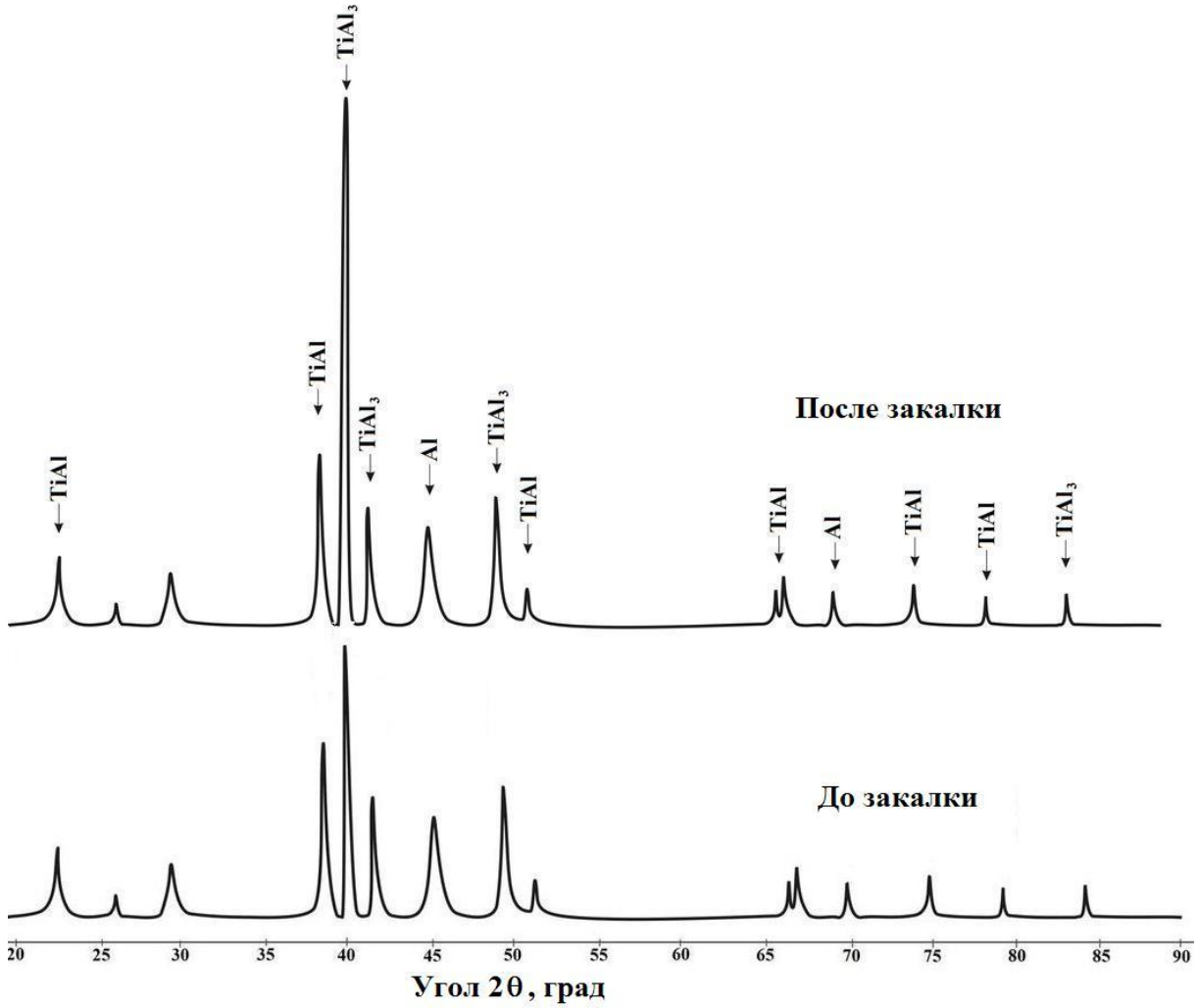


Рис. 5. Дифрактограммы интерметаллидных слоев, полученных при взаимодействии расплава алюминия с титаном

до и после закалки от 610 °С

Параметры кристаллической решетки интерметаллидов

После отжига 750 °С					
TiAl (202)		$TiAl_3$ (202)		Ti_3Al (101)	
d_{hkl}, нм	$I_{отн}$	d_{hkl}, нм	$I_{отн}$	d_{hkl}, нм	$I_{отн}$
0,1417	0,16	0,2265	1	0,3459	0,2
После закалки 610°С в воде					
0,1414	0,2	0,2261	1	0,3442	0,13

блюдается лишь перераспределение относительной интенсивности линий, свидетельствующее о увеличении после закалки объемной доли $TiAl_3$.

Таким образом, методами рентгеноструктурного анализа доказано, что повышение микротвердости диффузионного слоя после закалки связано не с возникновением новых интерметаллидных фаз или изменением параметров их кристаллической решетки, а с увеличением в нем объемной доли интерметаллида $TiAl_3$ и уменьшением содержания TiAl и Ti_3Al.

Выводы

1. Показано, что закалка от температур 460–630 °С, приводит к повышению твердости интерметаллидных слоев в титаноалюминиевых композитах, полученных как в процессе твердофазной диффузии, так и при взаимодействии расплава алюминия с титаном.

2. Методами рентгеноструктурного анализа доказано, что увеличение твердости связано с перераспределением соотношения объемных долей интерметаллидов TiAl и Ti_3Al без изменения их параметров кристаллической решетки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* О взаимодействии компонентов в титаностальном композите / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун // Перспективные материалы, 2004. – № 6. – С. 43–47.

2. *Трыков, Ю. П.* Многослойные титаностальные интерметаллидные композиты с повышенными жаропрочными свойствами / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко // Черная металлургия. – 2006. – № 9. – С. 67–68.

3. *Хансен, М. К.* Структура двойных сплавов. В 2 т. / М. Хансен, К. Андерко. – М.: Металлургиздат, 1962. – 1188 с.

4. *Гринберг, Б. А.* Интерметаллиды Ni_3Al и Ti_3Al: микроструктура и деформационное поведение / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов. – Екатеринбург: УРО РАН, 2002. – 360 с.

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

УДК 621.791

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

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА 12Х18Н10Т-АД1-АМг6*

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

Приведена методика расчета коэффициента теплопроводности слоистого сталеалюминиевого композита, полученного по комплексной технологии. Подтверждено влияние элементов структурного состояния слоистых композиционных материалов на их теплопроводность, и определены коэффициенты теплопроводности исследованных видов структурно-механической неоднородности.

The design procedure of factor of heat conductivity of the layered steel-aluminium composite received on complex technology is resulted. Influence of elements of a structural condition of layered composite materials on their heat conductivity is confirmed, and factors of heat conductivity of the investigated kinds of structurally-mechanical heterogeneity are defined.

Ключевые слова: теплопроводность, слоистый композит, интерметаллидные прослойки, диффузия.
Keywords: heat conductivity, a layered composite, intermetallic layers, diffusion.

Слоистые сталеалюминиевые композиты, полученные по комплексным технологиям, включающим сварку взрывом (СВ), обработку давлением и отжиги первого или второго рода, нашли применение при изготовлении теплозащитных и теплообменных элементов [1], но в большинстве работ, им посвященных, основное внимание уделялось проблеме получения композитов со стабильной прочностью соединения, а достоверные методы расчета теплофизических характеристик таких композиций практически не разработаны.

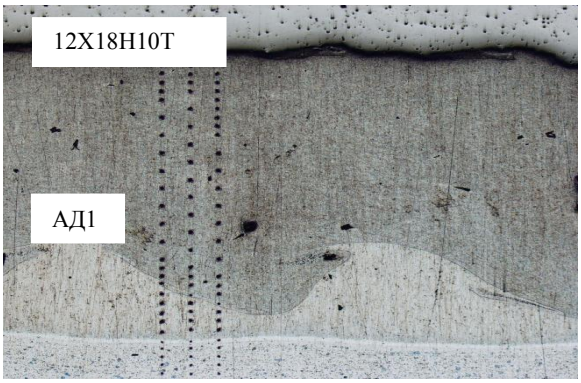
К числу основных факторов, оказывающих влияние на теплопроводность слоистых металлических композитов (СМК), можно отнести

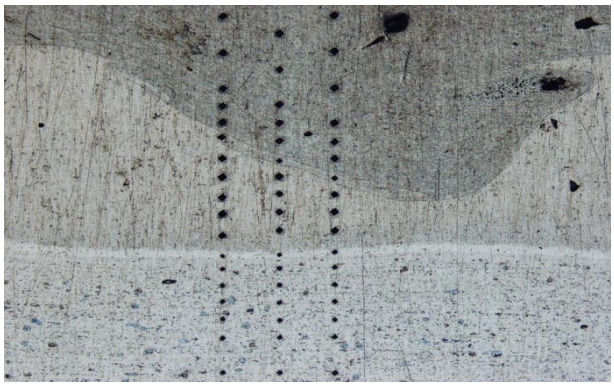
* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 08-08-00056 и 07-08-96607.

образовавшиеся при СВ дефекты кристаллической решетки метаемой пластины, подвергавшейся двойному перегибу, зоны механического упрочнения вблизи границы соединения, сплошные слои и отдельные включения оплавов, а также диффузионные прослойки и наклеп металла, возникшие при нагревах и обработке давлением. Характер структурно-механических неоднородностей зависит от физико-механических свойств соединяемых металлов и параметров применяемых операций: кинетической энергии W_2, затрачиваемой на пластическую деформацию металла вблизи границы соединения при СВ, степени деформации при обработке давлением, температурно-временных условий термообработки после СВ или обработки давлением [2]. Как правило, сварка взрывом приводит к практически равномерному упрочнению по толщине соединяемых материалов с наиболее интенсивным повышением твердости в околошовной зоне (ОШЗ) – в зоне максимального упрочнения (ЗМУ).

Целью настоящей работы являлась разработка методики прогнозирования теплофизических свойств слоистых сталеалюминиевых композитов с различным объемным содержанием интерметаллидных прослоек и других видов структурно-механической неоднородности.

Сварка взрывом трехслойного композита 12Х18Н10Т-АД1-АМг6 проводилась на оптимальных режимах (на границе 12Х18Н10Т-АД1 W_2 = 0,65 МДж/м^2), рассчитанных на ПЭВМ с использованием программы "Welding", что обеспечивало подтвержденное металлографическим анализом (рис. 1) отсутствие непроваров и оплавов. Металлографические исследования шлифов проводили на модульном моторизованном микроскопе "Olympus BX-61" с фиксацией микроструктур цифровой камерой DP12 и последующей обработкой полученных электронных изображений с использованием пакета программ "AnalySiS".





(×50) (×100)

АМг6 *а* *б*

Рис. 1. Микроструктура композита 12Х18Н10Т-АД1-АМг6 после сварки взрывом

Степень упрочнения в ЗМУ и ее толщину оценивали по распределению микротвердости, измеренной на приборе ПМТ-3. После СВ толщина ЗМУ на границе 12Х18Н10Т –АД1 составила 50 мкм, а твердость – 3,1 ГПа (рис. 2).

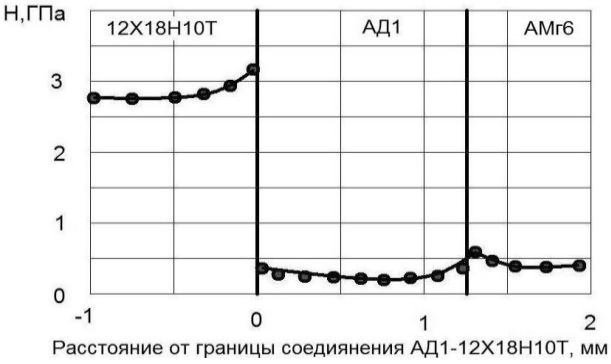


Рис. 2. Распределение микротвердости в композите 12Х18Н10Т-АД1-АМг6 после сварки взрывом

Диффузионный отжиг проводили при температуре 580 °С, обеспечивающей скорость роста интерметаллидной прослойки на границе 12Х18Н10Т-АД1, достаточной для получения толщин 30–60 мкм за технологически приемлемый промежуток времени. После отжига при 580 °С в течение 1 часа образовывалась интерметаллидная прослойка толщиной 14 мкм (рис. 3, *а*), а увеличение времени выдержки до 4 часов приводило к ее утолщению до 30 мкм (рис. 3, *б*) и дифференциации на две с различной окраской, что подтверждало наличие в диффузионной зоне минимум двух интерметаллидных фаз. Твердость интерметаллидной прослойки

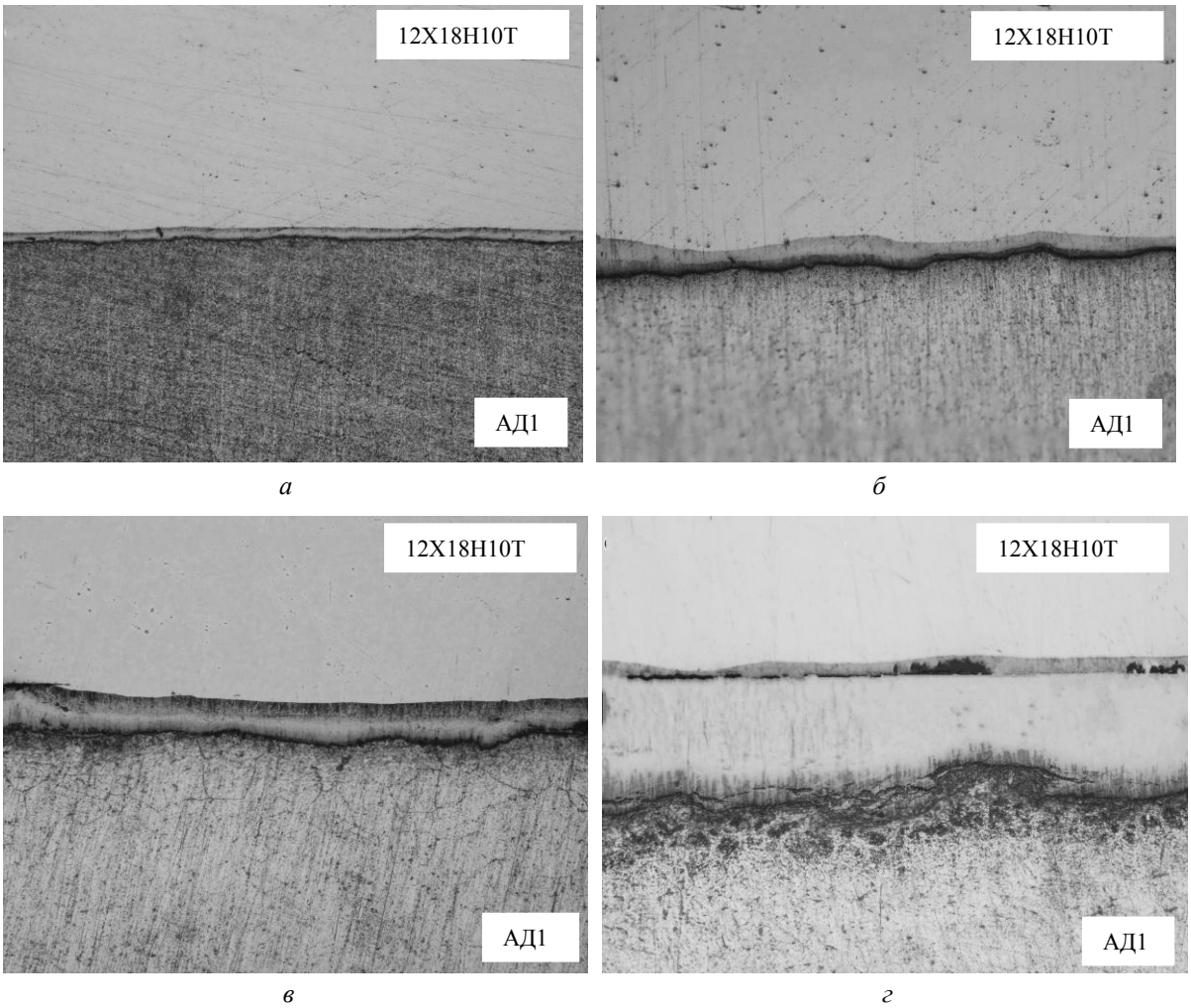


Рис. 3. Изменение толщины интерметаллидной прослойки на границе 12Х18Н10Т-АД1 после отжига при 580 ºС различной длительности (×200×0,5):
а – 1ч; *б* – 4 ч; *в* – 8 ч; *г* – 12 ч

достигала 7,6–7,8 ГПа (рис. 4). По литературным данным [3], на начальных стадиях взаимодействия железа и алюминия происходит диффузия железа в алюминий с образованием смеси фаз $FeAl_3$+Fe_2Al_5, в дальнейшем за счет диффузии алюминия в сталь формируется сложная интерметаллидная прослойка, в которой выявляется 2,2 % Ni, 6,6 % Cr и 22,4 % Fe.

При увеличении времени выдержки до 8 и 12 часов наблюдался дальнейший рост толщины прослойки до 50 и 100 мкм (рис. 3, *в, г*), твердость прослоек при этом не изменялась. В процессе исследований проводилось сравнение толщин визуально определяемых интерметаллидных прослоек (рис. *3*) и диффузионных зон, включающих участки твердых растворов с повышенной микротвердостью. Как видно из рис. *4*, на границе 12Х18Н10Т-АД1 после отжига при 580 ºС в течение 12 ч кроме интерметаллидных прослоек происходило образование твердых растворов в стали и алюминии толщиной до 200 и 25 мкм.

Проведенные исследования позволили получить уравнение, описывающее кинетику роста интерметаллидной прослойки на границе АД1-12Х18Н10Т:

$$y^2 = 4.31 \cdot 10^{-1} exp\left(-\frac{3580}{RT}\right)t - 5.17 \cdot 10^{-9} exp\left(\frac{4500}{RT}\right) \text{ (см}^2\text{)} \quad (1)$$

С ростом времени отжига наблюдалось повышение твердости слоя АД1 и постепенное снижение твердости АМг6, связанные, по-видимому, с диффузией магния через границу АД1-АМг6.

Значения эквивалентного коэффициента теплопроводности композита λ СКМ исследова-

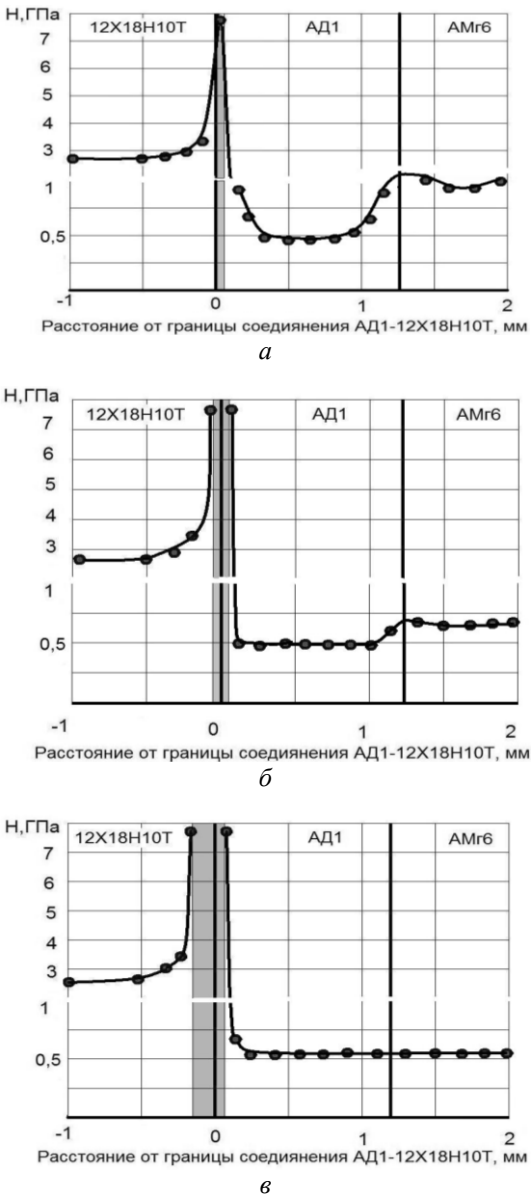


Рис. 4. Распределение микротвердости в композите 12Х18Н10Т-АД1-АМг6 после отжига при 580 ºС: *а* – 4 ч; *б* – 8 ч; *в* – 12 ч

лись на приборе "КИТ-02Ц" КБ "Теплофон", предназначенном для измерения теплопроводности композиционных образцов из металлов, металлокерамики и других материалов в диапазоне от 1 до 400 Вт/мК с погрешностью не более 3 %. Для повышения достоверности результатов измерения теплопроводности композита проводились не менее десяти раз при переустановке образца и рассчитывалось среднее значение и величина доверительного интервала.

Экспериментально определяемый эквивалентный коэффициент теплопроводности композита $\lambda_{СКМ}$ зависит только от термического сопротивления слоев и, в соответствии с обычно используемыми моделями переноса теплового потока, равен [4]:

$$\lambda_{СКМ} = \frac{\delta_1 + \delta_2 + ... + \delta_n}{\frac{\delta_1}{\lambda_1} + \frac{\delta_2}{\lambda_2} + ... + \frac{\delta_n}{\lambda_n}}, \qquad (2)$$

где δ_1, δ_2, … δ_n – толщины слоев; λ_1, λ_2,… λ_n – коэффициенты теплопроводности слоев.

Для определения теплопроводности ЗМУ и интерметаллидных слоев изучали динамику изменения измеренных коэффициентов теплопроводности сваренного взрывом композита после термических обработок по различным режимам, приводящим к процессам рекристаллизации и реактивной диффузии. Эквивалентная теплопроводность композита после сварки взрывом составляла 46 Вт/мК. Термическая обработка при температуре 580 °С в течение одного часа практически не приводила к изменению теплопроводности, несмотря на появление тонкой интерметаллидной прослойки, что связано, вероятно, с малостью ее объемной доли (около 0,1 %) и одновременным уменьшением плотности дефектов в ЗМУ. Увеличение времени выдержки до 12 часов вызвало рост объемной доли диффузионной прослойки до 1 % и уменьшение теплопроводности до 36 Вт/мК. Зависимости изменения толщины интерметаллидной прослойки и теплопроводности композиционного материала от времени выдержки при 580 °С показаны на рис. 5. Отжиг длительностью менее четырех часов не приводит к снижению коэффициента теплопроводности, и его проведение для теплозащитных элементов нецелесообразно.

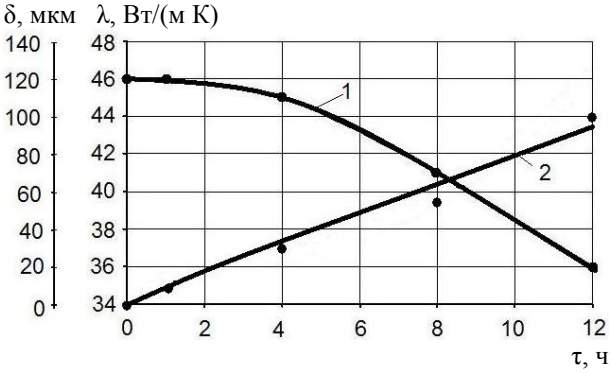


Рис. 5. Зависимость толщины интерметаллидной прослойки (*2*) на границе 12Х18Н10Т-АД1 и коэффициента теплопроводности (*1*) композиционного материала от времени выдержки при 580 °С

Полученные экспериментальные данные позволили, используя (2), вычислить коэффициент теплопроводности, образовавшейся в результате отжига диффузионной прослойки $\lambda_{ДП}$:

$$\lambda_{ДП} = \frac{\delta_{ДП}}{\frac{\delta_{СКМ}}{\lambda_{СКМ}} - \frac{\delta_{12Х18Н10Т}}{\lambda_{12Х18Н10Т}} - \frac{\delta_{АД1}}{\lambda_{АД1}} - \frac{\delta_{АМг6}}{\lambda_{АМг6}}}, \qquad (3)$$

где $\delta_{СКМ}$ – толщина СКМ; $\delta_{12Х18Н10Т}$, $\delta_{АД1}$, $\delta_{АМг6}$ – толщины 12Х18Н10Т, АД1 и АМг6; $\delta_{ДП}$ – толщина диффузионной прослойки; $\lambda_{СКМ}$ – коэффициент теплопроводности КМ; $\lambda_{12Х18Н10Т}$, $\lambda_{АМг6}$ – экспериментальные значения коэффициентов теплопроводности стали 12Х18Н10Т и АМг6, равные 14,3 и 115 Вт/мК и соответствующие справочным данным [5]; $\lambda_{АД1}$ – табличный коэффициент теплопроводности АД1, равный 230 Вт/мК [5] (из-за малости толщины слоя АД1, не позволяющей провести измерения, при расчете использовались справочные данные).

В результате проведенного расчета по формуле (2) коэффициент теплопроводности диффузионной прослойки составляет 5 Вт/мК (рис. 6).

Полученные расчетные значения коэффициентов теплопроводности и зависимости, описывающие кинетику роста диффузионных прослоек, позволяют прогнозировать в соответствии с уравнением (2) теплофизические свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов, сводя к минимуму объем экспериментальных исследований. Максимального эффекта снижения коэффициента теплопроводности можно добиться при создании многослойных интерметаллидных композитов, в которых доля диффузионных слоев многократно превышает достигнутую в трехслойных материалах, рассмотренных в данной работе.

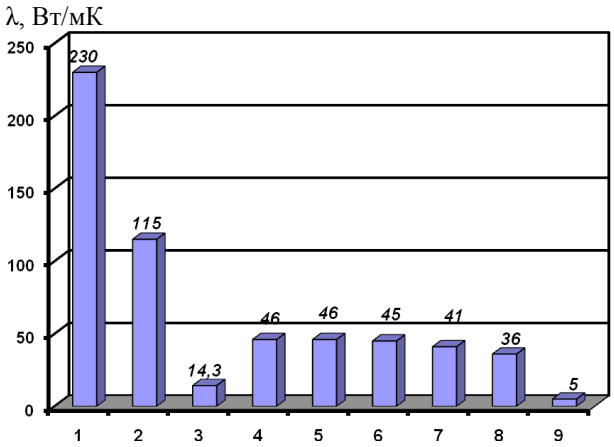


Рис. 6. Теплопроводность композита 12Х18Н10Т-АД1-АМг6 и его составляющих:
1 – АД1; *2* – АМг6; *3* – 12Х18Н10Т; *4* – КМ после СВ; *5* – КМ после СВ+отжиг (580 °С, 1ч); *6* – КМ после СВ+ отжиг (580 °С, 4 ч); *7* – КМ после СВ+ отжиг (580 °С, 8 ч); *8* – КМ после СВ+ отжиг (580 °С, 12 ч); *9* – интерметаллидная прослойка после 580 °С, 12 ч

Выводы

1. Разработана методика расчета эффективного коэффициента теплопроводности слоистого сталеалюминиевого композита, полученного по комплексной технологии, включающей сварку взрывом и последующую термическую обработку.

2. Подтверждено влияние элементов структурного состояния слоистых композиционных материалов (зон максимального упрочнения, диффузионных и интерметаллидных прослоек) на их теплопроводность, и определены коэффициенты теплопроводности исследованных видов структурно-механической неоднородности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Комплексные технологии изготовления композиционных теплозащитных элементов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев // Сварочное производство. – 2000. – № 6.

2. *Сахновская, Е. Б.* Структурная и механическая неоднородность свариваемых взрывом сталеалюминиевых соединений / Е. Б. Сахновская, В. С. Седых, Т. Г. Тарабрин, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. – 1972. – № 9. – С. 7–9.

3. *Лариков, Л. Н.* Диффузионные процессы при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – М.: Машиностроение, 1975. – 192 с.

4. *Трыков, Ю. П.* Теплофизические свойства сталеалюминиевого композиционного материала / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич // Материаловедение. – 2007. – № 2. – С. 31–35.

5. Конструкционные материалы. Справочник / под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко *– д-р техн. наук,* ***Г. В. Агафонова*** *– инж.,*
В. Н. Арисова *– канд. техн. наук,* ***С. М. Рыжова*** *– студ.*

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В КОМПОЗИЦИИ ФТОРОПЛАСТА С АРОПЛАСТОМ ПРИ ВЗРЫВНОМ ПРЕССОВАНИИ В АМПУЛЕ

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

Представлены результаты исследования структурной неоднородности, формируемой при ударно-волновой обработке (УВО) в цилиндрической ампуле композиции фторопласта-4 с арапластом. Изучены параметры кристаллической структуры центральной и периферийной зон, различно ориентированных относительно оси ампулы и характеристические температуры композиции.

Results of research of the structural heterogeneity formed at with great dispatch-wave processing in a cylindrical ampoule of a composition ftoroplasta-4 with aroplast are presented. Parametres of crystal structure of the central and peripheral zones variously focused concerning an axis of an ampoule and characteristic temperatures of a composition are studied.

Ключевые слова: ударно-волновая обработка, фторопласт, арапласт, структурная неоднородность, центральная и периферийная зоны, параметры кристаллической структуры, волокнистая структура.

Keywords: with great dispatch-wave processing, tetrafluoroethylene, aroplast, structural heterogeneity, the central and peripheral zones, parametres of crystal structure, fibrous structure

Известно [1–4], что в результате динамического обжатия порошков в цилиндрических ампулах наиболее высокие параметры ударного сжатия (давление, температура, скорость перемещения вещества) реализуются в центре ампулы. Это создает благоприятные условия для протекания всевозможных химических реакций, фазовых превращений и т. п. При этом получаемые образцы можно разделить на две зоны: периферийную и центральную. Как показали результаты предыдущих исследований [5], наличие и размер центральных зон зависит от параметров взрывного нагружения. При взрывной обработке композиций аропласта (полиоксибензоила) с фторопластом-4 (Ф-4) в ампуле наиболее интенсивное различие между формированием центральной и периферийной зон наблюдается в композиции Б–4–1, содержащей 70 % Ф-4 и 30 % аропласта (А-1).

Целью работы является исследование структурной неоднородности после ударно-волновой обработки (УВО) порошковой смеси композиции Б-4-1 в цилиндрической ампуле диаметром 25 мм и высотой 150 мм. При этом давление в периферийной зоне составляло 0,6 ГПа, а в центральной – более 1,5 ГПа. Изучение структуры и свойств прессовок осуществляли методами рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре "ДРОН-3" в излучении $Cu_{K\alpha}$, дифференциально-термического (ДТА), термогравиметрического (ТГА) анализов по ГОСТ 21553-76 с использованием дериватографа системы Q-1500.

Результаты РСА показали, что независимо от зоны образца дифрактограммы (рис. 1) отражают аморфно-кристаллическую структуру смеси двух полимеров А-1 и Ф-4. При этом дифракционный максимум интенсивности при 2θ = 18,0° соответствует Ф-4, остальные пики при 2θ = 19,58°; 2θ = 20,88°; 2θ = 23,58°; 2θ = 37,0°; 2θ = 41,4° принадлежат А-1. Дифрактограммы центральной зоны вдоль и поперек оси ампулы (рис. 1, кривые *3* и *4*) свидетельствуют о значительном росте интенсивности максимумов, соответствующих А-1, по сравнению с периферийной зоной, что вызвано увеличением количества аропласта в этой зоне, инициированное переносом более легкой составляющей композиции к центру ампулы. Имеет место уширение рентгеновских отражений, обусловленное повышением дефектности (более значительное при съемке материала поперек оси ампулы). Кроме отражений Ф-4 и А-1 на дифрактограммах центральной зоны наблюдаются дополнительные максимумы (рис. 1, *а, б, с*), что может быть связано с взаимодействием исходных по-

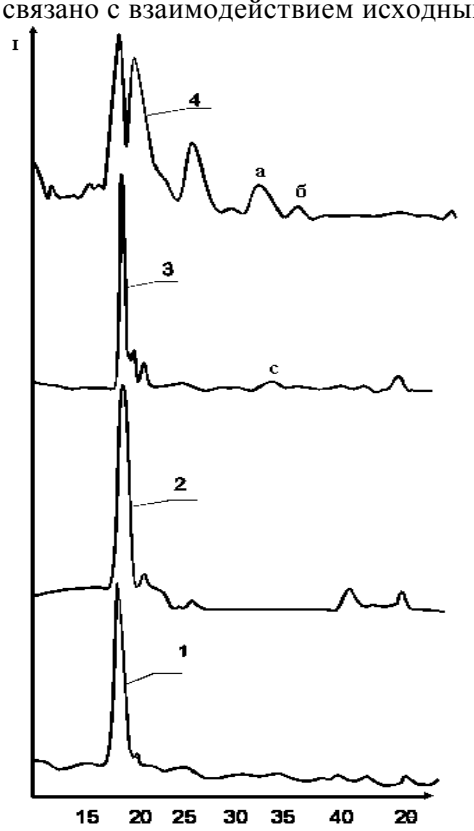


Рис. 1. Дифракционные кривые композиции Б-4-1 при взрывной обработке в ампуле вдоль (*1, 3*) и поперек (*2, 4*) оси ампулы:
1, 2 – периферийная; *3, 4* – центральная зоны

лимеров и образованием новых фаз в результате значительного повышения давления и температуры в центре ампулы (более 500 °С) из-за эффекта схождения ударных волн. Из анализа дифракционной картины следует, что А-1 в этой композиции имеет ромбическую кристаллическую решетку, ПТФЭ – гексагональную. Как известно [6] и подтверждается настоящими исследованиями, А-1 имеет возможность поворота в своих молекулярных цепях вокруг сложноэфирной связи, приводящего к взаимопроникновению обоих полимеров, и в результате, по данным РСА (табл. 1), в центральной зоне образуются кристаллы с большей плотностью упаковки (отношение с/а меньше, чем в периферийной зоне, объем решетки *V* увеличивается), что способствует повышению механических свойств материала. В результате исследований обнаружены существенные различия в кристаллических структурах центральной и периферийной зон, различно ориентированных относительно оси ампулы (табл. 1).

В центральной части ампулы степень кристалличности материала вдоль оси ампулы максимальна, а поперек снижается в 1,5 раза, в отличие от периферии, где она одинакова. К снижению степени кристалличности композиции приводит высокая дефектность структуры поперек оси ампулы, где интенсивное течение и повышенные температуры дополнительно способствуют аморфизации и измельчению кристаллов. Интенсивная деформация порошка в центре ампулы привела к максимальному уменьшению поперечных размеров кристаллитов А-1 до 15,7 нм вдоль и 11,8 нм поперек оси ампулы, а у Ф-4 до 21,8 нм и 16,0 нм соответственно, по сравнению с периферийной зоной. При этом в центральной зоне наблюдается наибольшее увеличение структурных искажений как А-1, так и Ф-4 и более значительно поперек оси ампулы. Физическое уширение А-1 возросло до 12,9 мрад, а относительная деформация решетки – до $12{,}6 \cdot 10^{-3}$, у Ф-4 – до 8,8 мрад и $13{,}8 \cdot 10^{-3}$, соответственно.

Таким образом, рентгеноструктурным анализом подтвержден полученный при металлографических исследованиях вывод о том, что в центральной зоне прессовок образуются волокнистые, ориентированные вдоль оси ампулы структуры, что очевидно связано с возникновением на расстоянии 2–4 мм от центра ампулы тангенциального разрыва, продольных скоростей и смещения центральной области сжатого вещества относительно периферийных слоев [1].

Последующее спекание при температуре 380 °С, приводящее к монолитизации материала,

Таблица 1

Параметры кристаллической структуры композиции Б-4-1

Параметр		Спекание	Состояние материала после УВО			
			периферийная зона		центральная зона	
			вдоль оси ампулы	поперек оси ампулы	вдоль оси ампулы	поперек оси ампулы
χ, %		–	72	71	96	61
		+	46	50	76	59
Сам, нм		–	3,91	3,80	5,02	4,36
		+	3,06	2,85	4,60	4,00
А-1	Д, нм	–	18,4	18,1	15,7	11,8
		+	24,0	22,7	22,7	21,7
	$\beta \cdot 10^{-3}$, рад	–	7,3	7,8	9,8	12,9
		+	6,0	6,3	6,3	6,6
	$\frac{\Delta d}{d \cdot 10^3}$	–	7,1	7,5	9,6	12,6
		+	5,7	6,1	6,1	6,4
Ф-4	Д, нм	–	23,9	19,2	21,8	16,0
		+	32,5	26,7	44,3	39,6
	$\beta \cdot 10^{-3}$, рад	–	5,9	7,3	6,5	8,8
		+	4,3	5,3	3,2	3,5
	$\frac{\Delta d}{d \cdot 10^3}$	–	9,3	11,4	10,2	13,8
		+	6,7	8,2	5,0	5,5
	а, нм	–	0,567	0,571	0,575	0,578
		+	0,570	0,566	0,563	0,567
	с, нм	–	1,455	1,464	1,473	1,476
		+	1,473	1,481	1,473	1,482
	V,нм^3	–	0,405	0,413	0,421	0,427
		+	0,414	0,411	0,404	0,413
	с/а	–	2,57	2,56	2,56	2,55
		+	2,58	2,62	2,62	2,61

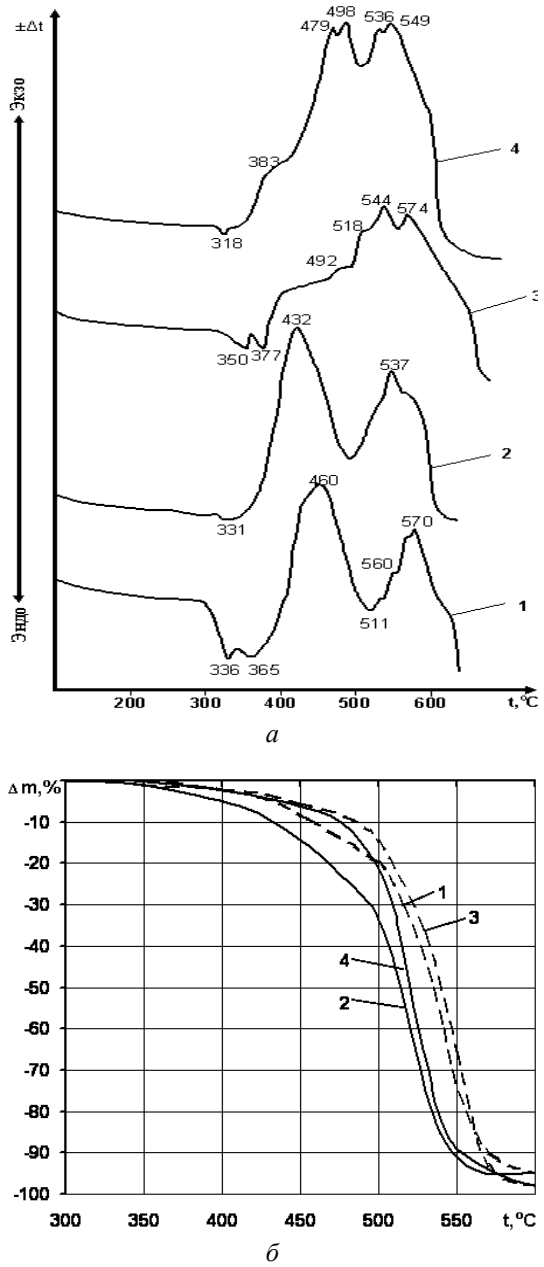


Рис. 2. Кривые ДТА (*а*) и ТГА (*б*) композиции Б-4-1 при взрывной обработке в ампуле до (1, 3) и после спекания (2, 4):

1, 2 – периферийная, *3, 4* – центральная зоны

уменьшило степень кристалличности и межслоевое расстояние аморфной фазы (табл. 1). Значения характеристик тонкой структуры (D, β и $\Delta d/d$) А-1 выравниваются, независимо от зоны образца и направления УФ. При этом размер кристаллитов увеличивается в 1,3–1,5 раза, а уровень структурных искажений снижается в 1,5–2 раза и более значительно в центральной зоне. У Ф-4 в центре ампулы размер кристаллитов максимален, а структурные искажения минимальны в обоих направлениях, что обусловлено более интенсивной стабилизацией структуры в этой зоне.

Результаты ДТА (рис. 2, *а*) подтверждают полученные выше выводы о формировании при УВО неоднородной структуры по сечению ампулы. Высокоэнергетическое воздействие приводит к расщеплению эндопика, что согласуется с результатами РСА, аналогично как на чистом ароплaсте, спрессованном наиболее высоким давлением 4,6 ГПа [7]. При этом область плавления материала центральной зоны на 12–14 °С выше, нежели у периферийной зоны, а максимум термоокисления (при 460 °С у периферийной зоны) практически исчезает (492 °С), что подтверждает возможные структурные изменения с участием кислорода при УВО.

Спекание приводит к размытию пика плавления кристаллической части композиции периферийной зоны и снижению температуры эндопика центральной зоны с 350 до 318 °С. Температуры экзоэффектов полимеров в обеих зонах снижаются, однако для центральной части происходит расщепление обоих эндоэффектов, связанное с более интенсивными изменениями в химической структуре А-1, что вызвано высоким давлением и повышенной температурой в этой зоне при УВО. Термогравиметрические исследования (рис. 2, табл. 2) подтверждают вышеполученные результаты и показывают более медленную потерю массы и увеличение энергии активации процесса термодеструкции у материала центральной зоны как до (рис. 2, *б*, кривая *2*), так и после спекания (рис. 2, *б*, кривая *4*). Причем наиболее существенная разница потери массы наблюдается до 500 °С (табл. 2).

Такие изменения обусловлены тем, что высокая температура в центре ампулы способствует интенсивным химическим превращениям полимера с разрушением макромолекул, их

Таблица 2

Термические свойства композиции Б-4-1 при взрывной обработке в ампуле

Зона прессовки	Спекание	Температура (°С) потери массы, %				$E_{акт}$, кДж/моль
		t_0	t_{10}	t_{30}	t_{40}	
Периферийная	–	366	459	516	527	66,0
	+	303	433	495	507	80,2
Центральная	–	369	496	523	535	90,7
	+	339	476	509	515	97,8

частичной рекомбинации с образованием волокон, состоящих преимущественно из аропласта, в отличие от периферийной зоны. Однако следует учитывать, что при этом велика вероятность деструкции полимера, и только создание оптимальных условий УВО приводит к сохранению полимера в центральной зоне и его структурным изменениям. Деструкция в этом случае не наблюдается, что подтверждается неизменностью потери веса на термограммах полимера до и после взрывной обработки.

Выводы

1. Взрывное прессование композиции Б-4-1 по ампульной схеме приводит к формированию структурной неоднородности материала, проявляющейся в образовании центральной зоны, существенно отличающейся от периферийной.

2. Методами РСА, ДТА и ТГА установлено, что в центральной зоне образуются волокнистые структуры с большей плотностью упаковки и более высоким содержанием А-1, что вызвано переносом более легкой полимерной составляющей к центру ампулы и одновременным увеличением степени кристалличности вдоль УФ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

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

3. *Матыцин, А. И.* Анализ процесса компактирования порошка в цилиндрическом контейнере на основе простой модели / А. И. Матыцин // Прикладная механика и техническая физика. – 1988. – № 1. – С. 61–70.

4. *Горельский, В. А.* Расчет ударно-волнового компактирования керамического порошка в цилиндрической ампуле / В. А. Горельский, С. А. Зелепугин // Механика твердого тела. – 1988. – № 6. – С. 82–89.

5. *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.

6. *Гузеев, В. В.* Разработка новых полимерных материалов для узлов трения центробежных насосов / В. В. Гузеев, Л. Р. Иванова // Химическая промышленность. – 1999. – № 3 (193). – С. 59–63.

7. *Адаменко, Н. А* Структурные изменения полиоксибензоила при взрывной обработке / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, П. А. Литвинов // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 4. – С. 52–56.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко *– д-р техн. наук,* ***А. В. Казуров*** *– канд. техн. наук,* ***Э. В. Седов*** *– канд. техн. наук*

ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕРМИЧЕСКОЕ РАСШИРЕНИЕ МЕДНОФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ

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

В статье приведены результаты влияния взрывной обработки на структурную модификацию металлофторопластовых композитов.Установлено, что снижение термического расширения с увеличением концентрации металла обусловлено не только количественными смесевыми закономерностями композитной смеси, но и структурными изменениями.

In article results of influence of explosive processing on structural updating metal-tetrafluoroethylene composites are resulted. It is established, that decrease in thermal expansion with increase in concentration of metal is caused not only quantitative by laws of a composit mix, but also structural changes.

Ключевые слова: взрывная обработка, меднофторопластовые композиты, термомеханические свойства, термическое расширение, наполнение, адгезионное взаимодействие, структура.

Keywords: explosive processing, copper-tetrafluoroethylene composites, thermomechanical properties, thermal expansion, filling, adhesive interaction, structure.

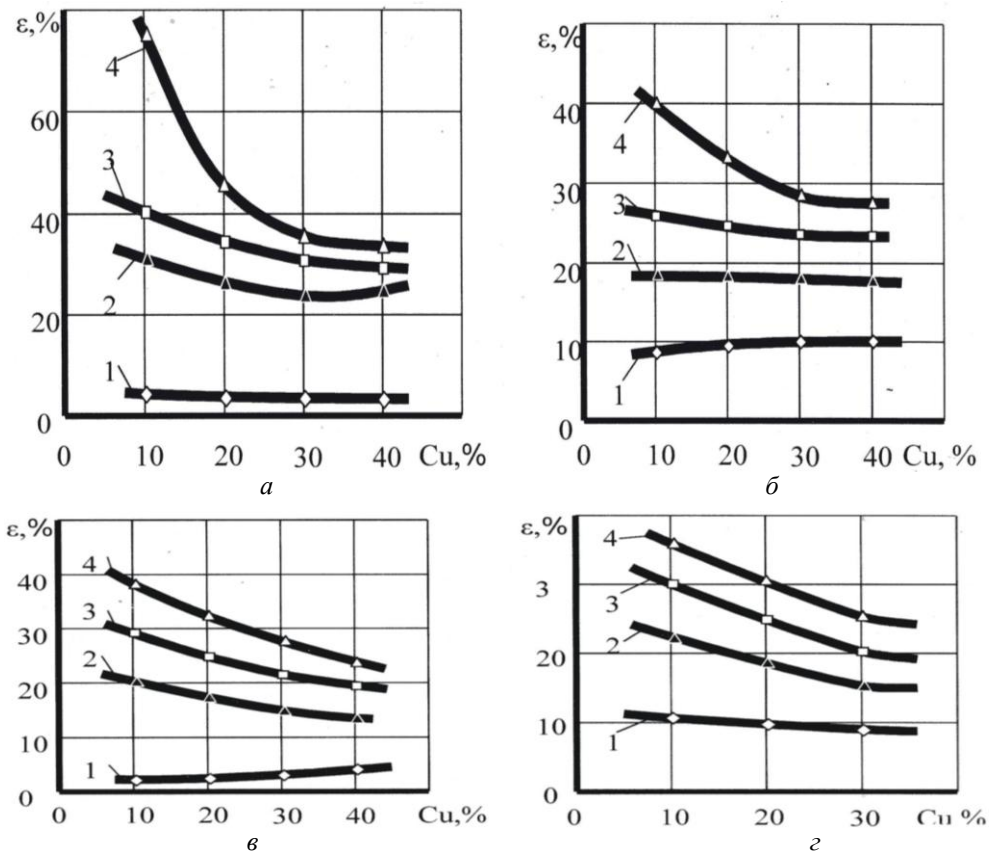
Использование энергии взрыва для обработки порошковых смесей полимеров с наполнителем является перспективным и актуальным направлением развития методов получения полимерных композиционных материалов (ПКМ) высокоэнергетическим воздействием, обеспечивающим одновременно прессование, формование, термодинамическую активацию и консолидацию порошков адгезионноинертных труднопереработываемых полимеров и их наполненных композиций [1]. Целью работы являлось изучение эффективности влияния взрывной обработки на структурную модификацию металлофторопластовых композитов, наполненных до 40 % об. меди. При оценке структурных изменений в полимерах и композитах на их основе применялись дилатометрические испытания.

В работе проводили сравнительные исследования влияния статического и взрывного прессования на термическое расширение фторопластовых композитов с наполнением медью дисперсностью 40 мкм от 3 до 40 %, способствующей хорошему отводу тепла от поверхности трения в антифрикционных изделиях. При получении ПКМ статическое прессование (СП) осуществляли в прессформах давлением 100 МПа, взрывное прессование (ВП) – с помощью энергии взрыва давлением 0,4–0,6 ГПа. Спекание ПКМ осуществлялось по оптимальному режиму [1, 2]. Термическое расширение меднофторопластовых композитов определялось по разработанной методике [3].

Проведенные исследования термического

расширения ПКМ на основе Ф-4, содержащих 10–40 % меди, показали, что при нагреве в ПКМ наблюдаются характерные физические и фазовые состояния, соответствующие определенным температурам. В температурном интервале до 250 °С наблюдается несущественная деформация (до 3–4 %), определяемая высококристаллической структурой полимерной матрицы, которая обладает большой вязкостью, прочностью и малой способностью к расширению. В температурном интервале 250–300 °С начинается плавление кристаллической фазы Ф-4 и скачкообразно повышается уровень термического расширения до 30–40 %. В области 300–350 °С завершается процесс плавления кристаллической фазы. В интервале температур 350–400 °С наблюдается линейное расширение аморфной фазы, где под действием температуры ослабляется взаимодействие между макромолекулами полимера и наблюдается свободное тепловое движение макромолекул друг относительно друга. Поэтому оценка влияния на стуктурные и фазовые состояния ПКМ, проявляющиеся в термическом расширении меднофторопластовых композитов, проводилось при вышеуказанных температурах.

Как следует из экспериментально полученных зависимостей (см. рисунок) максимальное термическое расширение (при 415 °С) прессовок из композиций с 10 %-ным наполнением металла после ВП (без спекания) почти в два раза меньше (ε_{415}=39 %), чем после СП (ε_{415} = = 74 %), что обусловлено повышенным адгезионным взаимодействием, реализуемым при взрывной обработке [1]. Композиты, полученные СП (без спекания), имеют сложную зависимость распределения деформации от концентрации (*а*). При концентрации 10–30 % меди происходит снижение деформаций с 76 до 34 %. При 30–40 % наполнении происходит повышение деформации с 34 до 42 %, что можно связать с ростом внутренних напряжений и их вклада в суммарную термическую деформацию ПКМ. Снижение термического расширения, связаное с образованием упрочняющего межфазного слоя за счет увеличения взаимодействия матрицы и наполнителя, усиливается самоармированием полимера, а также возможным снижением степени кристалличности Ф-4 после ВП [1, 2]. При увеличении концентрации меди в композиции с



Зависимость термического расширения ПКМ на основе Ф-4 от концентрации меди, полученных СП (*а, б*) и ВП (*в, г*) без спекания *(а, в)* и со спеканием *(б, г)*:
1 – 250 °С; *2* – 290 °С; *3* – 350 °С; *4* – 410 °С

10 до 40 % наблюдается снижение максимально возможных деформаций термического расширения при 415 °С с 74 до 36 % после СП и с 39 до 28 % после ВП. При этом снижение термического расширения с увеличением концентрации металла обусловлено не только количественными смесевыми закономерностями композитной смеси, но и качественными структурными изменениями. При 10 %-ном содержании металла существенно не проявляется эффект самоармирования, и основной вклад в деформацию композита, в том числе и при термическом расширении, вносит полимер с исходными свойствами, а наполнитель является всего лишь дефектообразующей фазой, понижая общий уровень физико-механических свойств. При 30 %-ном наполнении, особенно после взрывной обработки (*в, г*), когда реализуется высокое адгезионное взаимодействие между полимером и металлом, значительно проявляется эффект самоармирования полимера в межфазном слое с ростом его объемной доли, что подтверждается интенсивным снижением термического расширения, которое по своим значениям приближается к соответствующим статически спрессованным композитам после спекания (*б*).

Спекание статически спрессованных композитов уменьшает деформацию (*б, г*), что связано с монолитизацией полимера и стабилизацией структуры ПКМ. ПКМ, полученные ВП, обладают иным распределением кривых расширения (*в, г*) и более низкими значениями деформации по сравнению со статически спрессованными, что обусловлено высоким адгезионным взаимодействием между полимером и металлом. После спекания прессовок термическое расширение наиболее интенсивно снижается у статически спрессованных образцов: при 10 %-ном наполнении в 1,76 раза (с 74 до 42 %), при 40 %-ном наполнении в 1,29 раза (с 36 до 28 %). Это обусловлено большими объемными изменениями при плавлении кристаллической фазы Ф-4, практически несвязанного дополнительным адгезионным взаимодействием с металлом. Для спрессованных взрывом образцов термическое расширение после спекания практически не изменяется и при 10 %-ном наполнении составляет 37–39 %, а при 30 %-ном наполнении – 24–28 %. Это еще раз подтверждает хорошее взаимодействие Ф-4 с металлом при взрывной обработке. Близкие деформации образцов после ВП и ВП и спекания (*в, г*) подтверждают участие большего объема полимера в адгезионном взаимодействии и усилении межмолекулярного взаимодействия в межфазном слое, в отличие от СП (*а, б*), где полимер спекается, как в малонаполненных композициях. Более высокая деформация при нагреве образцов с 30 %-ным содержанием меди после СП и спекания (*б*) подтверждает низкую адгезионную прочность с металлическим наполнителем, который играет роль дефектов и способствует разрыхлению композиционной смеси в отличие от малонаполненной (10 % меди) и обладающих высокой адгезионной прочностью после ВП (*г*). Вероятно, что при спекании статически спрессованных образцов происходит резкое изменение напряженно-деформированного состояния полимера, в результате чего происходит разрыв слабых адгезионных связей полимер-металл и после охлаждения по границам металлических частиц могут образовываться поры.

Таким образом, установлено, что взрывная обработка способствует усилению адгезионного взаимодействия между полимером и наполнителем в ПКМ, в результате упрочняющая фаза выполняет функцию узлов сетки, препятствующих перемещению макромолекул и их сегментов, что сопровождается снижением термического расширения, а следовательно, повышается эксплуатационная термостабильность антифрикционных изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *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.

2. *Пугачев, А. К.* Переработка фторопластов в изделия / А. К. Пугачев, О. А. Росляков. – Л.: Химия, 1987. – 65 с.

3. *Адаменко, Н. А.* Термомеханические свойства меднофторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. Х. Фам // Пластические массы. – 2006. – № 12. – С. 13–16.

УДК 678.743:539.2

В. Д. Рогозин *– д-р техн. наук,* ***А. В. Казуров*** *– канд. техн. наук,* ***Н. А. Адаменко*** *– д-р техн. наук*

АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНОЙ СМЕСИ В ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ АМПУЛЕ

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

В статье приведены результаты расчета влияния технологических параметров ампульной схемы на основные физические параметры ударно-волновой обработки (УВО) железофторопластовой смеси. Показано, что энергетические параметры УВО равномерно возрастают по мере продвижения ударного фронта к центру ампулы, а распределение давления по радиусу ампулы неоднородно.

In article results of calculation of influence of technological parametres a scheme ampoule on the basic physical parametres of shock-wave processing *iron-tetrafluoroethylene* mixes are resulted. It is shown, that power parametres of shock-wave processing in regular intervals increase in process of advancement of shock front to the ampoule centre, and pressure distribution on ampoule radius is non-uniform.

Ключевые слова: ударно-волновая обработка, цилиндрическая ампула, железофторопластовая смесь, количество наполнителя, давление.

Keywords: shock-wave processing, a cylindrical ampoule, iron-tetrafluoroethylene mix, quantity наполнителя, pressure.

Использование энергии взрыва является перспективным методом получения наполненных металлополимерных композитов, обеспечивающим одновременно прессование, термодинамическую активацию и консолидацию порошков полимеров и наполнителя. Взрывная обработка особенно эффективна для композиций на основе фторопласта-4 (Ф-4), являющегося термостойким, труднoперерабатываемым полимером, переработка которого имеет существенные технологические и структурные ограничения [1].

Эффективно взрывное обжатие порошков в цилиндрических ампулах, так как является самым простым и надежным методом интенсивного ударного нагружения порошков с сохранением получаемого материала (рис. 1). Такой тип схемы нагружения наиболее сложен по комплексу воздействия на обрабатываемый материал [2–4].

Компьютерные расчеты ударно-волновых процессов являются эффективным методом определения технологических и физических параметров импульсного воздействия, а также изучения, моделирования, анализа и оптимизации условий взрывного нагружения полимерных композиционных материалов (ПКМ). При введении допущений по методике [2] сделан численный расчет параметров ударно-волновой обработки (УВО).

Основной целью расчета в данной задаче являлось установление влияния технологических параметров схемы на основные физические параметры УВО в компактируемой металлофторопластовой смеси: работу по обжатию прессуемого порошкового материала ($A_в$); энергию, передаваемую порошку в ударном фронте ($E_ф$), и давление в ударном фронте (P) [2]. Изменение режимов взрывного прессования (ВП) осуществлялось вариацией актуальных типов взрывчатых веществ (ВВ) и параметров металлофторопластовой смеси. Выбранные типы ВВ позволили оценить влияние на параметры ВП

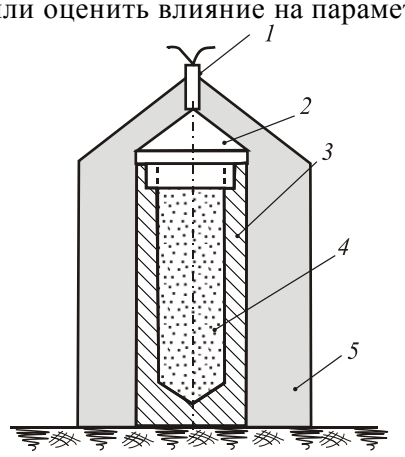


Рис. 1. Схема взрывного обжатия порошка в цилиндрической ампуле:
1 – ЭД; *2* – пробка; *3* – ампула; *4* – металлополимерная смесь; *6* – заряд ВВ

изменение скорости детонации (D) в 1,5 раза (от 1900 до 2900 м/с) при одинаковой высоте заряда ($H_{ВВ}$ = 40 мм) и длительности импульса (τ = 7–21 мкс) при сохранении на одном уровне скорости детонации (D = 2770–2900 м/с). Параметры порошковой смеси варьировались изменением концентрации железа (10, 50, 80 %) при исходной пористости металлополимерной смеси 40 %. Исходные данные расчета соответствовали типичному эксперименту по взрывному прессованию порошков [2].

Распределение энергетических характеристик ($A_в$, $E_ф$) по радиусу – ампулы показано на примере ПКМ 50 % Ф-4 + 50 % железа (D = = 2770 м/с) (рис. 2), из которого следует, что они равномерно возрастают по мере продвижения ударного фронта к центру ампулы. Анализ показал, что при равных условиях по снижению максимального ударно-волнового воздействия на ампулу используемые типы ВВ разделяются на три типа (см. таблицу).

Наряду с энергетическим воздействием на ампулу физико-химические процессы взаимо-

действия компонентов ПКМ определяются уровнем давлений, возникающих в ударном фронте, и длительностью импульса [2]. По мере изменения давления по направлению продвижения ударного фронта (рис. 3) ампула разделяется на три участка: I – участок начального разгона (2,0–2,5 мм); II – участок стабилизации давления (6–8 мм); III – участок экстремального повышения давления в центральной зоне ампулы (0,5–2 мм), вследствие конвергенции ударных волн [2, 3]. Установлено, что с увеличением содержания металла усиливается затухание давлений на втором участке, вплоть до полной остановки обжатия ампулы (ВВ типа III) вследствие реализации арочного эффекта.

Таким образом, свойства и качество металлополимерных прессовок определяются величиной энергетических характеристик ($A_в$ $E_ф$) и давлением на характерных участках. Установлено, что наиболее высокий уровень давлений обеспечивает ВВ типа I (P=1,2–1,4 ГПа) (рис. 3). При уменьшении скорости детонации до 1900 м/с, но с сохранением высоты заряда (ВВ типа II) уровень давлений снижается до 0,4–0,6 ГПа, но сохраняется качественное распределение давления, свидетельствуя только о количественном изменении условий взрывного прессования. При изменении высоты заряда в два раза с сохранением на одинаковом уровне скорости детонации (ВВ тип I и ВВ тип III) происходит не только уменьшение давления до 0,3–0,6 ГПа, но и характер его распределения, что свидетельствует о качественном и количественном изменениях параметров взрывной обработки.

Таким образом, повышение концентрации металла должно сопровождаться интенсификацией структурных преобразований в композитной системе, вызванных более сильным энергетическим воздействием. При концентрации наполнителя выше 50 % следует ожидать как количественной, так и качественной модификации физико-химических реакций взаимодействия компонентов ПКМ. Изменение наклона кривых распределения давления на втором участке объясняется изменением соотношения между затуханием и конвергенцией ударной волны: при малой мощности превалирует затухание, при большой – конвергенция. Анализ изменения параметров ВП показал, что в зависимости от концентрации металла реализуются различные механизмы ударного уплотнения металлополимерной смеси.

1. При малом наполнении (до 30 %) ВП ПКМ определяется уплотнением полимера, и доминирующее воздействие ударной волны передается на полимер, через который оказывается воздействие на металлическую составляющую. Свойства прессовки будут зависеть от

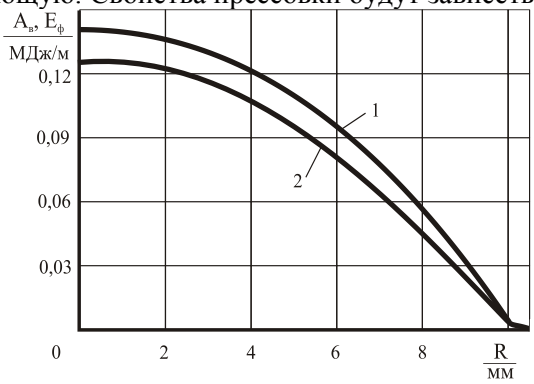


Рис. 2. Распределение энергетических параметров по радиусу ампулы при ВП ПКМ 50 % Ф-4+50 % железа (D=2770 м/с):
1 – работа по обжатию порошковой смеси; *2* – энергия ударного воздействия во фронте волны

Энергетические параметры ВП ПКМ на основе Ф-4

Тип ВВ	Концентрация металла	$A_в$	$E_ф$
		кДж/м	
I (D = 2770 м/с, $H_{ВВ}$ = 40 мм, τ = 14 мкс);	10	120	90
	50	140	127
		180	155
	80	152	142
II (D = 1900 м/с, $H_{ВВ}$ = 40 мм, τ = 21 мкс);	10	49	43
	50	67	61
		85	70
	80	72	66
III (D = 2900 м/с, $H_{ВВ}$ = 20 мм, τ = 7 мкс)	10	47	45
	50	60	60
		70	65
	80	65	64

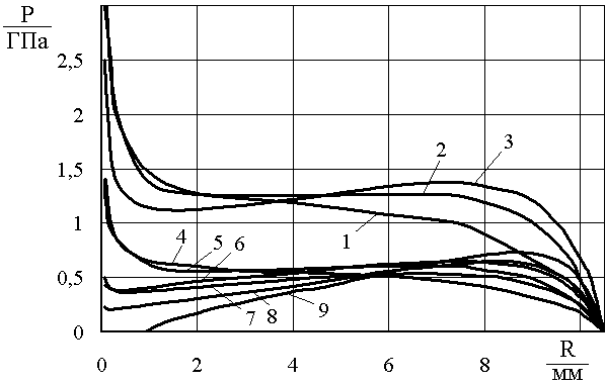


Рис. 3. Зависимость изменения ударного давления по радиусу ампулы от концентрации железа в ПКМ на основе Ф-4:
1, 2, 3 – ВВ тип I; *4, 5, 6* – ВВ тип II; *7, 8, 9* – ВВ тип III; *1, 4, 7* – 10 %; *2, 5, 8* – 50 %; *3, 6, 9* – 80 %

монолитизации матрицы и физико-химического взаимодействия между ней и наполнителем. В данном механизме уплотнения преобладает усиление ударной волны по мере обжатия ампулы, что обусловлено низким сопротивлением деформации полимерной матрицы.

2. При среднем наполнении (30–50 %) ВП ПКМ сопровождается одновременным деформированием полимера и металла, то есть реализуется переходное состояние, когда взрывное воздействие оказывает равноценное влияние на ударное уплотнение матрицы и наполнителя. В этом случае наблюдается равномерное распределение давления, что обеспечивается равнозначностью процессов конвергенции ударной волны, вызванной значительной долей полимера, и ее затухания, определяемой сваркой частиц наполнителя с увеличением прочностных характеристик матрицы, что повышает сопротивление взрывному обжатию прессовки.

3. При высоком наполнении (более 50 %) ВП ПКМ определяется воздействием на металлическую составляющую, через которую передается ударное нагружение на полимер, но при этом превалируют закономерности взрывного прессования однородных металлических порошков [2]. Физико-механические свойства композита будут зависеть от степени взаимодействия упрочняющей фазы между собой. Наблюдаемое затухание ударной волны обусловлено высоким прочностным сопротивлением образующегося металлического каркаса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *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.

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

3. *Матыцин, А. И.* Особенности деформации цилиндрических контейнеров и керамических порошков при их взрывном прессовании / А. И. Матыцин // Прикладная механика и техническая физика. – 1998. – № 6(39). – С. 159–166.

4. *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,* ***Н. Х. Нгуен*** *– асп.,* ***А. И. Лямин*** *– студ.*

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ФЕНИЛОНА И ЕГО КОМПОЗИТОВ С ФТОРОПЛАСТОМ-4, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

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

В работе изложены результаты термомеханических свойств фенилона и его композитов с фторопластом-4 после взрывного прессования. Установлено, что взрывная обработка фенилона С3 в цилиндрической ампуле приводит к уменьшению его деформируемости и повышению температуры стеклования.

In work results of thermomechanical properties of phenilon and its composites with ftoroplast-4 after explosive pressing are stated. It is established, that explosive processing phenilon S3 in a cylindrical ampoule leads to reduction of its deformability and rise in temperature of glass-transition .

Ключевые слова: взрывное прессование, фенилон, фторопласт-4, композиты, теплостойкость.
Keywords: explosive pressing, phenilone, ftoroplast-4, composites, temperature constancy.

Термостойкий полимер фенилонширокоприменяется в технике для изготовления антифрикционных деталей. Однако при сухом трении износостойкость фенилона в ряде случаев оказывается неудовлетворительной из-за высокого коэффициента трения (0,4–0,5). Этот недостаток устраняется введением в фенилон фторопласта-4 (Ф-4), обладающего низким коэффициентом трения, химической инертностью, высокой пластичностью и термостойкостью. Установлено [1, 2], что при введении в фенилон твердых смазок (графит, Ф-4, BN, MoS_2) наблюдается снижение его механических свойств и теплостойкости, обусловленное отсутствием прочной связи между матрицей и слоистым наполнителем. Повышение адгезионной прочности на границе раздела фенилон-наполнитель является актуальной задачей при создании композиций, которая может быть решена применением взрывной обработки полимерных композиций [3, 4], что перспективно для повышения их физико-механи-ческих свойств.

Ранее было обнаружено [4, 5, 6], что при взрывном нагружении порошкообразных полимерных материалов наблюдаются структурные преобразования, отражающихся при последующем нагреве на температурных характеристиках (температуре стеклования, плавления, текучести и т. п.) и деформируемости полимера. Эти изменения можно оценить по термомеханическим свойствам полимера. Изменение физико-механических свойств с температурой является важной характеристикой полимеров, прежде всего потому, что позволяет уточнить тот температурный интервал, в котором данный полимер имеет достаточную механическую прочность и может применяться в прак-

тических целях. Целью данной работы являлось изучение влияния взрывной обработки на термомеханические свойства фенилона и его композиций с Ф-4.

Для исследования выбраны фенилон С3 и композиции на его основе, наполненные Ф-4 с объемным содержанием от 10 до 60 %. Взрывное прессование (ВП) порошков композиций осуществлялось по плоской и ампульной схеме. Полученные взрывным прессованием образцы подвергались спеканию при температуре 360 °С с выдержкой 20–30 минут и охлаждением с печью. Термомеханический анализ (ТМА) полученных материалов производился на установке ТМИ–1 под нагрузкой 1 Н при скорости нагрева 5 град/мин на образцах высотой 3 мм.

Как известно [5, 6], при взрывном нагружении в ампуле свойства и структура прессовки изменяются по высоте и радиусу ампулы. Поэтому для выявления характера термической деформации материала исследовались его термомеханические свойства по радиусу и высоте ампулы (вдоль ее оси). Результаты ТМА обработанного в ампуле фенилона приведены на рис. 1 и в табл. 1. Из рисунка видно, что деформируемость образцов до и после спекания

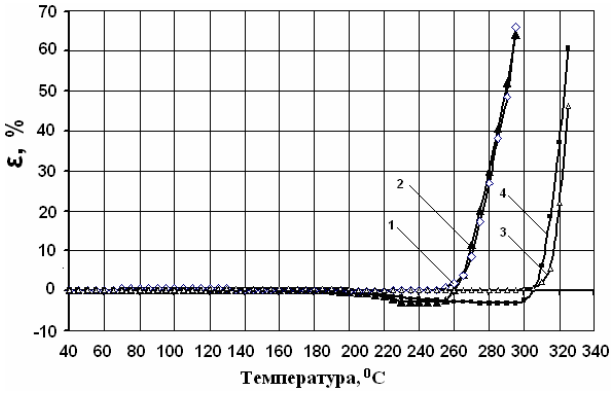


Рис. 1. Термомеханические кривые фенилона С3, полученного ВП по ампульной схеме до (*1, 2*) и после (*3, 4*) спекания при 360 °С:
1, 3 – по радиусу ампулы; *2, 4* – вдоль оси ампулы

различается как по радиусу, так и вдоль оси ампулы. У образца вдоль оси ампулы происходит большее расширение образца по сравнению с полученным по радиусу ампулы, что можно объяснить особенностью переукладки и деформации порошка в процессе взрывного обжатия. По высоте ампулы частицы порошка деформируются в направлении ударной волны и макромолекулы ориентируются вдоль оси ампулы, а поперек оси ампулы частицы порошка подвергаются более сильному сжатию, что согласуется с микроструктурными исследованиями на фторопласте-4 [5]. При их нагреве происходят релаксационные процессы, которые приводят к расширению образца вдоль оси больше, чем по радиусу ампулы. При этом температура их стеклования до и после спекания различны лишь на 5 °С. Температура стеклования полученного по ампульной схеме фенилона до спекания находится на уровне спрессованного по плоской схеме и составляет 260–270 °С. Однако после спекания наблюдается повышение его температуры стеклования до 315 °С, что на 20–25 °С по сравнению с обработанным по плоской схеме. Это свидетельствует об улучшении межмолекулярного взаимодействия и когезионной прочности полимера, обусловленного прошедшими структурными изменениями при взрывной обработке.

Введение наполнителей в полимеры вместе со структурными изменениями может сопровождаться значительным изменением их релаксационного поведения и температур физического и фазового переходов, что приводит к существенному изменению всего комплекса свойств полимеров [7]. Результаты исследования термомеханических свойств композиций фенилона с Ф-4, обработанных по плоской и ампульной схемам, приведены на рис. 2 и 3. Анализ полученных результатов показал, что на термомеханические свойства получаемых композиций влияние оказывает не только со-

Таблица 1

Термические характеристики фенилона С3 после ВП по ампульной схеме

Параметры обработки		ρ, Мг/м^3	t_C, °С	Относительная деформация (%) при температурах, °С					
				220	240	260	280	300	320
ВП	вдоль оси	1,34	270	–0,37	0	1,85	27	–	–
	по радиусу		265	–1,43	–2,86	0	30	–	–
ВП+360 °С	вдоль оси	1,36	315	0	0	0	0	0,34	22
	по радиусу		310	–1,2	–2,0	–2,9	–3,3	–2,5	37,1

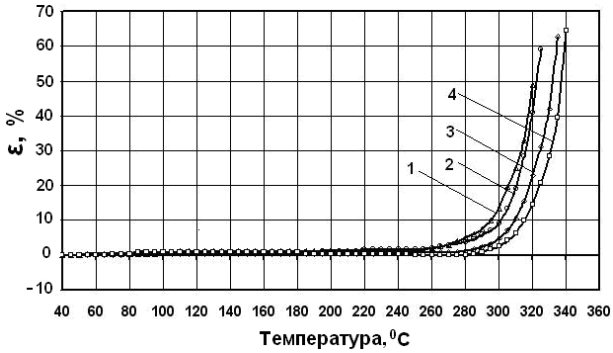


Рис. 2. Термомеханические кривые фенилона С3 и его композиций с Ф-4, полученных взрывным прессованием по плоской схеме после спекания при 360 °С:
1 – С3; *2* – С3+10 % Ф-4; *3* – С3+20 % Ф-4; *4* – С3+30 %Ф-4

держание Ф-4, но и схема взрывной обработки. При одинаковом содержании Ф-4 полученные в ампуле композиции обладают более высокой температурой стеклования и меньшей деформируемостью при соответствующих температурах по сравнению со спрессованной по плоской схеме. Это обьясняется лучшим адгезионным взаимодествием между входящими в состав композиций компонентами и структурными изменениями при взрывной обработке в ампуле, что, в свою очередь, приводит к ограничению свободного течения полимеров в области температур размягчения и реализуется в изменении характера деформируемости компо-

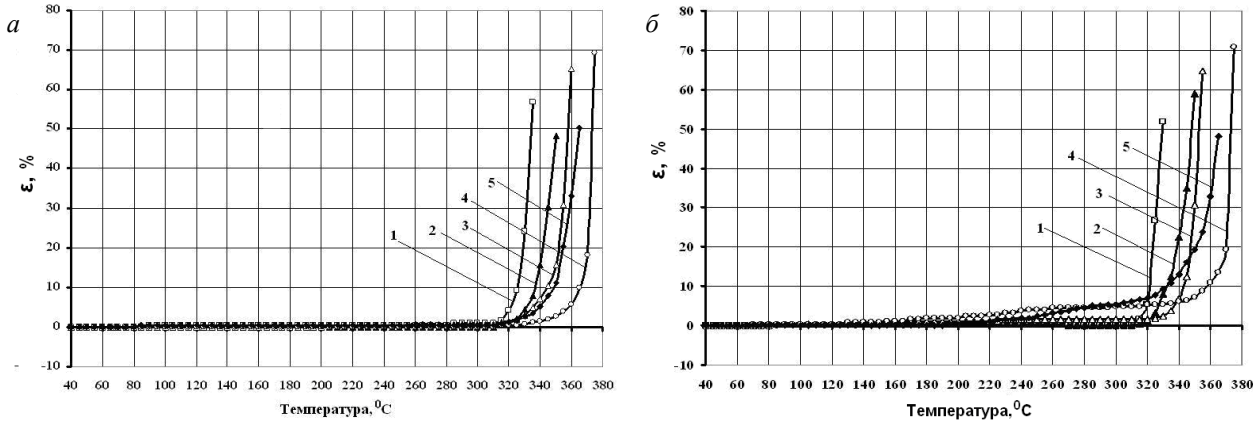


Рис. 3. Термомеханические кривые композиций фенилона С3 с Ф-4, полученных взрывным прессованием по ампульной схеме после спекания при 360 °С:
а – вдоль оси ампулы; *б* – по радиусу ампулы; *1* – С3+10 % Ф-4; *2* – С3+20 % Ф-4; *3* – С3+30 % Ф-4; *4* – С3+50 % Ф-4; *5* – С3+60 % Ф-4

Таблица 2

Термические характеристики фенилона С3 и его композиций с Ф-4, полученных взрывным прессованием по плоской и ампульной схемам после спекания при 360 °С

Схема обработки	Материалы		ρ, Мг/м^3	t_C, °С	Относительная деформация (%) при температурах, °С				
					280	300	320	340	360
Плоская схема	С3		1,32	300	4,90	13,5	49,0	–	–
	С3+10%Ф-4		1,39	305	3,70	9,10	40,8	–	–
	С3+20%Ф-4		1,42	315	1,20	4,80	22,8	–	–
	С3+30%Ф-4		1,51	320	0	2,50	14,6	64,6	–
Ампульная схема	С3+10%Ф-4	по радиусу	1,4	320	0	0	3,0	–	–
		вдоль оси		325	0,45	0,90	1,81	–	–
	С3+20%Ф-4	по радиусу	1,46	330	0	0	0	7,86	–
		вдоль оси		335	0	0	0	4,35	48,3
	С3+30%Ф-4	по радиусу	1,55	340	0,38	0,38	0,38	1,15	19,6
		вдоль оси		345	0,77	0,77	0,77	1,54	12,3
	С3+50%Ф-4	по радиусу	1,71	370	4,40	4,80	5,20	6,0	10,8
		вдоль оси		370	0	0	0,38	1,54	5,8
	С3+60%Ф-4	по радиусу	1,78	350	4,62	5,38	6,92	13,1	32,7
		вдоль оси		350	0,43	0,43	1,30	5,20	33,0

зиционного материала. Введение Ф-4, не зависимо от схемы взрывного прессования, приводит к изменению температуры стеклования фенилона. Причем с увеличением содержания Ф-4 до 50 % температура стеклования композиций повышается с 325 до 370 °С, а при содержании выше 50 % она снижается (рис. 3). Такое изменение вызвано тем, что доминирующую роль в формировании структуры и свойств композиции оказывает фторопласт-4, у которого после взрывного нагружения температуры плавления кристаллической фазы и текучести снижаются [6]. При 50 %-ном содержании Ф-4 температура стеклования композиции достигает максимального значения, что вызвано равноценным влиянием на ее структуру и свойства фенилона и Ф-4. Термические характеристики композиций фенилона С3 с Ф-4, полученных взрывным прессованием по обеим схемам после спекания при 360 °С, приведены в табл. 2.

Выводы

1. Взрывная обработка фенилона С3 в цилиндрической ампуле приводит к уменьшению его деформируемости и повышению температуры стеклования, что связано с увеличением межмолекулярного взаимодействия, в результате этого подвижность цепей уменьшается и скорость релаксационных процессов в полимере замедляется.

2. При создании наполненных композиций фенилона, не зависимо от схемы взрывного прессования, увеличение концентрации фторопласта-4 до 50 % приводит к повышению температуры стеклования и понижению термических деформаций фенилона, что свидетельствует о повышении его термостойкости и эксплуатационной теплостойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Термостойкие ароматические полиамиды / Л. Б. Соколов, В. Д. Герасимов, В. М. Савинов, В. К. Беляков. – М.: Химия, 1975. – 256 с.

2. *Буря, А. И.* Влияние твердых слоистых смазок на триботехнические свойства композитов на основе ароматического полиамида / А. И. Буря, О. Г. Приходько, О. В. Холодилов и др. // Трение и износ. – 1996. – № 1. – Т. 17. – С. 105–112.

3. *Адаменко, Н. А.* Полимерные композиты на основе термостойких полимеров, полученных взрывным прессованием / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Н. Х. Нгуен / Международный симпозиум восточно-азиатских стран по полимерным композиционным материалам и передовым технологиям "Композиты XXI века". – Саратов, 2005. – С. 63–66.

4. *Адаменко, Н. А.* Взрывная обработка полимеров и металлополимерных композиций / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Фетисов // Полимерные материалы. – 2006. – № 12. – С. 26–29.

5. Структурные изменения фторопласта при взрывном прессовании в цилиндрических ампулах / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова и др. // Физика и химия обработки материалов. –2000. – № 5. – С. 54–57.

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

7. *Липатов, Ю. С.* Физическая химия наполненных полимеров/ Ю. С. Липатов. – М.: Химия, 1977. – 303 с.

УДК 621.762.5

В. Д. Рогозин *– д-р техн. наук,* ***С. П. Писарев*** *– канд. техн. наук,* ***В. Ф. Казак*** *– канд. физ.-мат. наук*

РЕГИСТРАЦИЯ ПРОХОДЯЩЕЙ УДАРНОЙ ВОЛНЫ В ПОРОШКЕ

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

Представлена методика регистрации проходящей ударной волны в алюминиевом порошке с помощью диэлектрического датчика, регистрирующего эффект электрической поляризации диэлектрика при ударном сжатии. Показано, что по мере распространения ударной волны в глубину порошка уменьшается скорость нарастания давления, что может влиять на волновой режим ударного сжатия порошка.

The technique of registration of a passing shock wave in an aluminium powder by means of the dielectric gauge registering effect of electric polarisation of dielectric at shock compression is presented. It is shown, that in process of distribution of a shock wave to depth of a powder speed of increase of pressure that can influence a wave mode of shock compression of a powder decreases.

Ключевые слова: ударная волна, ударная поляризация, фронт ударной волны, волновой режим деформации.
Keywords: a shock wave, shock polarisation, front of a shock wave, a wave mode of deformation.

При исследовании физических процессов ударного сжатия порошковых материалов необходимо контролировать процесс нарастания давления в нагружаемом порошке, поскольку волновая структура и скорость увеличения давления в ударной волне могут существенно влиять на конечные результаты взрывной обработки [1, 2]. Поэтому представляет интерес контроль формы импульса ударного давления в порошковых материалах с помощью диэлектрического датчика малой толщины.

Схема экспериментов показана на рис. 1. Для создания ударной волны использовались пороховые баллистические установки с калибром ствола 16–50 мм. Ударник имел форму цилиндра с плоскими торцами. Соосно со стволом располагалась стальная прессформа высотой 200 мм со сквозным каналом, заполняемым исследуемым порошком. Использовался распыленный алюминиевый порошок-крупка с на-

чальной плотностью 1150–1200 кг/м^3 и частицами остроугольной формы со средними разме-

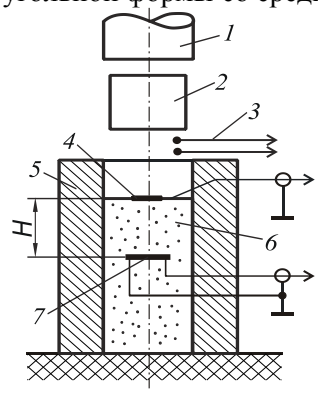


Рис. 1. Схема ударного нагружения:
1 – ствол баллистической установки; *2* – ударник; *3* – электроконтакты для измерения скорости ударника; *4* – датчик запуска развертки осциллографа; *5* – прессформа; *6* - порошок; *7* – диэлектрический датчик

рами 0,1–0,3 мм. В каждом эксперименте по электроконтактной методике [2–3] измерялась скорость ударника с погрешностью не хуже ± 2 %. Варьирование скорости в пределах 200–500 м/с производили изменением массы порохового заряда.

Для регистрации ударной волны в порошке на заданном расстоянии *H* от его поверхности устанавливался диэлектрический датчик (ДД), подобный описанному в [4, 5]. Действие датчика основано на известном явлении генерации электрического заряда при ударном сжатии диэлектрика. Конструктивно ДД представляет собой диск диаметром 14 мм из двух слоев фольгированного стеклотекстолита ФТС-2-35-А толщиной 0,1 мм. Внутренний сигнальный электрод имеет диаметр 10 мм, а наружные обкладки образуют заземляемый корпус, что позволяет использовать ДД для измерений в электропроводных порошках. Перед ударным нагружением на ДД подавалось поляризующее напряжение 500 В. Суммарная толщина датчика составляет 0,3–0,4 мм, и его временное разрешение (по расчетной оценке – три прохода волны по толщине) составляет примерно 1 мкс.

Сигнал от датчика через катодный повторитель подавался на вход запоминающего осциллографа С8-11 или С8-13. Запуск развертки осциллографа производился в момент удара по порошку с помощью электроконтактного датчика запуска, выполненного в виде металлизированной слюдяной пластинки толщиной 20 мкм.

На рис. 2 приведена серия осциллограмм импульса ударного давления в алюминиевом порошке, полученных от датчиков, устанавливавшихся на различной глубине *H*. Начало развертки соответствует моменту удара по поверхности порошка, начальный нулевой участок – времени движения ударной волны до датчика, ордината *A* – напряжение сигнала от датчика. Скорости ударника в этой серии находились в интервале 320±10 м/с, средняя скорость ударной волны около 530 м/с, расчетная величина ударного давления [1,2] 180–220 МПа.

После начального нулевого участка на осциллограмме наблюдается участок общего нарастания сигнала, соответствующий возрастанию давления в ударной волне. При малых базах регистрируется характерный пик, который, по-видимому, является результатом отражения проходящей волны от датчика, поскольку по сравнению с порошком его акустическая жесткость существенно выше. Вместе с тем видно, что благодаря малой толщине датчика время его заметного возмущающего действия (ширина пика) невелико (1–2 мкс). В дальнейшем на ход увеличения сигнала накладываются колебания вследствие волновых процессов установления равновесия в датчике и вокруг него, поэтому участок осциллограммы, отображающий неустановившееся давление в датчике, не следует рассматривать как детальную структуру ударного фронта, при недостаточной для этой цели разрешающей способности ДД. Тем не менее по осциллограмме можно оценивать общее время нарастания давления от нуля до момента достижения конечного максимального давления за фронтом ударной волны.

Сопоставление осциллограмм показывает, что при одинаковой массовой скорости по мере продвижения ударной волны в глубину порошка нарастание сигнала становится более плавным, при этом общая длительность нагружения несколько увеличивается: от 5–6 мкс в поверхностном слое порошка до 7–8 мкс в глубине.

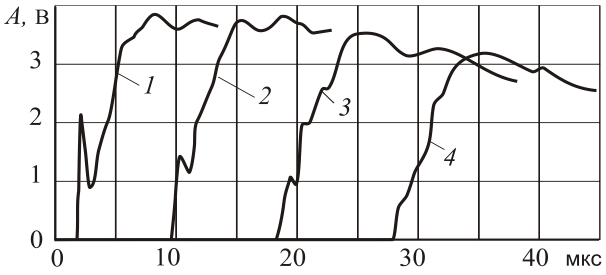


Рис. 2. Осциллограммы ударной волны при различной глубине *H* установки ДД:
1 – *H*=1 мм; *2* – *H*=6 мм; *3* – *H*=10 мм; *4* – *H*=15 мм

Уменьшение скорости нарастания давления качественно согласуется также с существенным уменьшением высоты первого пика на осциллограмме. На кривых *1* и *2* максимальное давление одинаково, а на кривых *3* и *4* заметно понижено, что соответствует расчетной оценке влияния тыльной разгрузки, которая догоняет ударную волну в порошке на глубине около 8 мм, после чего и начинается снижение максимального давления.

На рис. 3 показаны осциллограммы ударной волны в порошке на глубине 10 мм при различных скоростях удара. Видно, что с увеличением скорости удара длительность нарастания давления во фронте заметно уменьшается: от 8–10 мкс до 5–6 мкс.

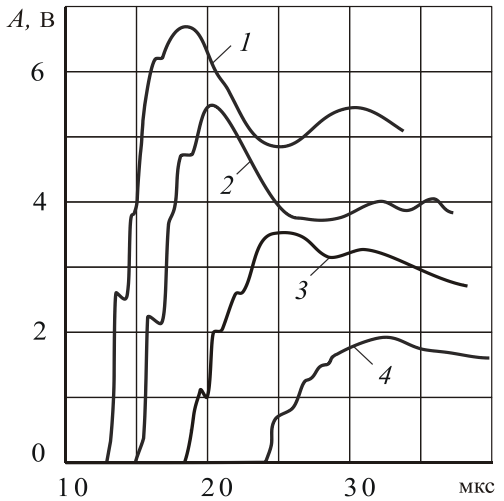


Рис. 3. Осциллограммы ударной волны при различных скоростях удара:
1 – 460 м/с; *2* – 400 м/с; *3* – 320 м/с; *4* – 230 м/с

Измеренные значения времени нарастания давления соответствуют прохождению ударной волной в порошке расстояний примерно 2–4 мм, а это означает, что при ударном сжатии тонкого слоя порошка процесс уплотнения будет происходить в неустановившемся режиме, при котором оказываются возможными характерные высокоскоростные эффекты [1, 2] типа локализации деформации. В частности, этим можно объяснить известные наблюдения о повышенной плотности поверхностных слоев порошковых прессовок.

С другой стороны, выявленное уменьшение с глубиной скорости нарастания давления во фронте волны может приводить к уменьшению уровня касательных напряжений и скорости деформации частиц порошка, а в пределе к квазистатическому режиму ударно-волнового нагружения при больших удалениях от места ударного воздействия.

В заключение отметим, что экспериментально полученные характеристики профилей вполне соответствуют модельным представлениям [2] о структуре ударных волн в порошковых материалах, что свидетельствует о возможности применения описанной методики для получения информации о физических закономерностях ударного сжатия порошковых материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. *Нестеренко, В. Ф.* Импульсное нагружение гетерогенных материалов / В. Ф. Нестеренко. – Новосибирск: Наука, 1992. – 200 с.

3. *Дерибас, А. А.* Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск: Наука, 1980. – 220 с.

4. *Астанин, В. В.* Экспериментальное исследование ударного сжатия металлов в упруго-пластических волнах интенсивностью до 100000 МПа / В. В. Астанин // Заводская лаборатория. –1980. – № 8. – С. 754–768.

5. *Рогозин, В. Д.* О форме импульса давления при ударном нагружении порошков / В. Д. Рогозин // Физика и техника высоких давлений. – 1989. – Вып. 31. – С. 60–61.

УДК 621.762

С. П. Писарев *– канд. техн. наук,* ***В. Д. Рогозин*** *– д-р техн. наук,*
В. Н. Арисова *– канд. техн. наук,* ***И. А. Пономарева*** *– асп.*

ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ИЗ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ И КОБАЛЬТА

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

В статье приведены результаты рентгеноструктурных исследований прессовок из смеси порошков карбида циркония и кобальта, полученных. высокоскоростным прессованием на пороховой баллистической установке при давлениях 1-1,8 ГПа. Установлены режимы прессования, благоприятные как для дробления частиц карбида циркония, так и для их консолидации.

In article results x-ray researches of pressings from a mix of powders of carbide of zirconium and the cobalt received are resulted. High-speed pressing on powder ballistic installation at pressure 1-1,8 GPa. The modes of pressing favorable both for crushing of particles of carbide of zirconium, and for their consolidation are established.

Ключевые слова: высокоскоростное прессование, карбид циркония, кобальт, рентгеноструктурные исследования
Keywords: high-speed pressing, zirconium carbide, cobalt, x-ray researches

Карбидо-кобальтовые композиционные материалы находят весьма широкое применение в технике. Многие изделия из таких композиций получают с применением методов ударно-

волнового прессования с помощью бризантных взрывчатых веществ или пороховых баллистических установок, позволяющих получать материалы и изделия с новыми служебными свойствами, однако влияние ударных волн на структуру и свойства карбидных фаз в смесях с металлами пока еще мало изучено.

В данной работе исследовали прессовки, полученные из смеси порошков карбида циркония и кобальта с содержанием последнего 50 % (масс.). Для прессования использовали пороховую баллистическую установку с внутренним диаметром ствола 50 мм. Поршень-ударник массой 0,3 кг изготавливали из свинца. Скорость удара $V_{уд}$ измеряли электроконтактным методом и варьировали в диапазоне 350–550 м/с. Прессуемые порошки располагались слоями в пластичном металлическом контейнере внутри стальной пресс-формы как в [1]. Давление в порошковых слоях рассчитывали по методике [2] с использованием компьютерной технологии. При указанных скоростях ударника давление прессования P было в пределах 1–1,8 ГПа. После ударного воздействия спрессованные образцы толщиной около 3 мм имели вид дисков диаметром 30 мм.

Исследование тонкой структуры прессовок проводили на дифрактометре "ДРОН-3" в K_α-излучении медного анода с никелевым фильтром для исключения β-линий. Рентгеновские съемки выполняли в интервале углов 2Θ от 30 до 100 град. при скорости движения счетчика 1,0 град/мин и скорости движения диаграммной ленты 720 мм/час с шагом отметки углов 1,0 град.

В результате рентгенофазового анализа на дифрактограммах всех смесевых образцов (рис. 1) идентифицированы фазы ZrC и Co, однако интенсивность линий Co при различных скоростях нагружения изменяется: у образца, полученного при давлении P = 1,3 ГПа, линии Co наиболее интенсивные, у образцов, полученных при P = 1,6 и 1,8 ГПА, интенсивность линий Co несколько ниже, но линии узкие, что свидетельствует о совершенстве кристаллической структуры Co, а у образца, полученного при P = 1,0 ГПа, интенсивность отражений Co существенно меньше, при этом линии очень размытые, что связано или с наклепом, или с тем, что исходный порошок Co был сильно окислен.

По методу аппроксимации [3] рассчитывали физическое уширение рентгеновских линий с целью оценки структурных несовершенств (наличие микронапряжений, дробление областей когерентного рассеяния (ОКР) кристаллитов). Для определения характеристик тонкой структуры ZrC были взяты отражения от плоскостей (111) и (222). Записывались профили отражений (111) и (222) при скорости движения счетчика 1/8 град/мин и отметкой углов через 0,1 град.

Результаты определения физического уширения линий дифрактограмм и величины ОКР

№ образца	Режимы прессования		Линия (111) β_1, мрад	Линия (222) β_2, мрад	β_2/β_1	D, нм
	P, ГПа	$V_{уд}$, м/с				
1	1,0	350	1,7	0,59	0,35	102,5
2	1,3	410	0,81	1,2	1,48	115,1
3	1,6	490	4,2	0,021	0,0005	41,5
4	1,8	550	2,3	0,67	0,29	75,8

Результаты расчетов, приведенные в таблице, показывают, что в диапазоне давлений прессования 1,0–1,3 ГПа уширение линии (111) – β_1 уменьшается с 1,7 мрад при P = 1,0 ГПа до 0,81 мрад при 1,3 ГПа, а линии (222) – β_2 увеличивается с 0,59 до 1,2 мрад, отношение физических уширений линий β_2/β_1 возрастает с 0,35 до 1,48, что свидетельствует о незначительном росте внутренних напряжений в ZrC. При этом размеры ОКР (D) остаются почти на прежнем уровне, что указывает на то, что дробления частиц порошка при указанных режимах прессования не происходит. В диапазоне давлений 1,3–1,6 ГПа наблюдается существенный рост значений β_1 с 0,81 до 4,2 мрад, а β_2 снижается с 1,2 мрад до практически нулевого значения – 0,021 мрад. В этих условиях β_2/β_1 также снижается до весьма малой величины – 0,0005, размеры D весьма существенно уменьшаются – в 2,8 раза, что позволяет сделать вывод о том, что в данных условиях прессования происходит процесс дробления частиц порошка, сопровождающийся уменьшением в них внутренних напряжений. При увеличении давления до 1,8 ГПа происходит снижение значений β_1 до 2,3 мрад, а β_2 незначительно увеличивается до 0,67 мрад; β_2/β_1изменяется до величины 0,29; размеры D увеличились примерно в 1,8 раза. Это позволяет сделать вывод о том, что в данных условиях происходит процесс коагуляции раздробленных частиц, не сопровождающийся ростом внутренних напряжений. Из сопоставления полученных результатов с кривыми ударного уплотнения, опубликованного в работе [4], видно,

что именно в диапазоне давлений 1,6–1,8 ГПа у прессовок формируется наибольшая плотность

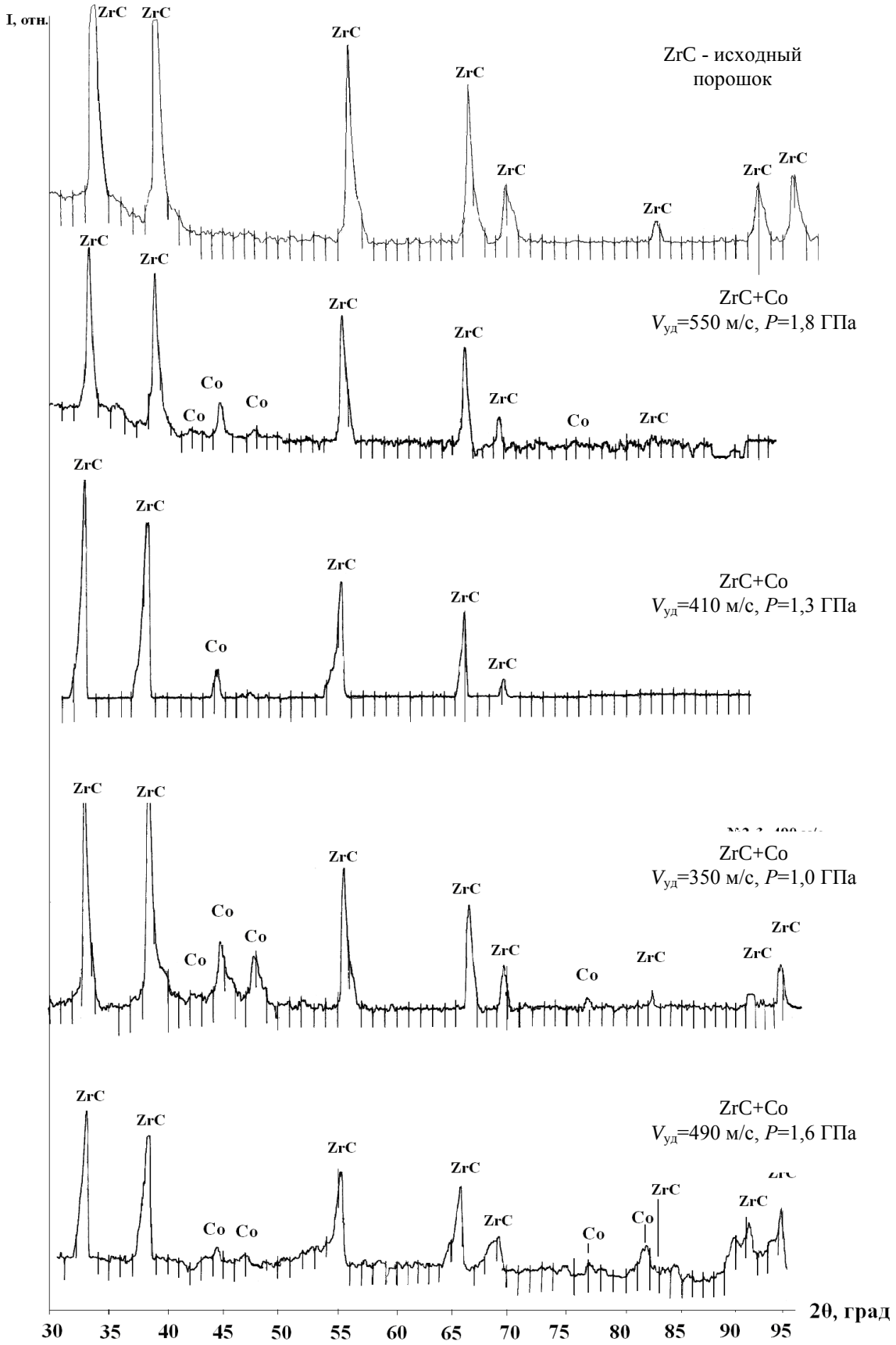


Рис. 1. Дифрактограммы исследуемых образцов

и прочность. Совокупность полученных результатов показывает, что изменение физических уширений линий у исследуемых образцов вызвано в основном изменением размеров ОКР при отсутствии микронапряжений.

Исследование температурной зависимости электрического сопротивления прессовки, полученной при P = 1,8 ГПа (рис. 2), показало, что в интервале температур 20–90 °С наблюдается снижение сопротивления, что характерно для полупроводниковых материалов, хотя ни одна из составляющих этой композиции такими свойствами не обладает.

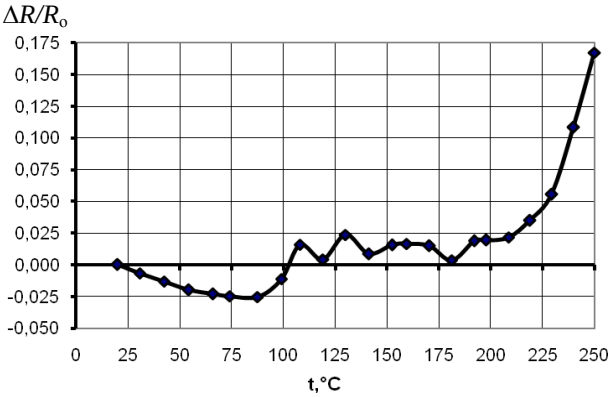


Рис. 2. Температурная зависимость электрического сопротивления прессовки:
R_o – исходное сопротивление, ΔR – изменение сопротивления относительно исходного значения

С повышением температуры до 100 °С сопротивление стабилизируется и остается почти постоянным до температуры около 200 °С. И только выше 200 °С наблюдается его существенной рост. Можно предположить, что процесс коагуляции раздробленных частиц при повышенных режимах прессования привел к изменению электронной структуры материала и к получению у него аномальной зависимости электрического сопротивления от температуры в диапазоне 20–200 °С. Материал с такой температурной зависимостью электрического сопротивления может быть полезен при создании датчиков систем терморегулирования.

Таким образом, проведенные исследования показали повышенную склонность порошка ZrC к дроблению с ростом давления прессования с уменьшением при этом ОКР и малую склонность к возникновению внутренних напряжений в прессовках. Установлены режимы прессования, благоприятные для дробления частиц ZrC либо для их консолидации, что может быть использовано в технологических целях при прессовании изделий с заданными структурой и свойствами. Обнаруженное изменение электрических свойств, произошедшее в материале в результате ударно-волнового воздействия, позволяет расширить области применения рассматриваемой смеси в качестве материала электротехнических устройств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Патент РФ №2318632, МПК B22F 3/08, B23K 20/08. Способ получения изделий из порошков / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич; заявитель и патентообладатель ВолгГТУ. Опубл. 10.03. 08, Бюл. № 7.

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

3. *Горелик, С. С.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М.: Металлургия, 1971. – 368 с.

4. *Писарев, С. П.* Высокоскоростное прессование порошковых смесей Co + ZrC / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Ф. Казак, Л. Д. Хиен // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. научн. ст. № 3 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – Вып. 1. – С. 41–44. (Сер. Проблемы материаловедения сварки и прочности в машиностроении).

УДК 621.771.8

Л. М. Гуревич* – *канд. техн. наук*, ***Ю. П. Трыков**** – *д-р техн. наук*, ***В. Ф. Даненко**** – *канд. техн. наук*, ***С. А. Булаева**** – *асп.*, ***В. Н. Арисова**** – *канд. техн. наук*, ***О. В. Овечкина**** – *студ.*, ***В. И. Фролов***** – *инж.*

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВАХ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ*

***Волгоградский государственный технический университет** (e-mail: mv@vstu.ru),
****Волгоградский завод ОАО “Северсталь-Метиз”**

Исследования превращений при отпуске биметаллической проволоки показали, что полный распад мартенсита в стальном сердечнике происходил при температурах часового отпуска свыше 400°С. Полученные температурно-временные зависимости образования интерметаллидов на границе алюминиевое покрытие-сталь позволяют назначать «безопасные» технологические режимы процессов получения и эксплуатации проволоки.

Researches of transformations at holiday of a bimetallic wire have shown, that full disintegration martensit in the steel core occurred at temperatures of hour holiday from above 400°C. The got temperaturno-time dependences of education intermetallic compounds on border an aluminium covering-steel allow to appoint "safe" technological modes of processes of reception and wire operation.

Ключевые слова: биметаллическая проволока, мартенсит, интерметаллид, покрытие, отпуск.
Keywords: a bimetallic wire, мартенсит, intermetallic compounds, a covering, blazing.

Стремительный рост спроса на телекоммуникационные услуги обусловливает создание подвешиваемых на линиях электропередач волоконно-оптических кабелей, в конструкции

которых металлические трубки диаметром 2–3 мм со свободно размещенными 2–24 оптическими волокнами оплетены несколькими рядами сталеалюминиевой проволоки. Известны несколько возможных способов нанесения алюминиевого покрытия, повышающего коррозионную стойкость проволоки: опрессование и последующее волочение; совместное волочение стальной проволоки и алюминиевой ленты; погружение стальной проволоки в жидкий алюминий и последующее волочение; электролитические покрытия стальной проволоки [1]. Изготовление заготовки и дальнейшая переработка должны проводиться, исключая образование хрупких промежуточных слоев, охрупчивание компонентов биметалла и образование чрезмерных остаточных напряжений.

Наиболее широко используются алюминиевые покрытия, получаемые горячим способом – погружением готового стального сердечника в расплав с алюминием. Из-за высокой температуры расплава алюминия механические свойства проволоки после алитирования сильно изменяются: предел прочности может уменьшаться на 50 %, а относительное удлинение возрастать до 14–17 %. Свойства алюминиевого покрытия во многом определяются толщиной и структурой хрупкого промежуточного слоя из алюминидов железа, которые могут образовываться на границе со стальным сердечником.

Целью настоящей работы являлось исследование процессов, происходящих в стальном сердечнике, алюминиевом покрытии и в зоне соединения при термических воздействиях.

Методика исследования

Термическую обработку сталеалюминиевой проволоки диаметром 3 мм с толщиной плакирующего алюминиевого покрытия 0,2 мм проводили в муфельной печи при температурах в диапазоне 200–600 °С и временах выдержки до 1 ч, охлаждали образцы на воздухе. По данным химического анализа, произведенного на ОАО "Северсталь-Метиз", стальной сердечник содержит 0,63 % С и 0,89 % Mn, что соответствует составу стали 65Г.

Исследование микроструктуры стального сердечника и алюминиевого покрытия проводилось на материаловедческом агрегатном микроскопе "Olympus BX61" при увеличениях ×50 – 500 с фиксацией микроструктуры цифровой камерой DP12, последующая обработка на ПЭВМ электронных изображений выполнялась с использованием пакета программ "AnalySiS". Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 под нагрузками 0,2 Н для алюминиевого покрытия и 1,0 Н для стального сердечника. Рентгенографический анализ проводили на рентгеновском дифрактометре "ДРОН-3М" в Cu-K_α излучении при углах съемки $2\theta = 20 – 100°$. Скорость вращения образца при проведении качественного рентгеноструктурного анализа составляла 1–2 град/минуту, при прецезионной съемке – 0,12–0,5 град/минуту. Учитывая небольшую площадь поперечного сечения проволоки (около 7 мм^2), рентгенографическому анализу подвергались торцы пучка из нескольких проволочек.

Прочность сцепления покрытия с сердечником оценивали при испытаниях на срез кольцевого алюминиевого покрытия длиной 2 мм на испытательной машине РМИ–250.

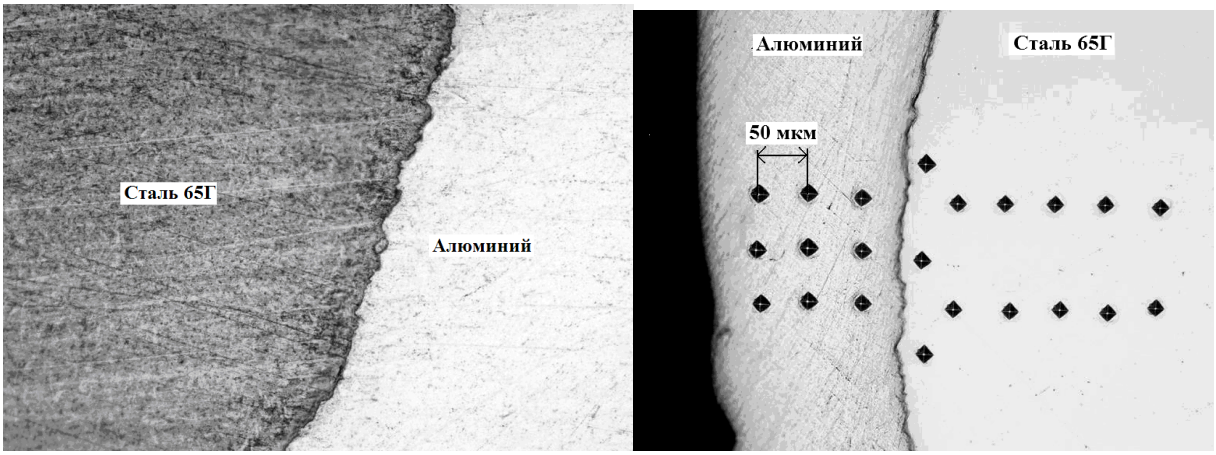
Обсуждение полученных результатов

Структура стального сердечника – мелкоигольчатый мартенсит (рис. 1, *а*), средняя микротвердость которого, по результатам замера 40 отпечатков, нанесенных по двум перпендикулярным диаметральным направлениям при нагрузке на алмазный индентор 1 Н, составляет 5600 МПа, что соответствует обычной твердости мартенсита в стали 65Г [2]. Визуально хрупкие интерметаллиды на линии сплавления не обнаруживались.

Средняя микротвердость алюминиевого покрытия на расстоянии более 50 мкм от границы соединения со сталью составляла около 500 МПа, что связано с наклепом алюминия при окончательных проходах волочения проволоки. Дополнительное повышение микротвердости вблизи границы соединения до 560 МПа (рис. 1, *б*) объясняется образованием в процессе диффузии твердого раствора железа в алюминии и, возможно, не обнаруживаемых при металлографическом исследовании интерметаллических соединений $FeAl_3$, Fe_2Al_5, которые могли сформироваться в процессе погружения стальной проволоки в ванну с расплавом алюминия. При испытаниях на срез разрушение происходило не по линии соединения, а по алюминиевому слою, что свидетельствует о превышении сил адгезии над когезией.

Рентгеноструктурные исследования биметаллической проволоки в состоянии поставки выявили наличие сильных линий мартенсита, алюминия, а также слабые линии, не принадлежащие этим фазам.

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 07-08-96607 и 08-08-00056.



а *б*

Рис. 1. Микроструктура проволоки на границе соединения сердечника с покрытием (*а*) и отпечатки внедренного индентора (*б*) в состоянии поставки (×500)

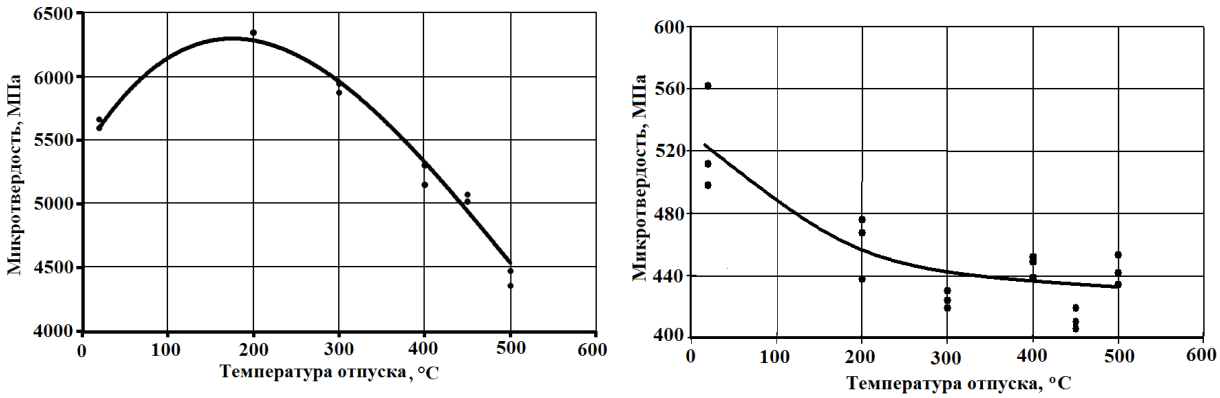
Для исследования динамики развития отпускных процессов в закаленной стали и процессов диффузии сталеалюминиевую проволоку подвергали отпускам при температурах 200–500 °С в течение 1 часа, после чего проводили измерения микротвердости стального сердечника и алюминиевой оболочки (рис. 2). Микротвердость стального сердечника после низкого отпуска при 200 °С повысилась с 5600 до 6300 МПа, что, вероятно, связано с выделениями карбидов из мартенсита закалки и превращением остаточного аустенита в мартенсит отпуска [3]. Дальнейшее увеличение температуры отпуска приводило к снижению твердости стали, достигшей минимального значения при 500 °С (4,4 ГПа). В структуре стали после отпуска при 300 °С троостит не выявлялся, микроструктура стали после отпуска при 400 °С – троостит отпуска, а после отпуска при 500 °С – сорбит отпуска. Микротвердость алюминиевого покрытия при отпуске снижалась до 0,4–0,45 ГПа, что превышает твердость отожженного технического алюминия (0,22 ГПа) [3].

Рентгеноструктурные исследования позволили проследить динамику развития отпускных процессов в стальном сердечнике при температурах нагрева 200–500 °С по изменению степени тетрагональности мартенсита и содержания углерода в нем. В углеродистых сталях периоды решетки (*c*, *a*) и степень тетрагональности *c/a* линейно зависят от содержания углерода в мартенсите *p*. Аналитически эта зависимость выражается уравнениями [4]:

$$a = 2{,}866 - 0{,}015p;\quad c = 2{,}866 + 0{,}118p;$$

$$c/a = 1+0{,}0467p. \qquad (1)$$

Практически содержание углерода удобно определять по междублетному расстоянию, которое обусловлено содержанием углерода и не



а *б*

Рис. 2. Зависимость микротвердости стального сердечника (*а*) и алюминиевого покрытия (*б*) биметаллической проволоки от температуры отпуска

зависит от содержания легирующих элементов, растворяющихся в мартенсите. По дифрактограммам определялось междублетное расстояние линий, затем, используя тарировочные графики [4], устанавливалось содержание углерода для каждой из температур отпуска и степень тетрагональности мартенсита *c/a* (табл. 1). При температурах 400 °С процесс распада мартенсита полностью завершился и на дифрактограммах не наблюдался мартенситный дублет.

Таблица 1

Содержание углерода в мартенсите и степень тетрагональности при различных температурах часового отпуска

Образец	Междублетное расстояние ΔΘ, град	Содержание углерода в мартенсите С, % масс.	Степень тетрагональности *c/a*
Исходный	0,2	0,4	1,016
200 °С	0,125	0,24	1,0085
300 °С	0,1	0,19	1,0065
400 °С	0	0,01	0

В образцах со структурой мартенсита (исходная проволока и проволока, отпущенная при 200 и 300 °С) периоды решетки пересыщенных твердых растворов на основе железа (табл. 2) рассчитывались по линиям (110) и (101), исходя из квадратичных форм для тетрагональной решетки мартенсита:

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

а для образцов, нагретых до 400 °С и 500 °С, содержащих феррит, входящий в троостит или сорбит отпуска, использовалась формула для периода кубической решетки:

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

Таблица 2

Периоды кристаллической решетки твердых растворов на основе железа

Температура отпуска	Периоды решетки, Å	
	a	c
Исходный	2,8429	2,8979
200 °С	2,8639	2,8947
300 °С	2,8429	2,8794
400 °С	2,8339	–
500 °С	2,8685	–

По результатам проведенных рентгеноструктурных исследований были определены величины физического уширения рентгеновских линий β, которое может быть вызвано дисперсностью областей когерентного рассеяния (ОКР) или микродеформациями (смещением ионов из узлов идеальной решетки под действием дальнодействующих упругих полей дефектов). Для разделения этих эффектов применяли метод аппроксимации [4], позволивший определить размер кристаллитов или блоков *D* и среднюю величину напряжений второго рода (рис. 3).

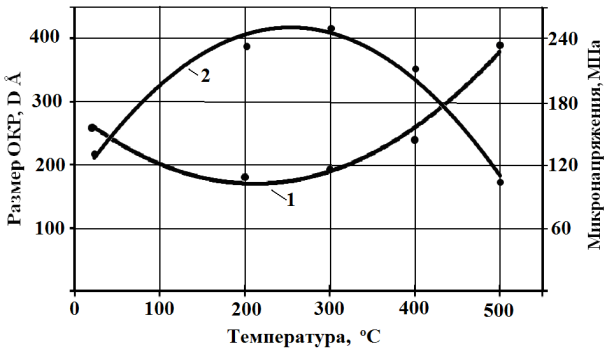


Рис. 3. Зависимость размеров ОКР и напряжений второго рода в стальном сердечнике от температуры отпуска: *1* – размеры ОКР, *2* – напряжения

Часовые нагревы при температурах свыше 400 °С приводили первоначально к появлению отдельных интерметаллидных участков (рис. 4), которые затем сливались в сплошную интерметаллидную прослойку, средняя толщина которой после отпуска при 500 °С составляла 6 мкм. При появлении относительно толстой интерметаллидной прослойки на отдельных участках линии сплавления наблюдалось ее разрушение и отслаивание алюминиевого покрытия (рис. 5, *б*), происходящее, вероятно,

Рис. 4. Температурно-временная зависимость образования интерметаллидов на границе алюминиевое покрытие–сталь

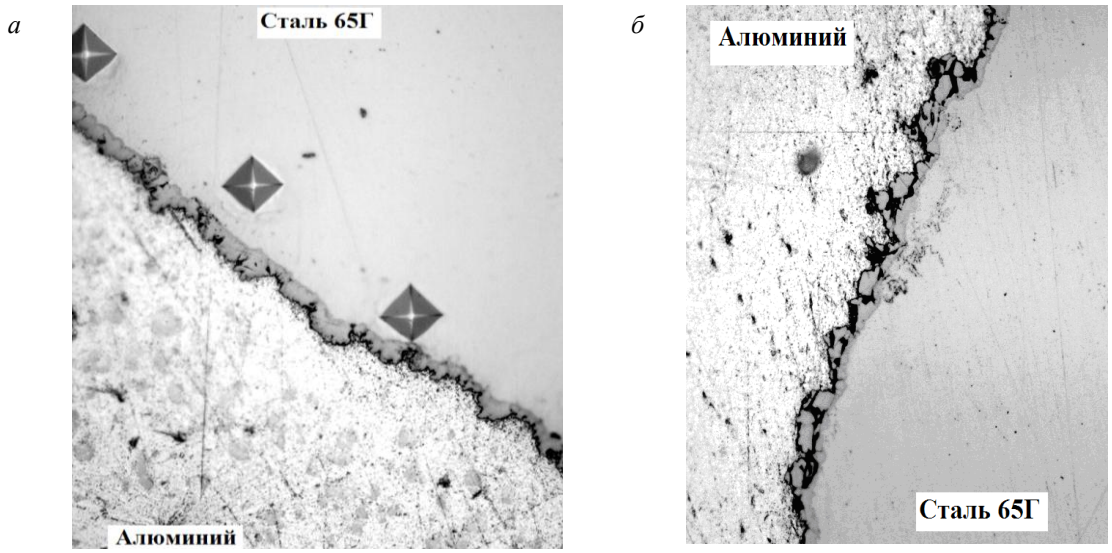


Рис. 5. Интерметаллидная прослойка на границе покрытие-сердечник после часового отпуска при 600 °С: *а* – без разрушения; *б* – разрушенная

из-за разности коэффициентов термического линейного расширения стали и алюминия. Рентгеноструктурный анализ позволил надежно идентифицировать в интерметаллидной прослойке алюминиды железа Fe_2Al_5 и $FeAl_3$, что хорошо согласуется с данными [5].

Выводы

1. Исследования превращений при отпуске биметаллической проволоки методами дюрометрического и рентгеноструктурного анализов показали, что полный распад мартенсита в стальном сердечнике происходил при температурах часового отпуска свыше 400 °С.

2. Полученные температурно-временные зависимости образования интерметаллидов на границе алюминиевое покрытие–сталь позволяют назначать безопасные технологические режимы процессов получения и эксплуатации проволоки, не приводящие к возникновению хрупких прослоек.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Производство метизов / Х. С. Шахпазов, И. Н. Недовизий, В. И. Ориничев и др. – М.: Металлургия, 1977. – 392 с.

2. Стали и сплавы. Марочник / под. ред. В. Г. Сорокина, М. А. Гервасьева. – М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – 608 с.

3. *Лахтин, Ю. М.* Металловедение и термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин. – М.: Металлургия, 1977. – 407 с.

4. *Миркин, Л. И.* Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: Справочник / Л. И. Миркин. – М.: Машиностроение, 1979. – 134 с.

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

УДК 621.778:669–4

Ю. П. Трыков* – *д-р техн. наук*, ***Л. М. Гуревич**** – *канд. техн. наук*, ***В. Ф. Даненко**** – *канд. техн. наук*, ***С. А. Булаева**** – *асп.*, ***М. Н. Журавлев**** – *студ.*, ***В. И. Фролов ***** – *инж.*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ

***Волгоградский государственный технический университет** (e-mail: mv@vstu.ru),
****Волгоградский завод ОАО "Северсталь-Метиз"**

Показано значительное снижение после патентирования заготовки градиента прочностных свойств в переходной зоне биметалла по сравнению с горячей прокаткой, что повышает технологичность биметаллической катанки при последующем холодном волочении. Граница соединения слоев биметалла имеет сложный контур, обусловленный неравномерностью деформации при прокатке, форма которого сохраняется практически неизменной по длине биметаллической проволоки.

Considerable decrease after patenting of preparation of a gradient strength in a transitive zone of bimetal in comparison with hot rolling is shown, that raises adaptability to manufacture bimetallic rolls at the subsequent cold drawing. The border of connection of layers of bimetal has the difficult contour caused by non-uniformity of deformation at a proskating rink which form remains practically invariable on length of a bimetallic wire.

Ключевые слова: биметаллическая проволока, патентирование, граница соединения, покрытие, микротвердость.
Keywords: a bimetallic wire, patenting, connection border, a covering, microhardness.

Биметаллическая коррозионностойкая проволока с основным слоем из углеродистой стали и плакирующим слоем из нержавеющей стали обладает высокими служебными свойства-

ми, изготовляется из катанки и применяется для производства высоконагруженных в силовом отношении канатов, пружин и других изделий и материалов.

Биметаллическую катанку углеродистая сталь + 12Х18Н10Т изготовляли на Волгоградском металлургическом заводе "Красный Октябрь". Исходной заготовкой для получения катанки служили трубы из стали 12Х18Н10Т с наружным диаметром 102 мм и толщиной стенки 6 мм и стержни диаметром 89 мм из углеродистых сталей марок 45 и 80.

Катанку получали совместной горячей прокаткой, аналогичной пакетной сварке, по следующей технологии: исходная сборная заготовка прокатывалась на среднесортном стане 450-2 на квадрат 50х50 мм, затем раскат разрезался на заготовки длиной 2700 мм и вновь прокатывался на проволочном стане 260 на круг диаметром 6,5 мм. Катанка предназначалась для дальнейшего передела на проволоку, которую получали волочением на Волгоградском сталепроволочно-канатном заводе (ныне Волгоградский завод ОАО "Северсталь-Метиз").

Прокатка на стане 450-2 велась в семь проходов по существующей калибровке ромб-квадрат, преимуществом которой является менее интенсивное остывание при прокатке углов полосы и всего сечения в целом. На проволочном стане 260 прокатка проводилась в семнадцать проходов по существующей калибровке валков овал-квадрат, включающей обжимную, черновую, две промежуточных и чистовую группы. Преимуществом этой системы калибров является то, что она позволяла проводить прокатку с большими коэффициентами вытяжки и, следовательно, сохранять надлежащую температуру прокатываемого металла. Кроме того, в процессе прокатки достигалось постоянное обновление ребер полосы, что обеспечивало более равномерное распределение температуры по поперечному сечению и способствовало получению более однородной структуры металла.

Технология производства проволоки включала калибровку катанки на диаметр 6,0 мм для устранения овальности горячекатаной заготовки, патентирование калиброванной заготовки, подготовку поверхности и волочение. Подготовка поверхности проволоки к волочению и последующее волочение проводилось по обычной для нержавеющей проволоки технологии. В качестве смазки использовалась смесь порошков мыла и серы. Для волочения биметаллической проволоки применялись волоки с уменьшенными углами конусности рабочей зоны и плавными переходами от одной зоны к другой. Канал волоки подвергался предварительной полировке.

Перед прокаткой биметаллические заготовки нагревали в методической печи до 1100–1150 °С. При пакетной сварке проводится [1] предварительное вакуумирование пакета или заполнение его полостей инертным газом. Опыты показали, что применение трубных заготовок и высоких степеней обжатия при непрерывной горячей прокатке позволяет получить качественный биметаллический прокат и без предварительного вакуумирования. В процессе прокатки биметаллической заготовки с увеличением поверхности контакта окисная пленка на свариваемых поверхностях разрушается и не препятствует получению прочного соединения.

Успешная прокатка круга диаметром 6,5 мм возможна при условии прочного соединения слоев заготовки сечением 50×50 мм. Вследствие неустановившегося процесса прокатки схватывание слоев переднего и заднего концов раската оказывается неудовлетворительным, поэтому их необходимо удалять. С целью установления необходимой длины отрезаемых частей раската было изучено влияние неустановившегося процесса прокатки на схватывание слоев биметалла сталь 45+12Х18Н10Т с объемной долей плакирующего слоя 22 %.

Прочность соединения слоев оценивалась сопротивлением срезу по границе раздела сердечника и плакирующего слоя. Испытания на срез проводили на машине МУП-20 в специальном приспособлении. Темплеты для испытания на срез вырезали из переднего и заднего концов раската с интервалом 150 мм. Для обеспечения параллельности торцов все темплеты шлифовали с двух сторон на плоскошлифовальном станке. Выполнение прорезей на боковых поверхностях темплетов позволило на каждом из них проводить по 8 испытаний на срез. Для выявления границы раздела слоев один из торцов темплета протравливали 4 %-ным раствором HNO_3. Темплеты устанавливали в приспособление так, чтобы срез происходил по границе раздела слоев

Средние значения и среднеквадратические отклонения напряжений среза для различных поперечных сечений по длине раската приведены в таблице. Результаты определения напряжений среза для компонентов биметалла показали следующее: для стали 12Х18Н10Т $\tau_{ср}$ = = 451 МПа, для стали 45 $\tau_{ср}$ = 489 МПа (среднее значение из 15 испытаний).

Из таблицы видно, что неустановившийся

процесс прокатки оказывает значительное влияние на прочность соединения слоев биметалла на концевых участках раската протяженностью около 150 мм. Это наиболее заметно у переднего конца раската, где происходит захват заготовки с ударом. По мере удаления от концов раската значения сопротивления срезу по границе раздела слоев увеличиваются. Снижается и разброс $\tau_{ср}$, характеризуемый среднеквадратическим отклонением *S*, относительно средних значений.

Средние значения и среднеквадратические отклонения напряжений среза для поперечных сечений по длине раската

Расстояние от концов раската, мм	Передние концы		Задние концы	
	$\tau_{ср}$, МПа	*S*, МПа	$\tau_{ср}$, МПа	*S*, МПа
450	354	51,2	335	52,7
300	331	55,1	302	91,6
150	153	168,8	254	116

Прочность соединения слоев биметаллических листов для стали 12Х18Н10Т лежит в пределах 220–600 МПа [2]. Результаты испытаний согласуются с этими данными. Удаление переднего и заднего концов на длине 400 мм гарантирует получение биметаллической заготовки требуемого качества. Во всех случаях за счет высокой прочности соединения слоев наблюдалось их совместное деформирование вплоть до момента разрушения.

При производстве биметаллов углеродистая сталь + сталь 12Х18Н10Т на границе раздела слоев наблюдаются диффузионные процессы, определяющие структуру переходной зоны [2]. При нагреве углерод диффундирует из углеродистой стали в плакирующий слой стали 12Х18Н10Т, упрочняя его в тонкой приграничной зоне. Вследствие обеднения углеродом прочность тонкого приграничного слоя углеродистой стали снижается. Максимальная твердость переходной зоны со стороны стали 12Х18Н10Т практически одинакова в случае сердечника из сталей 45 и У8, то есть не зависит от содержания углерода в металле сердечника [3]. В процессе прокатки твердость этой зоны практически не повышается, увеличивается лишь ее относительная ширина. Следует отметить неравномерность диффузии углерода по периметру граничного слоя, связанную с неравномерным обжатием при прокатке.

Прочностные свойства микрообъемов переходной зоны можно охарактеризовать значениями микротвердости. На рис. 1 (кривая *1*) показано распределение микротвердости в переходной зоне биметалла после прокатки на квадрат 50×50 (вытяжка μ = 3,3). Градиент прочностных свойств, определяемый соотношением значений микротвердости приграничных слоев [4], приводит к неоднородности развития микропластической деформации в переходной зоне биметалла как при комнатной [5], так и при повышенной [6] температурах. Высокий уровень неоднородности деформации увеличивает вероятность возникновения очагов разрушения в переходной зоне в процессе пластической деформации. Биметаллическая катанка должна обладать пластичностью, достаточной для дальнейшего холодного волочения. Пластичность биметаллической катанки существенно повышается патентированием. Кривая *2* показывает значительное снижение твердости приграничной зоны стали 12Х18Н10Т без увеличения ее ширины. Градиент прочностных свойств в переходной зоне снижается при этом примерно в два раза по сравнению с состоянием биметалла после горячей прокатки.

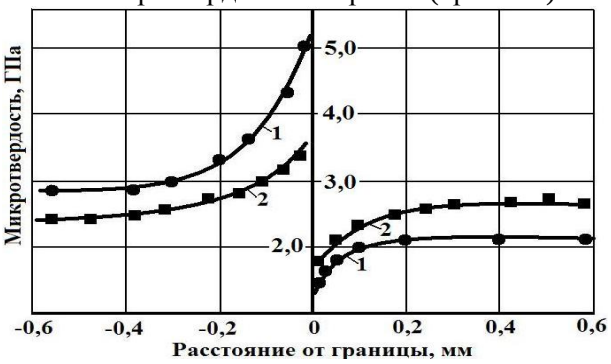
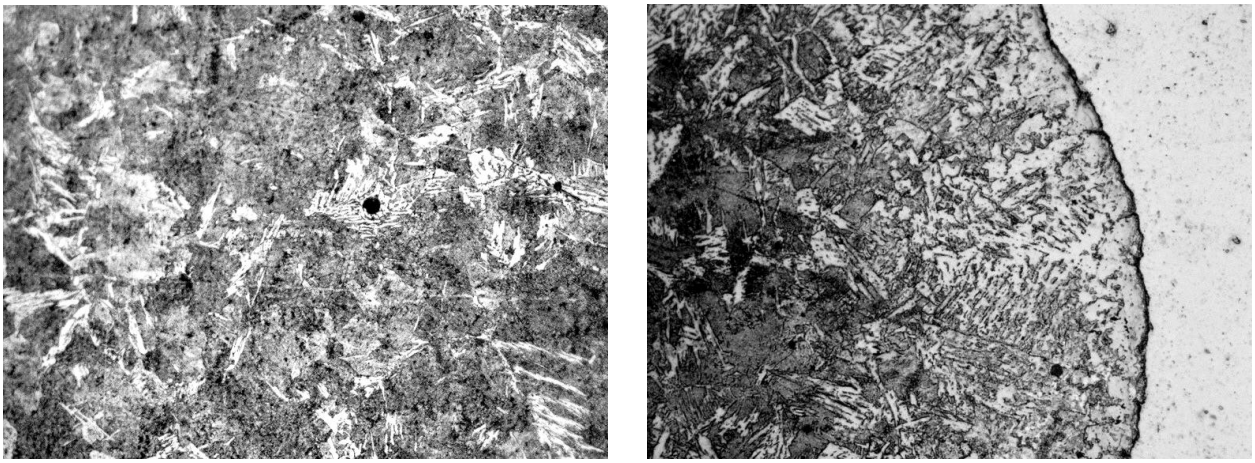


Рис. 1. Распределение микротвердости в переходной зоне биметалла сталь 45+12Х18Н10Т:
1 – после прокатки (μ = 3,3); *2* – после патентирования

Исследование микроструктуры биметаллической проволоки диаметром 6 мм, полученной по описанной выше технологии, показало, что микроструктура сердечника из углеродистой стали неоднородна по сечению. Структура сердцевины, образовавшаяся в процессе патентирования, содержит квазиэвтектоид сорбитного типа с вытянутыми игольчатыми включениями видманштеттового феррита (рис. 2, *а*). Образование видманштеттового феррита связано с перегревом стали перед горячей обработкой давлением. Проведенное патентирование не позволило полностью устранить последствия перегрева. На границе соединения выявля-



а *б*

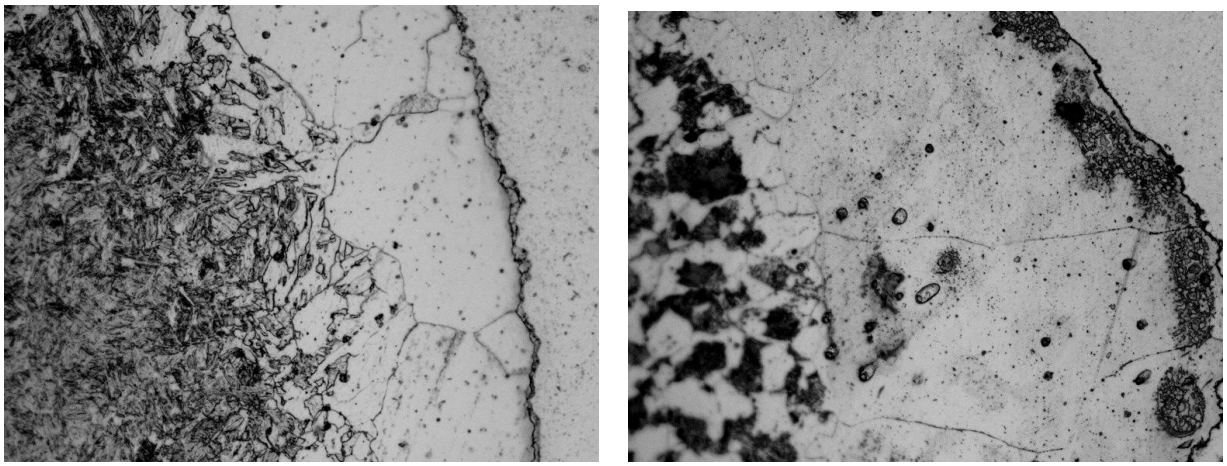
Рис. 2. Структура сердечника из углеродистой стали 45 в биметаллической проволоке после патентирования и волочения (×500): *а* – сердцевина, *б* – приграничный слой

ется структурно-механическая неоднородность, вызванная диффузионными процессами на различных переделах технологического процесса получения биметаллической проволоки, определяющих структуру переходной зоны. При нагревах под прокатку и волочение углерод вследствие различий в химических потенциалах диффундирует из стали 45 к границе соединения и выделяется в виде тонкой прослойки карбидов титана и хрома (рис. 2, *б*), слабо выявляющейся на фоне эвтектоида. Вследствие обеднения углеродом у границы с коррозионностойкой сталью возникает ферритная полоса с пониженной прочностью.

Неравновесность структуры углеродистой стали не позволяла точно оценить распределение углерода по мере удаления от границы соединения, поэтому использовались следующие способы:

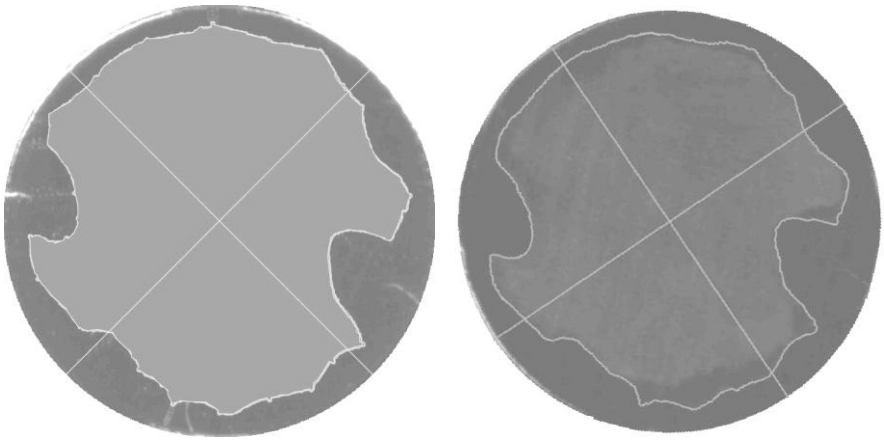
– метод МТ (ГОСТ 1763-68 "Сталь. Методы определения глубины обезуглероженного слоя") замера микротвердости по поперечному сечению закаленного образца. За глубину обезуглероженного слоя принимали расстояние от границы соединения до точки, в которой получена стабильная микротвердость. В связи с относительно низкой температурой нагрева под закалку (830–850 °С), уменьшающей миграцию углерода, вблизи границы соединения сохранилась сплошная полоса феррита толщиной около 60 мкм и отдельные ферритные зерна, на фоне которых хорошо выявляется тонкая сплошная полоса карбидов. Микроструктура после закалки показана на рис. 3, *а*. Толщина обезуглероженной зоны, полученная по методу МТ, составила 110–120 мкм;

– исследование изменения соотношения феррита и перлита в структуре образца прово-



а *б*

Рис. 3. Микроструктура приграничной области в биметаллической проволоке после термической обработки (×500): *а* – закалка, *б* – изотермический отжиг



а *б*

Рис. 4. Форма контура границ раздела слоев по длине биметаллической проволоки (расстояние между сечениями *а* и *б* – 100 мм)

локи, подвергнутого изотермическому отжигу (рис. 3, *б*), которое позволяет выявить зоны полной и частичной обезуглероженности. Толщина зоны полной обезуглероженности составила 120 мкм, зона частичной обезуглероженности практически не выявлялась. Толщина полосы обезуглероженной зоны практически не зависела от радиуса кривизны границы соединения, то есть от неравномерности обжатия при прокатке.

Для биметаллической проволоки сталь 45+12Х18Н10Т характерно формирование развитой геометрически неоднородной границы соединения разнородных сталей. Толщина плакирующего нержавеющего слоя в поперечном сечении относительно оси симметрии неравномерна, граница соединения стали сплошная, без разрывов (рис. 4). Формирование сложного контура границы раздела слоев обусловлено неравномерностью деформации, являющейся одной из особенностей процесса прокатки, а также переполнением калибров на начальной стадии прокатки из-за несоответствия размеров поперечного сечения исходной сборной заготовки существующей калибровке валков ромб-квадрат. Как показали исследования, контур границы раздела формируется на этой стадии производства и в дальнейшем не изменяется.

Для количественной оценки степени геометрической неоднородности поперечного сечения проволоки была построена развертка границы раздела сталей, представленная на рис. 5. Ее анализ показал, что максимальная толщина плакирующего слоя стали 12Х18Н10Т составляет 1,43 мм, а минимальная – 0,21 мм.

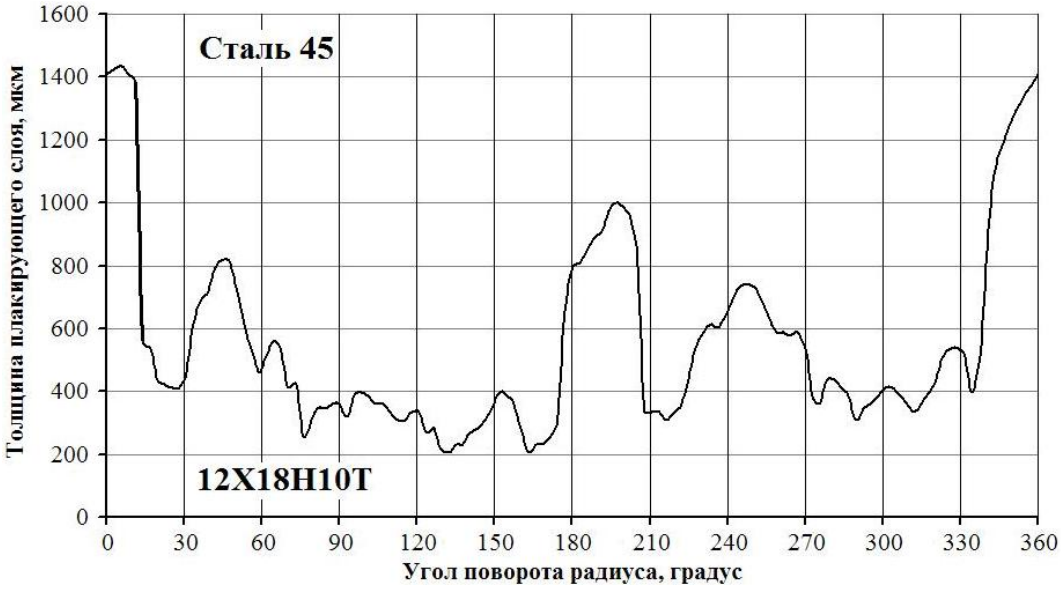


Рис. 5. Развертка границы раздела слоев биметаллической проволоки

Теоретически рассчитанный радиус плакирования составляет 2456 мкм. Поэтому, при равномерном распределении стали 12Х18Н10Т ее расчетная толщина должна бы составлять 544 мкм. Средняя толщина плакирующего слоя реальной проволоки равна 505 мкм, а общая длина границы раздела сталей – 19,28 мм, что на 25 % больше теоретической длины, равной 15,42 мм.

Как видно из рис. 4, по длине биметаллической проволоки форма контура сохраняется практически неизменной, а незначительные ее отклонения в отдельных поперечных сечениях на исследованной длине в 100 мм объясняются, видимо, погрешностями компьютерной обработки. Последующее контрольное определение формы контура границы раздела слоев на длине до 400 мм подтвердило ее неизменный характер.

Выводы

1. Технология производства биметаллической проволоки углеродистая сталь +12Х18Н10Т обеспечивает высокую прочность соединения слоев. Градиент прочностных свойств в переходной зоне биметалла после горячей прокатки, определяемый соотношением значений микротвердости приграничных слоев, значительно снижается после патентирования заготовки, что повышает технологичность биметаллической катанки при последующем холодном волочении.

2. Граница соединения слоев биметалла имеет сложный контур, что обусловлено неравномерностью деформации при прокатке. Форма контура сохраняется практически неизменной по длине биметаллической проволоки. Минимальная толщина плакирующего слоя из стали 12Х18Н10Т достаточна для обеспечения служебных свойств биметаллической проволоки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Корнеев, В. К.* Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Корнеев, М. С. Гиндельгорн. – М.: Металлургия, 1970.

2. *Меандров, Л. В.* Двухслойные коррозионностойкие стали за рубежом / Л. В. Меандров. – М.: Металлургия, 1970. – 232 с.

3. *Гурьев, А. В.* Биметаллическая катанка для производства коррозионностойкой проволоки / А. В. Гурьев, Я. А. Гохберг, Х. С. Шахпазов, А. С. Ширванян // Сталь. – 1972. – № 7. – С. 661–662.

4. *Даненко, В. Ф.* Плакирование как метод повышения механических и служебных свойств проволоки / В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев, В. И. Фролов, С. А. Булаева, М. Н. Журавлев // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. научн. ст. № 3 (29) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – С. 138–142. (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении).

5. *Гохберг, Я. А.* К вопросу о механизме совместной микронеоднородной деформации разнородных материалов / Я. А. Гохберг, А. В. Гурьев, В. Н. Поляков // Металловедение и прочность материалов: тр. Волгоград. политехн. ин-та. – Волгоград, 1968. – С. 45–55.

6. *Трыков, Ю. П.* О роли переходных зон в процессах совместной пластической деформации и разрушения слоистых композиций / Ю. П. Трыков, В. Ф. Даненко // Слоистые композиционные материалы-98: сб. трудов конф. / ВолгГТУ. – Волгоград, 1998. – С. 182–184.

УДК 621.791.92

Л. М. Гуревич* – *канд. техн. наук*, ***Ю. П. Трыков**** – *д-р техн. наук*,
С. В. Панков* – *асп.*, ***В. Н. Арисова**** – *канд. техн. наук*, ***В. М. Букин***** – *канд. техн. наук*

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ИЗ САМОФЛЮСУЮЩЕГОСЯ СПЛАВА ДЛЯ ЗАЩИТЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

***Волгоградский государственный технический университет** (e-mail: mv@vstu.ru)
****ООО "ДИЦ "МОСТ" (г.Волгоград)**

Показано, что оплавленные газопламенные покрытия из самофлюсующегося сплава полностью защищают сталь трубы от воздействия агрессивного реактива и могут использоваться для защиты от коррозии внутренних поверхностей сварных соединений трубопроводов.

It is shown, that the melted off gas-flame coverings from self-fluxing alloy completely protect a steel of a pipe from influence of an aggressive reactant and can be used for protection against corrosion of internal surfaces of welded connections of pipelines.

Ключевые слова: газопламенные покрытия, самофлюсующийся сплав, граница соединения, микротвердость, сварка, микроструктура.

Keywords: gas-flame coverings, self-fluxing *an alloy, connection border, microhardness, welding, a microstructure.*

За последние пятнадцать лет в нефтегазодобывающей промышленности произошел резкий рост применения труб диаметром 600–1200 мм с внутренним коррозионностойким покрытием из эпоксидных композиций. Их сварное соединение обеспечивает прочность, равную материалу труб, герметичность при избыточном давлении, но приводит к разрушению полимерного покрытия в зоне термического влияния, составляющей не менее 40 мм. Проблему защиты сварных соединений труб с внутренним покрытием решают рядом способов, один из которых – напыление или наплавка на внутреннюю поверхность концов труб самофлюсующегося коррозионностойкого металла [1]. В настоящей работе проводилась отработка технологий наплавки на внутренней поверхности концов труб покрытий из

порошков самофлюсующихся сплавов и сварки плавлением труб с получением коррозионностойких сварных швов и зон термического влияния.

Методика исследований

Для газопламенного напыления покрытий с последующим оплавлением пропанокислородной горелкой ГН-5П использовали порошок самофлюсующегося сплава ПГ-10Н-01 (ТУУ 322-19-004-96) с температурой плавления 950–1050 °С, химический состав которого приведен в табл. 1. Макроисследование сварных соединений выполнялось на бинокулярном стереоскопическом микроскопе МБС-9 после травления в царской водке. Структуру макрошлифов фиксировали с помощью планшетного сканера "CanonScan Lide 25".

Твердость металла трубы и шва определяли на приборе ТК-2 по ГОСТ 9013-59 при нагрузках Р = 1кН по шкале HRB с последующим пересчетом на значения твердости по методу Бринелля.

Таблица 1

Химический состав порошка, %

Содержание элементов, % масс						
C	Cr	Si	Fe	B	Ni	Другие элементы
0,6–1,0	14–20	4–4,5	3,0–7,0	2,8–4,5	основа	–

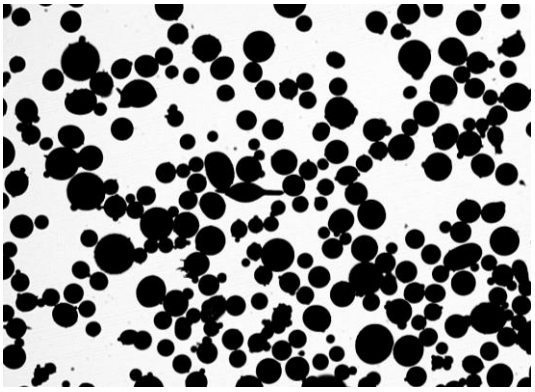
Исследование микроструктуры порошка, наплавленного покрытия и сварных соединений проводилось на материаловедческом агрегатном микроскопе "Olympus BX61" при увеличениях ×50–500 с фиксацией микроструктуры цифровой камерой DP12, последующая обработка на ПЭВМ электронных изображений выполнялась с использованием пакета программ "AnalySiS". Микротвердость порошка, металла трубы, покрытий и сварного соединения измеряли на приборе ПМТ-3М под нагрузками 0,5 и 1,0 кН. Рентгенографический анализ порошка ПГ-10Н-01 и наплавленного покрытия проводили на рентгеновском дифрактометре "ДРОН-3М" в Cu -K_α излучении.

Обсуждение полученных результатов

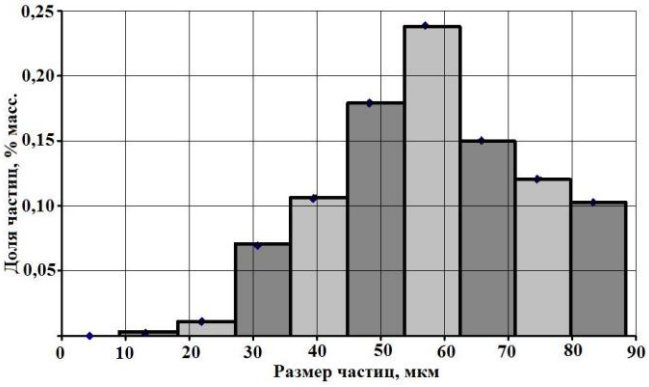
Гранулометрический состав микропорции порошка, полученной квартованием, исследовали в соответствии с ГОСТ 23402-78 микроскопическим методом в проходящем свете на материаловедческом агрегатном микроскопе "Olympus BX61" при увеличениях ×100–200. Фотография в проходящем свете частиц порошка, имеющих преимущественно сферическую форму, и гистограмма распределения размеров частиц, рассчитанная с использованием пакета программ "AnalySiS", показана на рис. 1.

Микроструктура частиц порошка после травления в царской водке показана на рис. 2. В части частиц выявлены центральные усадочные поры (рис. 2, *б*), возникновение которых связано с разницей в объемах жидкого и твердого металла и первоначальным охлаждением поверхности капли с образованием твердой корки.

Мелкодисперсную структуру порошка, по литературным данным [2], обычно характеризуют как эвтектическую смесь боридов и силицидов никеля, карбидов и боридов хрома с твердым раствором на основе никеля. Проведенный рентгенографический анализ позволил надежно идентифицировать в структуре порош-

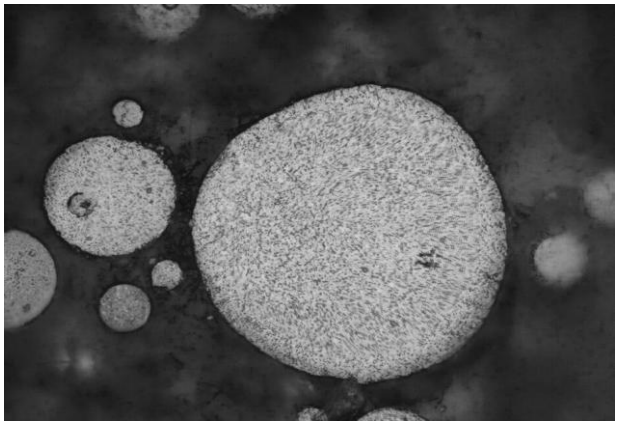


а

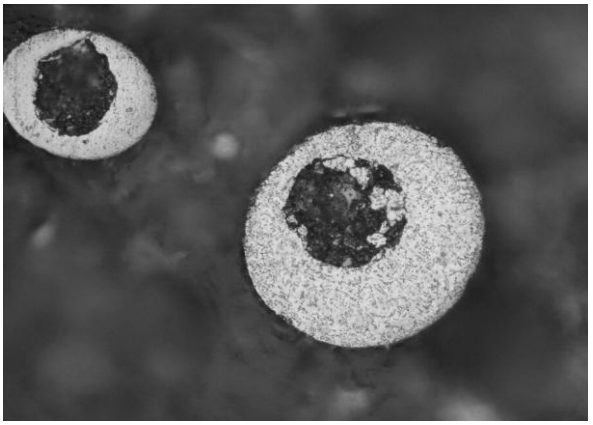


б

Рис. 1. Форма (*а*) и гранулометрический состав (*б*) порошка самофлюсующегося сплава ПГ-10Н-01



а



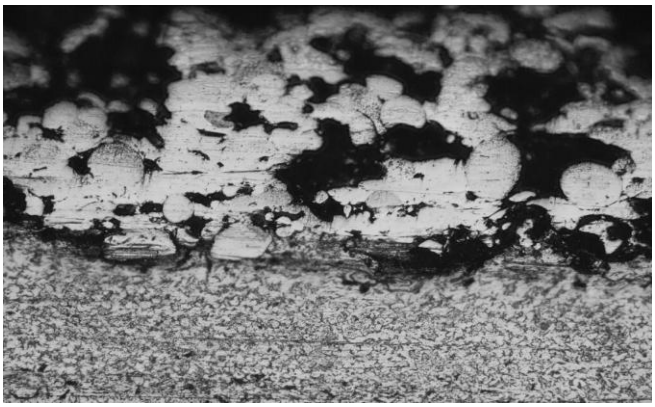
б

Рис. 2. Структура частиц порошка самофлюсующегося сплава ПГ-10Н-01 (×500×0,5):
а – без выявленных пор; *б* – с выявленными усадочными порами

ка следующие фазы: твердый раствор на основе Ni, бориды Ni_3B, Cr_2B_3, Cr_2B, Cr_3B_4, карбиды хрома $Cr_{23}C_6$ и Cr_3C_2., силициды Ni2SiC, Ni3Si2Cr3. Среднее значение микротвердости, измеренное на 100 частицах, составило 5,97 ГПа, а среднее квадратичное отклонение от среднего арифметического σ=1,18 ГПа.

В микроструктуре напыленного покрытия (рис. 3, *а*) хорошо видны вместе с круглыми недеформированными частицами порошка отдельные продеформированные частицы. Покрытие достаточно пористое, размер пор сопоставим с размером частиц. На границе покрытие-основной металл не выявлено грубых дефектов типа трещин и отслоений. Структура основного металла практически не изменилась от исходной, толщина обезуглероженного слоя не превышает одного диаметра зерна феррита, укрупнения зерен феррита и перлита вблизи границы с покрытием не наблюдалось. Экспериментальное среднее значение микротвердости 100 частиц – 6,58 ГПа, а среднее квадратичное отклонение от среднего арифметического σ = 2,21 ГПа. Среднее значение микротвердости напыленного покрытия несколько выше, чем у частиц исходного порошка, но эти отклонения укладываются в доверительный интервал, поэтому говорить о существенном изменении твердости в процессе напыления нет оснований.

Микроструктура оплавленного покрытия представлена на рис. 3, *б*. Покрытие слабо пористое, поры мелкие, но еще сохранились несколько крупных круглых пор, размеры которых меньше диаметра исходных частиц порошка. На границе покрытие-основной металл отсутствуют трещины и отслоения. Твердость покрытия (рис. 4) падает по мере приближения к основному металлу, что, по литературным данным [2], обычно объясняется насыщением покрытия железом. Микротвердость оплавленного покрытия колеблется от 4 до



а

б

Рис. 3. Микроструктура напыленного (*а*) и оплавленного (*б*) покрытия из самофлюсующегося сплава

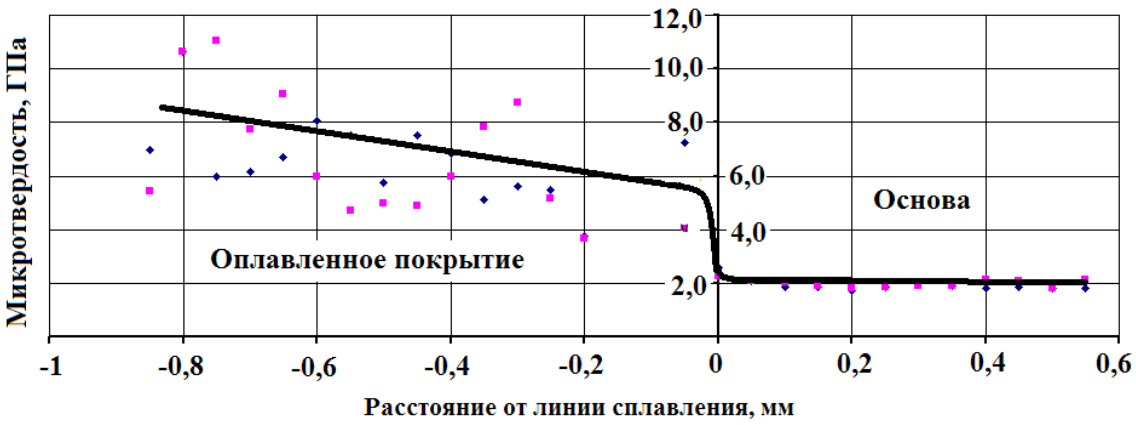


Рис. 4. Распределение микротвердости в оплавленном покрытии и основном металле

11 ГПа, и эту вариацию можно связать с мелкими распределенными порами, некоторые из которых попадают в зону внедрения индентора.

Рентгеноструктурный анализ показал наличие в структуре наплавленного покрытия эвтектической смеси твердого раствора на основе никеля с карбидами хрома и никеля. Содержание боридов и силицидов по сравнению с исходным порошком резко уменьшено из-за окисления бора и кремния при оплавлении.

Пористость напыленного и оплавленного покрытий определяли в соответствии с ГОСТ 9.302 по взаимодействию стали трубы с реагентом на основе железосинеродистого калия в местах пор покрытия с образованием окрашенных соединений. Напыленное покрытие практически не защищало сталь трубы от воздействия агрессивного реактива, в структуре оплавленного покрытия пор не выявлялось.

Для выбора оптимальной конструкции сварного соединения труб с оплавленными покрытиями на внутренних поверхностях концов проводилась многослойная односторонняя ручная электродуговая сварка труб Ø630x8 мм из стали 09ГСФ без предварительного подогрева и последующей термообработки по трем технологическим вариантам, при которой использовались электроды ОК 67.75 ОК 53.70 ЭА-395/9 (табл. 2). Составы наплавленного металла, по данным производителей электродов, приведены в табл. 3.

Таблица 2

Электроды, используемые для получения различных слоев шва

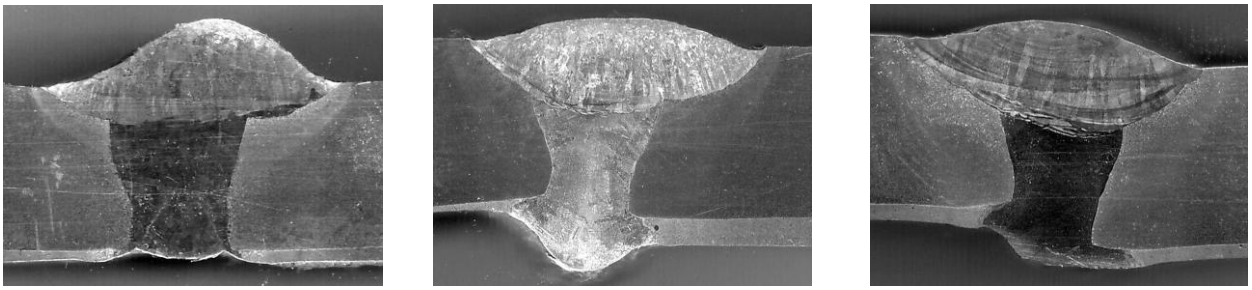
№ варианта	Электроды, используемые для слоев		Измеренная твердость слоев HB, ГПа	
	корневой и заполняющий	облицовочный	корневой и заполняющий	облицовочный
1	ОК 67.75	ОК 67.75	1,41–1,70	1,34–1,49
2	ОК 67.75	ОК 53.70	1,37–1,63	3,26–3,75
3	ЭА 395/9	ОК 53.70	1,63–1,87	3,46–3,75

Таблица 3

Состав наплавленного металла используемыми электродами

Марка электрода	Состав наплавленного металла, % масс.								
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	N	S	P
ЭА-395/9	≤0,12	1,0–2,2	0,35–0,7	22,0–27,0	13,5–17,0	4,5–7,0	0,1–0,15	≤0,018	≤0,025
ОК 53.70	≤0,06	1,15	≤0,45						
ОК 67.75	≤0,04	2	≤0,5	13	24	≤0,3			

Анализ темплетов сварных соединений (рис. 5) показал отсутствие макродефектов типа трещин, несплавлений, непроваров. В ряде темплетов исследованных сварных соединений наблюдалось отсутствие плавного перехода корневого слоя сварного шва к основному ме-

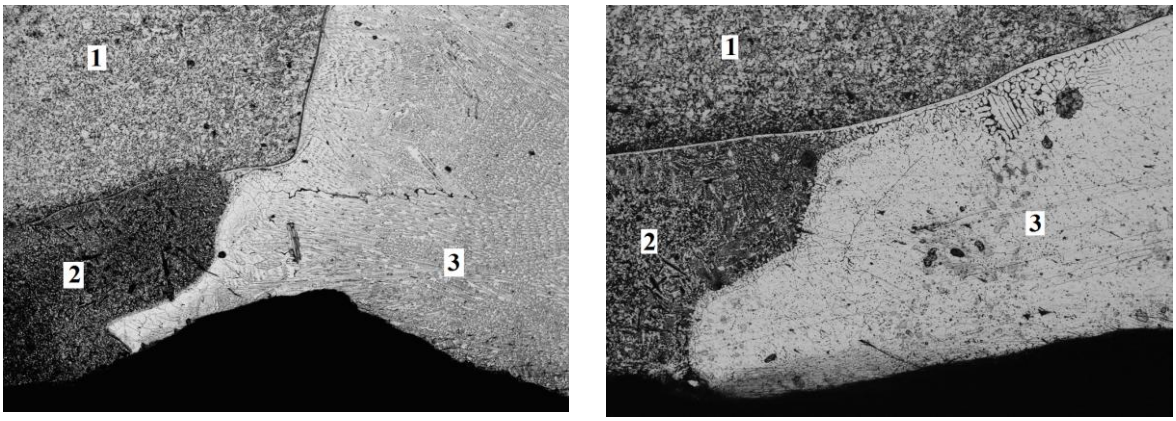


а *б* *в*

Рис. 5. Макроструктура сварных соединений:
а – вариант 1; *б* – вариант 2; *в* – вариант 3

таллу трубы, вогнутость корня – до 1,7 мм, выпуклость корня – до 3 мм, что, по-видимому, связано с различием условий сварки с переменным положением при горизонтальном расположении осей труб, свариваемых без поворота на подъем.

Сплавление корневого шва с покрытием слоем при всех исследованных технологических вариантах получения сварного соединения плотное, бездефектное (рис. 6). Металл корневого слоя вытекал за пределы основного металла и натекал на покрытие. В структуре корневого слоя шва отсутствуют фрагменты самофлюсующегося сплава.



а *б*

Рис. 6. Зона сплавления покрытия с корневым слоем шва, выполненным электродом:
а – ОК 67.75; *б* – ЭА-395/9; *1* – сталь трубы; *2* – наплавленное покрытие; *3* – корневой слой шва

Результаты замера твердости слоев швов приведены в табл. 2. Слои, выполненные электродом ОК 53.70, имели среднюю твердость 3,42–3,63 ГПа, электродом ОК 67.75 – 1,41–1,61 ГПа, а электродом ЭА-395/9 несколько выше – 1,72–1,83 ГПа. Распределение микротвердости по оси симметрии сварного шва для всех исследованных технологических вариантов показано на рис. 7. Микроструктура слоев, выполненных электродами ЭА-395/9 и ОК 67.75, аустенитно-ферритная с содержанием феррита не более 6 %; микроструктура слоев, выполненных электродами ОК 53.70, мартенситная. Из-за наличия при вариантах № 2 и № 3 участков относительно хрупкого мартенсита, которые нельзя устранить предварительным подогревом или последующей термической обработкой из-за опасности деструкции полимерного покрытия, для практического использования был рекомендован технологический процесс сварки по варианту № 1.

Результаты исследования были использованы при разработке технологического процесса газотермического напыления порошками самофлюсующихся сплавов с последующим оплавлением кромок труб и деталей трубопроводов в организации ООО "ДИЦ Мост" (г. Волгоград) при строительстве нефтепромыслового трубопровода на месторождении в Южное Хольчую.

Выводы

1. Оплавленные газопламенные покрытия из самофлюсующегося сплава в отличие от напыленных полностью защищают сталь трубы

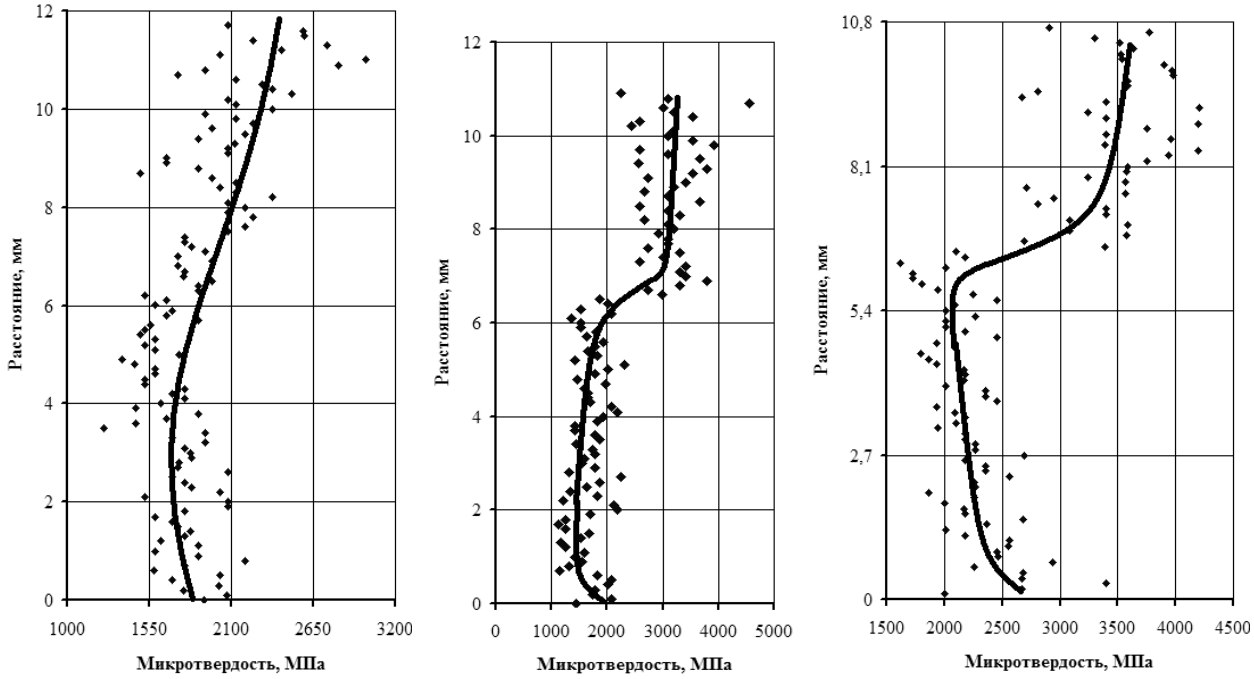


Рис. 7. Изменение микротвердости вдоль вертикальной оси симметрии сварного соединения:
а – вариант 1; *б* – вариант 2; *в* – вариант 3

от воздействия агрессивного реактива, поэтому могут рекомендоваться для защиты от коррозии внутренних поверхностей сварных соединений трубопроводов.

2. Исследование структуры сварных соединений труб с оплавленными покрытиями на внутренних поверхностях концов позволило выбрать технологический процесс сварки, обеспечивающий надежное сплавление покрытия с корневым коррозионностойким слоем и отсутствие мартенситных участков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. А. с. СССР № 2088834. Способ выполнения сварного соединения металлических изделий с защитным покрытием. МКИ[6], F16L58/00. Опубликовано 27.08.1997.

2. *Борисов, Ю. С.* Газотермические покрытия из порошковых материалов / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко, Е. Н. Ардатовская. – Киев: Наукова Думка, 1987. – 543 с.

УДК 66.045.124: 620.16

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

ЭКСПРЕСС-ОЦЕНКА ЖАРОПРОЧНОСТИ СТАЛИ 15Х5М ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПЕЧНЫХ ЗМЕЕВИКОВ НЕФТЕПЕРЕРАБАТЫВАЮЩЕГО ОБОРУДОВАНИЯ

***ОАО "ВНИКТИнефтехимоборудование" (г. Волгоград),**
****Волгоградский государственный технический университет** (e-mail: mv@vstu.ru)

В статье приведены результаты исследований сталей 15Х5М и 15Х5М-У печных змеевиков нефтеперерабатывающих установок после эксплуатации в течение 70 – 375 тысяч часов при 470 и 570°С, позволивших определить тенденции и масштабы изменений их структуры и фазового состава. Для стали 15Х5М выявлена зависимость предела длительной прочности от относительного содержания Mo в карбидах.

In article results of researches of steels 15X5M and 15H5M oven coils of oil refining installations after operation during 70 - 375 thousand hours are resulted at 470 and 570°C, allowed to define the tendency and scales of changes of their structure and phase structure. For a steel 15X5M dependence of a limit of long durability on relative maintenance Mo in carbides is revealed.

Ключевые слова: печные змеевики, нефтеперерабатывающие установки, фазовый состав, карбиды, жаропрочность
Keywords: oven coils, oil refining installations, phase structure, carbides, thermal stability

Сталь 15Х5М применяется для изготовления трубных элементов печных змеевиков установок предварительной гидроочистки и каталитического риформинга как в отожженном состоянии, так и нормализованном с последующим отпуском (маркируемом по ГОСТ 550-75 как 15Х5М-У). При проектном сроке 100 тысяч часов период эксплуатации печных змеевиков

из стали 15Х5М в настоящее время превысил 300 тысяч часов.

Многолетний опыт исследования физико-механических свойств и длительной прочности металла позволяет проводить экспресс-оценку остаточного ресурса трубных элементов на основе исследования морфологии и состава карбидной фазы.

Материалы и методы исследования

Фазовый и химический состав карбидов изучали на карбидных осадках, выделенных анодным растворением стали в 5 %-ном спиртовом растворе соляной кислоты. Рентгеноструктурный анализ карбидных осадков проводили на аппарате УРС-1,0 в камере РКД в K_{α}-Cr излучении. Содержание карбидообразующих элементов в карбидном осадке определялось фотоколориметрическим методом.

Результаты исследований

Основными типами карбидов в металле после эксплуатации при 470 °С являются Me_7C_3 и Me_{23},C_6, а Me_6C встречается в малых количествах. Средние значения содержания легирующих элементов в карбидной фазе стали 15Х5М и 15Х5М-У после эксплуатации при 470 °С (рис. 1) отличаются незначительно.

В процессе эксплуатации при 470 °С тип карбидов, их химический состав и жаропрочность металла почти не меняются [1, 2] вследствие незначительной скорости диффузионных процессов.

Наблюдаемое изменение морфологии и размеров карбидных частиц обусловлено в основном не длительным эксплуатационным старением, а превышениями расчетной температуры стенки трубы при кратковременных профилактических паровыжигах кокса [2, 3]. При увеличении продолжительности эксплуатации с 240 до 300 тысяч часов при 470 °С трубы печного змеевика 15Х5М-У из-за процессов коагуляции карбидной фазы в структуре стали одной и той же трубы увеличилось количество крупных карбидов округлой формы размером до 1 мкм (рис. 2), но доля находящихся в них карбидообразующих элементов (Cr и Mo) и фазовый состав оставались практически неизменны (см. таблицу). Средние значения характеристик прочности снижались, а относительное удлинение несколько повышалось. Были определены интервалы значений относительного содержания легирующих элементов в карбидах, соответствующие удовлетворительным для эксплуатации при 470 °С характеристикам прочности и пластичности: 11,3–21,2 % Cr, 5,6–

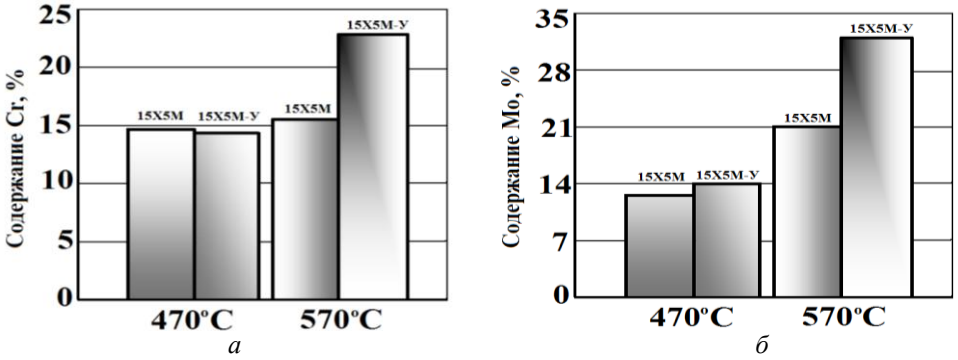


Рис. 1. Среднее содержание хрома и молибдена в карбидах после эксплуатации металла при 470 и 570 °С

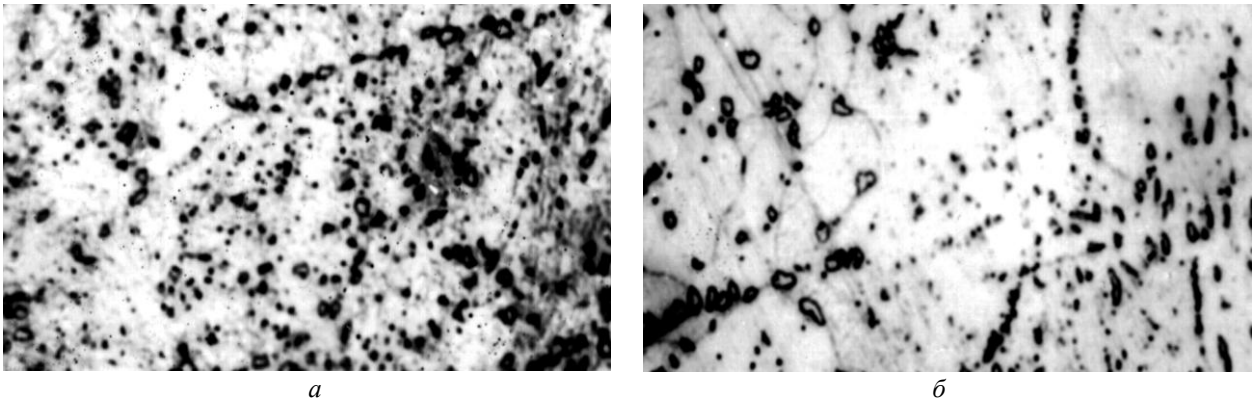


Рис. 2. Морфология карбидной фазы в структуре стали 15Х5М-У после различных сроков эксплуатации при 470 °С (×2000): *а* – после 240 тыс. ч, *б* – после 300 тыс. ч

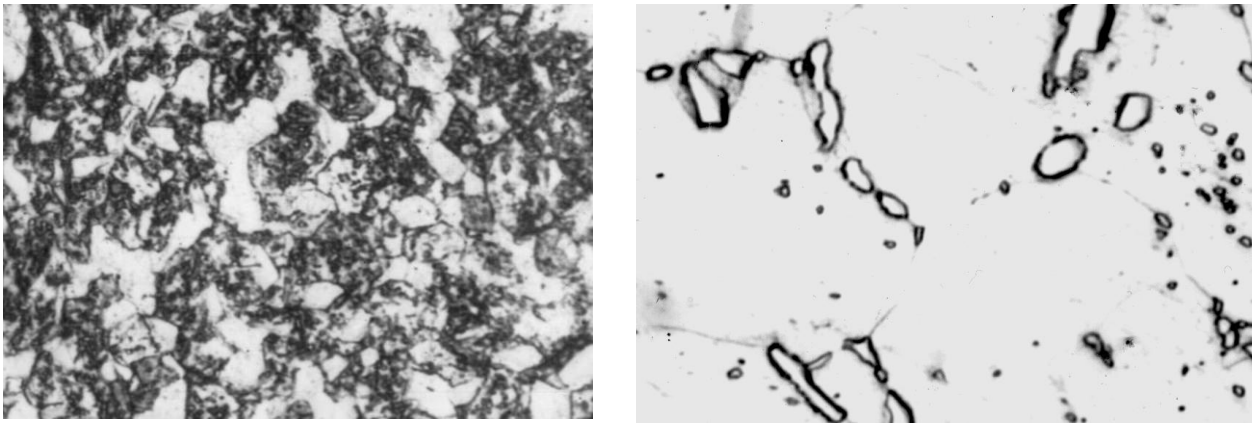
Характеристики структуры и свойств стали 15Х5М-У печных змеевиков после эксплуатации при 470 °С

Характеристики структуры и свойств	Время эксплуатации, тыс. ч	
	240	300
Доля в карбидном осадке, % Cr	13, 6	13, 5
Mo	10, 5	10,7
Тип карбидов	$Me_{23}C_6$ – основа, Me_7C_3 – следы	$Me_{23}C_6$ – основа, Me_7C_3 – следы
Механические свойства HB	165	148
$\sigma_в^{20}$, МПа	675	641
$\sigma_в^{470}$, МПа	447	478
$\sigma_{0,2}^{20}$, МПа,	535	482
$\sigma_{0,2}^{470}$, МПа,	415	402
δ^{20}, %	14	25
δ^{470}, %,	9	18
ψ^{20}, %	75	77
ψ^{470}, %	77	76

25,0 % Mo для стали 15Х5М и 11,7–17,8 % Cr, 6,6–26,4 % Mo для стали 15Х5М-У.

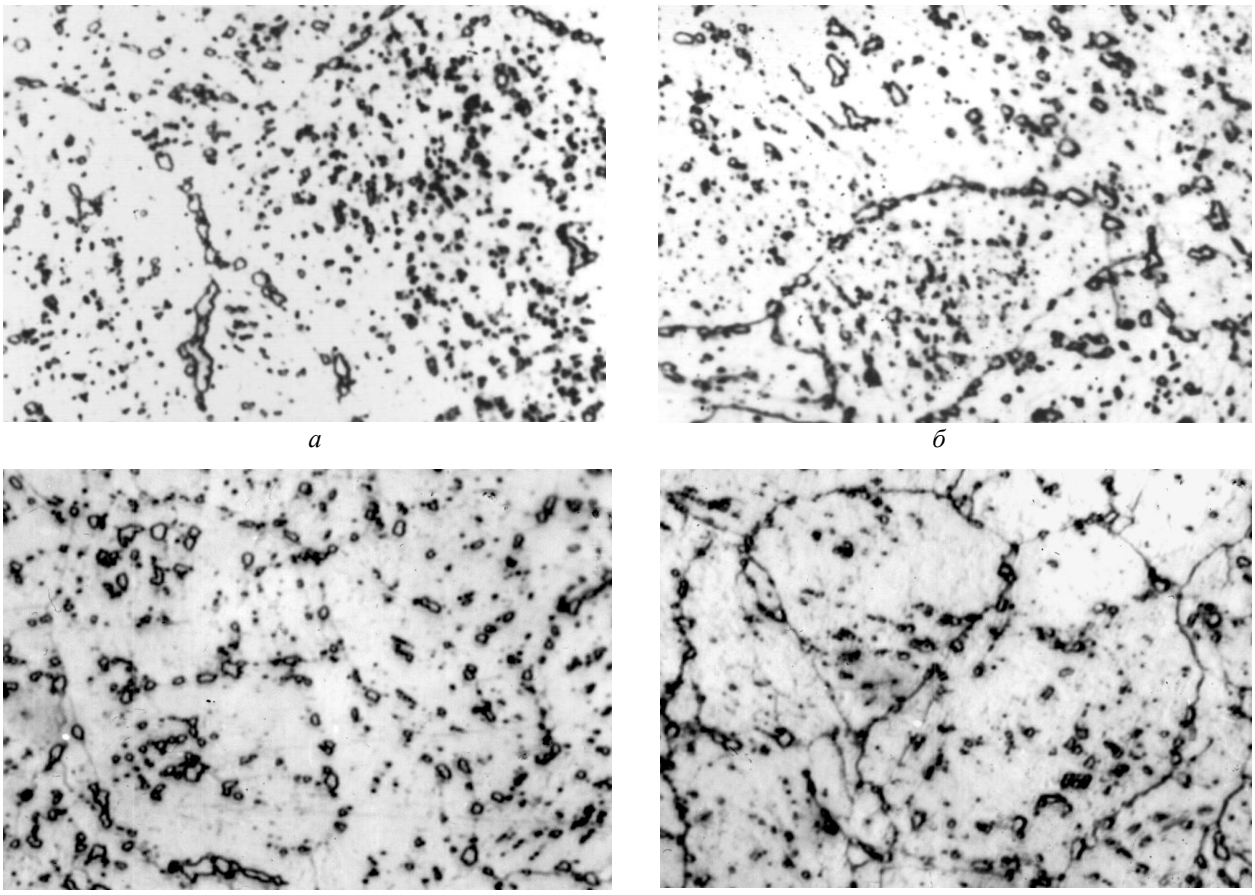
Вместе с тем исследования образцов стали с неудовлетворительными характеристиками прочности и пластичности, вырезанных в разрушенных при авариях зонах, показывают отклонение состава карбидной фазы, особенно по содержанию Cr, от приведенных значений. Так, сталь с ферритно-бейнитной структурой, полученной в результате эксплуатационного перегрева до температур выше A_{c1} и ускоренного охлаждения (рис. 3, *а*), имеющая повышенные прочностные свойства и низкую пластичность (267 HB, $\sigma_в^{20}$ = 1150 МПа, $\sigma_{0,2}^{20}$ = 1059 МПа, δ^{20} = 12 % , ψ^{20} = 62 %), в карбидах (основной тип $Me_{23}C_6$, следы Me_7C_3) содержит 15,1 % Mo и лишь 4,9 % Cr. Сталь 15Х5М со структурой, образовавшейся в результате перегрева и медленного охлаждения (феррит и крупные цепочки карбидов по границам зерен), показанная на рис. 3, *б* при минимально допустимом уровне предела прочности, имеет твердость менее 120 HB и пониженную ударную вязкость KCU ^{20} = 107 Дж/см^2 (по ГОСТ 550–75 в состоянии поставки KCU ^{20} ≥ 120 Дж/см^2, ≥170 HB). В карбидах ($Me_{23}C_6$ и Me_7C_3) металла этой трубы содержится 42 % Cr и 37 % Mo, что превышает характерные значения для стали после эксплуатации при 470 °С. Таким образом, по морфологии и составу карбидной фазы можно выявить кратковременные процессы перегрева металла трубы в процессе эксплуатации и скорости охлаждения после них.

Результаты исследования фазового состава сталей 15Х5М и 15Х5М-У после различных сроков эксплуатации при 570 °С, работающих в условиях ползучести но при более стабильном температурном режиме, показывают, что содержание легирующих элементов в карбидах стали 15Х5М-У выше, чем стали 15Х5М (рис. 1). Относительное содержание легирующих элементов в карбидах колеблется в широких пределах: 4,9–29,3 % Cr, 3,8–57,7 % Mo для стали 15Х5М и 12,6–54,2 % Cr, 9,4–63,9 % Mo для стали 15Х5М-У. Карбид Me_6C присутствует в партиях стали 15Х5М и 15Х5М-У с различными сроками эксплуатации, но в меньшем количестве, чем Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$. Сталь



а *б*

Рис. 3. Структуры стали с неудовлетворительными механическими свойствами:
а – феррит и бейнит (×1000); *б* – феррит и цепочки карбидов размером до 8 мкм по границам зерен (×2000)



а *б* *в* *г*

Рис. 4. Ферритно-карбидная структура стали после различных сроков эксплуатации при 570 °С (×2000): *а* и *б* – одна и та же труба после 300 и 350 тыс. ч; *в* и *г* – одна и та же труба после 250 и 300 тыс. ч

15Х5М-У при температуре 570 °С разупрочняется в результате снятия фазового наклепа, выделения и коагуляции карбидов при снижении содержания в феррите Cr и особенно Mo.

У металла с микроструктурой, показанной на рис. 4, *а, б*, при увеличении срока эксплуатации с 300 до 350 тысяч часов предел длительной прочности σ_{50000}^{570} снижается с 59 до 52 МПа, твердость – с 170 до 148 НВ, то есть до значений, характерных для 15Х5М. При этом увеличивается количество Cr в карбидах с 13,1 до 14,9 %, Mo – с 16,3 до 48 %. Если после 300 тысяч часов эксплуатации основными карбидами являются Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$, то после 350 тысяч часов – $Me_{23}C_6$ и Me_6C. Максимальный размер карбидов округлой формы на границах зерен в металле обеих партий не превышает 3 мкм, а в зернах сохраняется высокая плотность распределения карбидной фазы.

У мелкозернистой стали 15Х5М с пределом длительной прочности σ_{50000}^{570} = 42 МПа [4] и твердостью 160 НВ содержание Mo в карбидах составляло 13,0 %, а Cr – 13,9 %. При увеличении срока эксплуатации с 250 до 300 тыс. ч (рис. 4, *в, г*) не происходит снижения длительной прочности и твердости, а изменение состава карбидной фазы находится в пределах погрешности эксперимента. Основными типами карбидов являются $Me_{23}C_6$ и Me_6C. Максимальный размер карбидных частиц округлой формы не превышает 2 мкм в металле обеих партий.

Исследования химического состава карбидной фазы позволили выявить для стали 15Х5М с $\sigma_в^{20}$ < 600 МПа зависимость предела длительной прочности от относительного содержания Mo в карбидах (рис. 5), которая может быть применена для экспресс-оценки работоспособности металла печных змеевиков до проведения испытаний на длительную прочность.

Выводы

1. Исследования сталей 15Х5М и 15Х5М-У печных змеевиков нефтеперерабатывающих установок после эксплуатации в течение 70–375 тысяч часов при 470 и 570 °С позволили определить тенденции и масштабы изменений их структуры и фазового состава.

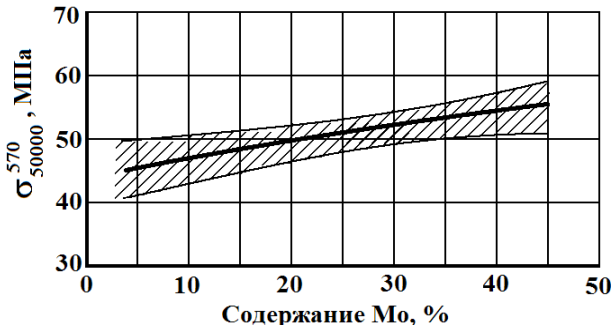


Рис. 5. Зависимость предела длительной прочности σ^{570}_{50000} от содержания Mo в карбидах (доверительная вероятность – 95 %)

2. Для стали 15Х5М выявлена зависимость предела длительной прочности от относительного содержания Mo в карбидах, которая может быть использована для экспресс-оценки работоспособности металла печных змеевиков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Пигрова, Г. Д.* Карбидные превращения в Cr-Mo-сталях в процессе длительного старения и эксплуатации / Г. Д. Пигрова, В. М. Седов, Ю. И. Арчаков // МиТОМ. – 1997. – № 9. – С. 9–13.

2. *Дьяков, В. Г.* Легированные стали для нефтехимического оборудования / В. Г. Дьяков, Ю. С. Медведев, З. А. Абрамова, А. Н. Бочаров, В. Н. Пупелис. – М. Машиностроение, 1971. – 200 с.

3. *Ентус, Н. Р.* Трубчатые печи в нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности / Н. Р. Ентус, В. В. Марихин. – М., Химия, 1987. – 303 с.

4. *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 и модернизация. – 2007. – № 5. – С. 48–53.

УДК 669.017

Я. А. Полонский *– канд. техн. наук*

СТРУКТУРНАЯ НАДЕЖНОСТЬ ЖАРОПРОЧНЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ

ОАО"ВНИКТИнефтехимоборудование" (г. Волгоград) (e-mail:jp_@mail.ru)

Приведены результаты исследований длительной прочности высоколегированных хромоникелевых сплавов. Показано, что основное влияние на длительную прочность оказывает структурная устойчивость сплавов.при температурах, равных и превышающих расчетные.

Results of researches of long durability chomium-nikel alloys are resulted. It is shown, that the basic influence on long durability is rendered by structural stability of alloys at the temperatures equal and exceeding the settlement.

Ключевые слова: легирование, структура, карбидная фаза, старение, жаропрочность, структурная неоднородность.

Keywords: alloying, structure, carbidic a phase, ageing, thermal stability, structural heterogeneity

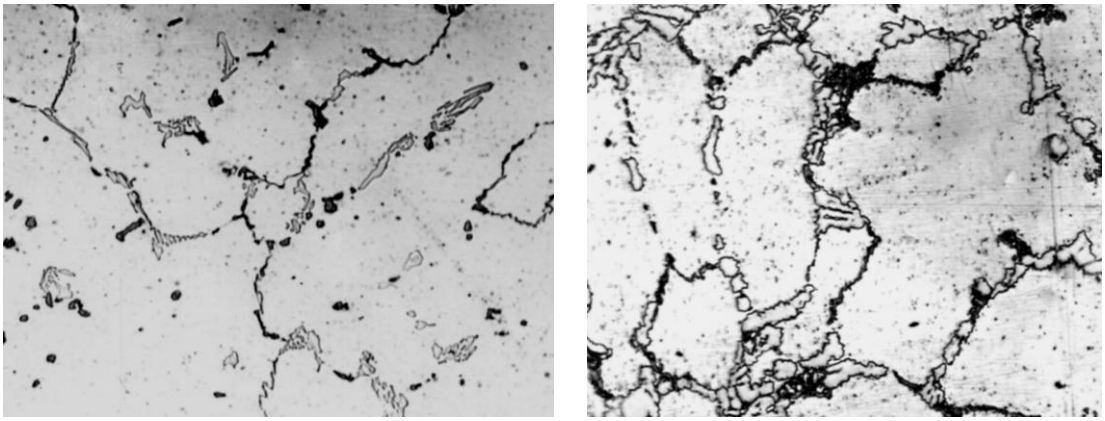
Применение для длительной высокотемпературной службы высоколегированных хромоникелевых сплавов, упрочняемых частицами первичных и вторичных карбидов, обусловлено их относительной технологичностью и дешевизной, а также устойчивой к температурным воздействиям эксплуатации структурой. Такие материалы применяются в литом состоянии, как правило, без предварительной термообработки. Критической характеристикой для обеспечения надежности эксплуатации является сохранение уровня длительной прочности при достаточной пластичности, а также устойчивость к случающимся превышениям расчетных температур.

Эти сплавы применяются достаточно давно, и все это время совершенствуются, что достигается путем большей легированности матрицы основными обеспечивающими жаропрочность элементами (Cr, Ni), добавками Nb для повышения устойчивости карбидной фазы и микролегированием для измельчения литых кристаллитов. Помимо этого модернизируется технология выплавки и разливки заготовок для обеспечения оптимальной, с точки зрения заказчика, структуры и исключения литейной дефектности.

Для сохранения высокой жаропрочности в условиях высокотемпературной ползучести, когда зернограничное проскальзывание является основным механизмом ползучести, предпочтительна крупнозернистая структура*. Вместе с тем снижение относительной протяженности границ способствует образованию на них весьма крупных карбидных частиц (рис. 1), поведение которых (в качестве самостоятельных зерен) существенно отражается на общих характеристиках материала. Поэтому при сохранении литой структуры изделий производители стали добиваться уменьшения размера зерна путем инокулирования РЗМ и добавками Nb.

Исследование было проведено на образцах центробежнолитых реакционных труб в состоянии поставки и после длительного старения. Достигаемое повышение жаропрочности сопровождается сохранением удовлетворительной пластичности, зависящей, помимо легирования, от конкретных технологических па-

* *Куманин, В. И.* Долговечность металла в условиях ползучести / В. И. Куманин, Л. А. Ковалева, С. В. Алексеев. – М.: Металлургия, 1988. – 244 с.



а *б*

Рис.1. Микроструктура сплава 25-35Nb (×250): *а* – плавка А; *б* - плавка Б

раметров разливки и химического состава каждой отдельной плавки (рис. 2). Наилучшими деформационными характеристиками обладает сплав, легированный Nb и обладающий наименьшим зерном.

Характерной особенностью поведения высокоуглеродистых литых сплавов является интенсивная коагуляция и коалесценция первичных и вторичных карбидов; установлено, что это приводит к значительному падению сопротивления пластической деформации при длительном высокотемпературном воздействии (рис. 3), моделированном старением. Хорошо видно, что повышение температуры старения в этом процессе играет намного более существенную роль, чем увеличение времени выдержки.

Помимо этого, в результате старения происходит резкое снижение времени до разрушения при той же нагрузке. Наиболее важным с практической точки зрения фактом является отмеченное синфазное снижение длительной прочности и длительной пластичности при средних нагрузках, а также существенный разброс значений времени до разрушения при том же приложенном напряжении. Такое поведение материала может явиться причиной внезапного эксплуатационного разрушения конструкции при низких наблюдаемых остаточных деформациях.

Неоднозначным является и влияние легирования на показатели кратковременных механических свойств (рис. 4), играющие ключевую роль для обеспечения сопротивления конструкции экстремальным нагрузкам пуско-остановочных режимов эксплуатации.

Хорошо заметна разница в поведении как марок сплава, так и отдельных плавок: микроструктурные различия в стали без Nb значительно меньше сказываются на механических характеристиках. Показательно, что облада-

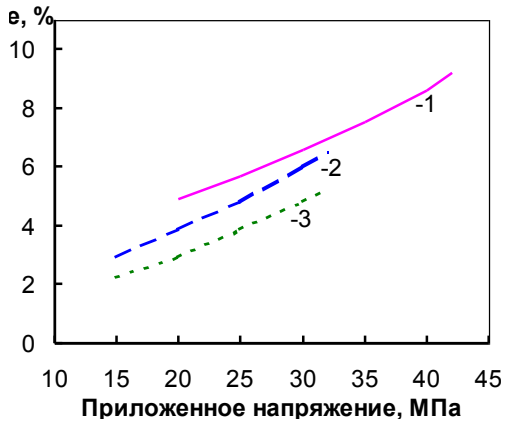


Рис. 2. Зависимости длительной пластичности от приложенного напряжения при 900 °С:
1 – сплав А 25-35Nb; *2* – сплав Б 25-35Nb; *3* – сплав 25-35

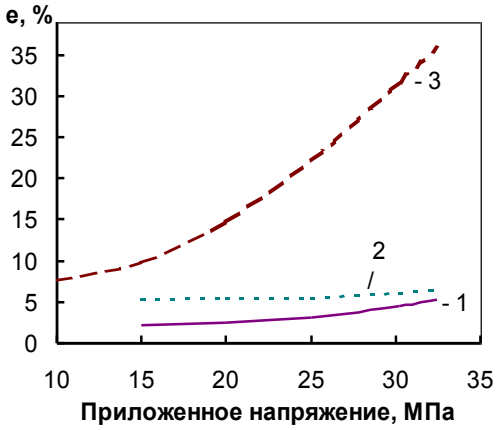


Рис. 3. Зависимость длительной пластичности сплава типа 25-35 от приложенного напряжения:
1 – исходное состояние, *2* – старение 900 °С ×10000ч, *3* – старе-

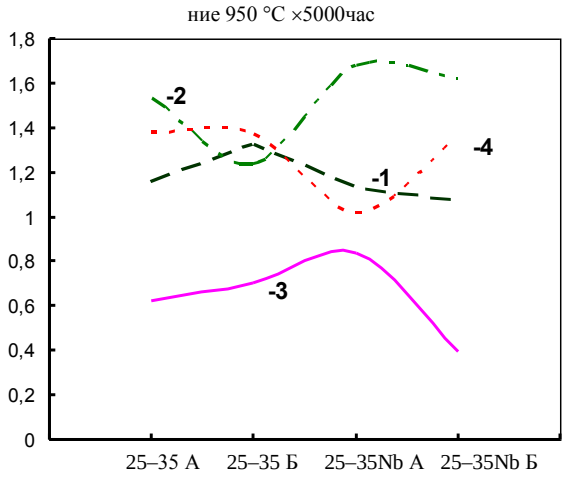


Рис. 4. Зависимость кратковременных механических свойств от легирования сплава 25–35:
А, *Б* – варианты (плавки); *1* – предел текучести при 20 °С, *2* – при 900 °С, *3* – относительное удлинение при 20 °С, *4* – при 900 °С; нормировано по отношению к значениям [2] для сплава типа 25–20

ющий наибольшей жаропрочностью сплав 25–35Nb (вариант Б) имеет минимальную пластичность при комнатной температуре, но сопоставимую с безниобиевыми сплавами при рабочей температуре.

Следовательно, для оценки эксплуатационного поведения сплава нельзя пользоваться ограниченным набором сдаточных нормируемых стандартами характеристик; важно иметь представление о поведении сплава во всем интервале реально реализующихся рабочих температур в сопоставлении с жаропрочностью и сопротивлением ползучести.

Микроструктура литых сплавов не является стабильной и подвержена типичным изменениям, связанным с выделением до равновесного при данной температуре количества карбидов, что общеизвестно; однако реализующееся в каждом конкретном случае распределение и дисперсность этих частиц весьма различны и сильно зависят от технологических параметров разливки, химического состава металла, а также от температуры и накопленной истории нагружения при эксплуатации.

Выводы

1. Главным фактором, управляющим служебными свойствами материала, является изменяющаяся под влиянием условий эксплуатации структурная неоднородность, основные характеристики которой – морфология, размеры и протяженность зернограничных выделений и объемная доля, размер и распределение карбидов по телу зерен.

2. Повышение исходной длительной прочности, даже при удовлетворительной пластичности, не может являться достаточным обеспечением надежности эксплуатации: решающее значение имеет структурная устойчивость при температурах, равных и превышающих расчетные.

3. Задача обеспечения надежности может решаться введением расширенных приемо-сдаточных испытаний и сопровождением изделий при эксплуатации.

УДК 621.762

А. М. Буров* – *канд. техн. наук*, ***Г. Е. Скороход***** – *инж.*

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРЕССОВАНИЯ ДЛИННОМЕРНЫХ ПОРИСТЫХ ПОРОШКОВЫХ ИЗДЕЛИЙ НА ПРЕСС-АВТОМАТАХ

***Волгоградский государственный технический университет**
**** ООО "Аврора-БиНиБ"** (e-mail: tecmat@vstu.ru)

В статье описана технология прессования длинномерных пористых порошковых изделия, применяемых в пьезоприборах на ОАО «Аврора», изготавливаемых из порошковой композиции на медной основе. Предложенная технология прессования пластифицированного порошкового материала дала возможность получать длинномерные изделия на пресс-автоматах.

In article the technology of pressing lengthy porous powder the products, applied in piezodevices on Open Societies "Aurora" made of a powder composition on a copper basis is described. The offered technology of pressing fluxed powder material has given the chance to receive lengthy products on press automatic machines.

Ключевые слова: порошковая металлургия, прессование, пресс-автомат, длинномерные изделия.
Keywords: powder metallurgy, pressing, the press automatic machine, lengthy products

В порошковой металлургии получение равноплотной порошковой заготовки является актуальной задачей, решение которой зависит от ряда факторов: наличия отверстия в детали, количество переходов по высоте, отношения высоты к диаметру. Цель настоящей работы – создание технологии прессования длинномерных пористых порошковых изделий, применяемых в пьезоприборах на заводе ОАО "Аврора".

Деталь "Контакт" (рис. 1) изготавливается из порошковой композиции на медной основе и, по классификации И. Д. Радомысельского [1], относится к V–VI группе сложности. Поперечное сечение и высота детали таковы, что засыпку порошка в полость пресс-формы, расположенной в плите матрицы на пресс-автомате,

обеспечить традиционным способом невозможно. Кроме того, конфигурация и размеры

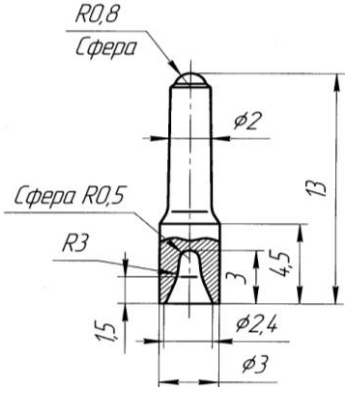


Рис. 1. Эскиз детали "Контакт"

детали не позволяют применить принудительное выталкивание прессовки из формовочного инструмента. По разработанной технологии (рис. 2) прессуемый порошок на пресс-автомате питателем *6* засыпают в нижнюю часть матрицы *1*, установленную в плавающей плите блока пресс-автомата (этап 1).

При ходе ползуна пресса вниз верхняя часть пресс-формы опускается до упора в нижнюю часть (происходит смыкание горизонтального разъема верхней и нижней частей матрицы) и останавливается от противодействия пружин плавающей плиты матрицы (на схеме условно не показана), а корпус *7*, продолжая движение вниз и воздействуя через установленные на нем элементы конструкции на верхнюю часть пресс-формы, смыкает верхние части матрицы *2* и *3* по плоскости разъема *5* – образуется замкнутая формующая полость пресс-формы, при этом порошок еще находится в нижней части матрицы (этап 2).

Под действием продолжающегося хода вниз ползуна пресса корпус *7* преодолевает усилие подпружиненной плиты матрицы, опускает ее вниз и нижним пуансоном *4* вначале перегоняет порошок в верхнюю полость пресс-формы, а затем уплотняет его до требуемой плотности изделия (этап 3).

При ходе ползуна пресса вверх вся пресс-форма в сомкнутом состоянии поднимается вверх до тех пор, пока плита матрицы достигает исходного уровня (дойдет до упора) и остановится, а корпус *7* продолжает свое движение вместе с ползуном пресса вверх и через установленные на нем элементы конструкции воздействует на верхнюю часть пресс-формы, осуществляет одновременно синхронное размыкание пресс-формы по вертикальной и горизонтальной плоскостям разъема, высвобождая при этом одномоментно всю верхнюю часть прессовки из формующих инструментов верхней части матрицы (этап 4).

При продолжающемся ходе вверх ползуна пресса нижний пуансон механизмом пресса поднимается вверх и выталкивает нижнюю часть прессовки из нижней части матрицы. За счет упругого последействия прессовка увеличивается в поперечном размере и освобождает нижний пуансон, который опускается вниз в положение для засыпки порошка, а прессовка остается на зеркале нижней части матрицы (этап 5). Последующим движением питателя для засыпки порошка прессовка удаляется из зоны прессования, процесс изготовления прессовки на пресс-автомате завершен, начинается снова засыпка порошка и цикл повторяется.

Анализируя схему прессования длинномерной порошковой заготовки, можно выделить две зоны (рис. 2). В зоне *а* прессование осуществляется по классической схеме в закрытой матрице, а в зоне *б* прессование напоминает схему обратного выдавливания, осуществляемого на пресс-автоматах [2]. Однако уплотнение порошкового материала в зоне *б* происходит в конце этапа 3 (рис. 2).

В этот момент всестороннее сжатие наиболее выражено, а силы контактного трения максимальны. С целью снижения контактного трения и оптимизации процесса уплотнения порошковую смесь подвергают пластификации.

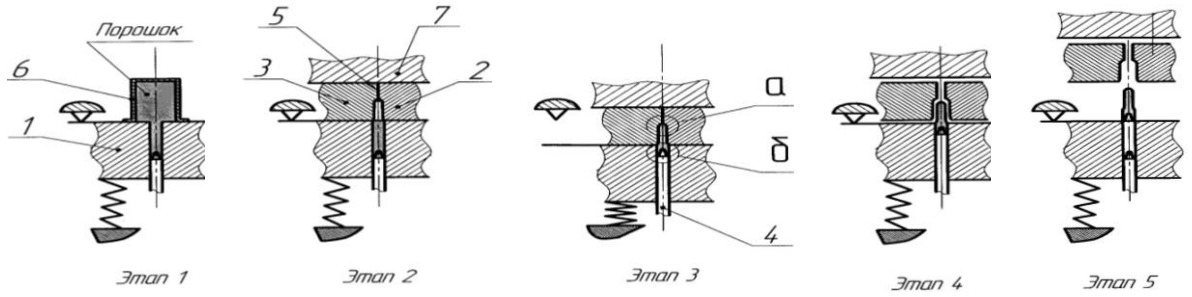


Рис. 2. Схема прессования детали "Контакт":
а – зона прессования по классической схеме; *б* – зона прессования по схеме обратного выдавливания

В качестве пластификатора используют раствор парафина в бензине в пропорции 30 и 70 % соответственно. Полученный пластификатор добавляют в порошковую шихту и все перемешивают в течение часа. Пластифицированную порошковую шихту прессуют по схеме (рис. 2) в пресс-форме [4], установленной в пресс-автомате. Полученные изделия подвергают спеканию при температуре 880–920 °С и после спекания галтуют.

Таким образом, предложенная технология прессования пластифицированного порошкового материала дала возможность получать длинномерные изделия на пресс-автоматах, что существенно расширяет номенклатуру изделий, полученных методом порошковой металлургии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Радомысельский, И. Д.* Пресс-формы для порошковой металлургии / И. Д. Радомысельский, Е. Л. Печенковский, Г. Г. Сердюк. – Киев: Техника, 1970. – 172 с.

2. *Клячко, Л. И.* Оборудование и оснастка для формования порошковых материалов /Л. И. Клячко, А. М. Уманский, В. Н. Бобров. – М.: Металлургия, 1986. – 336 с.

3. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: справочник / под ред. И. П. Федорченко. – Киев: Наук. Думка, 1985. – 624 с.

4. Патент на изобретение № 2264277 (Россия) (Скороход Г. Е., Буров А. М., Нестратова Л. В., Зезюльчик И. Я.), опубл. 20.11.2005 г. Бюл. № 32.

УДК 621.791

И. Л. Пермяков**, А. В. Савинов* – *канд. техн. наук*, ***И. В. Арефьев**** – *асп.*,
И. Е. Лапин* – *д-р техн. наук*, ***В. И. Лысак**** – *д-р техн. наук*, ***П. Р. Нечипоренко****** – *канд.техн.наук*

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕНИЙ ВТОРОГО РОДА В СВАРНЫХ СПИРАЛЬНОШОВНЫХ И ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБАХ

***Волгоградский государственный технический университет** (e-mail:straga5@yandex.ru)
****ОАО "Волжский трубный завод"**
*****ООО НТЦ "Диатекс"**

Проведен сравнительный анализ напряжений второго рода в сварном шве, околошовной зоне и основном металле спиральношовных и прямошовных труб. Показано влияние термической обработки на уровень микронапряжений и размер областей когерентного рассеяния (блоков мозаики) в разных зонах сварных соединений исследованных образцов.

The comparative analysis of pressure of the second sort in a welded near-seam zone and the basic metal *spiral and line seamed* pipes is carried out. Influence of thermal processing on level of micropressure and the size of areas of coherent dispersion (mosaic blocks) in different zones of welded connections of the investigated samples is shown.

Ключевые слова: спиральношовные и прямошовные трубы, напряжения, блоки мозаики, термическая обработка, сварной шов, термический цикл.

Keywords: spiral-joint and straight-line-seam tubes, tension, block of mosaic, mechanical properties, heat treatment, a thermal cycle.

В связи с интенсивным развитием нефтегазового комплекса страны приоритетным направлением является разработка и изготовление надежных и высококачественных труб большого диаметра из отечественных трубных сталей. Эти трубы изготавливают как прямошовными, так и спиральношовными. К числу отечественных заводов, выпускающих трубы большого диаметра, относятся ОАО "Волжский трубный завод" ("ВТЗ"), ОАО "Челябинский трубопрокатный завод", ОАО "Выксунский металлургический завод". Большое количество труб закупается за рубежом, особенно диаметром 1420 мм. ОАО "ВТЗ" является единственным в странах СНГ производителем спиральношовных труб большого диаметра.

Для магистральных газонефтепроводов на отечественных заводах прямошовные трубы изготавливают из низколегированной листовой стали, прошедшей нормализацию, или стали контролируемой прокатки, спиральношовные – из низколегированной горячекатаной листовой и рулонной стали с возможной последующей термообработкой всей трубы, заключающейся в закалке и высоком отпуске.

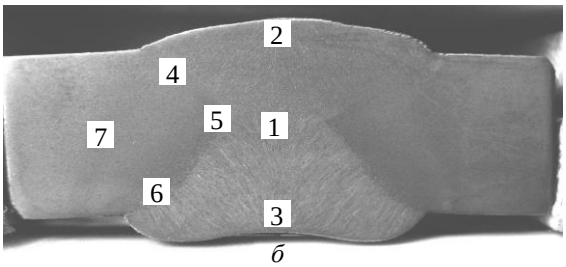
Для сопоставления служебных характеристик спиральношовных и прямошовных труб, оптимизации механических свойств спиральношовных труб, усовершенствования технологии их сварки необходимо проведение комплекса металлографических исследований, анализ остаточных напряжений, а также экспериментальное определение механических характеристик сварных соединений, применяемых для изготовления труб большого диаметра для магистральных газонефтепроводов.

Данная работа посвящена сравнительному анализу напряжений второго рода в металле сварного шва, околошовной зоне и основном металле спиральношовных и прямошовных труб.

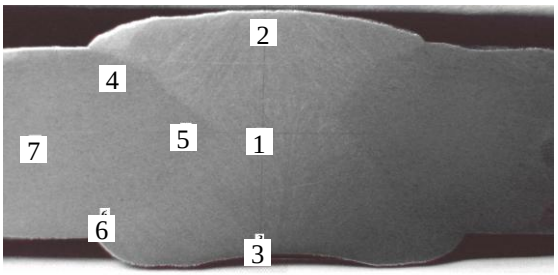
Для определения напряжений второго рода и размера блоков мозаики, которые являются областями когерентного рассеяния рентгеновских лучей, производилась рентгеновская съемка образцов, вырезанных из труб в местах сварных швов. По полученным результатам построены профили рентгеновских линий, на которых определяли интегральную интенсивность (площадь, ограниченную линией фона и

дифракционной кривой). Затем находили экспериментальную ширину рентгеновских линий по отношению интегральной интенсивности к максимальной. После исключения уширения,

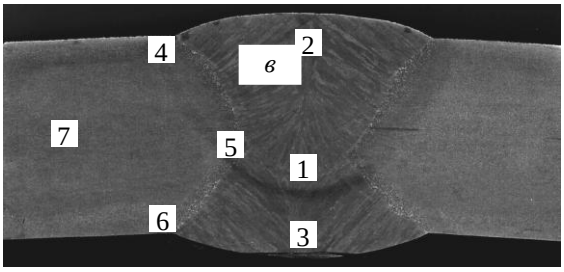
а



б



в



г

Места рентгеновских съемок в темплетах, вырезанных из сварных соединений труб: спиральношовной ∅ 1420×18,7 без ТО (*а*); ∅ 1220×12,5 без ТО (*б*); ∅ 1220×12,5 после ТО (*в*); прямошовной ∅ 1420×18,7 без ТО (*г*)

связанного с дублетностью, определяли истинную ширину рентгеновских отражений и выделяли из истинной ширины физическое уширение, связанное с характеристиками тонкой структуры, к которым относятся микронапряжения и блоки мозаики. В качестве эталона использовалось армко-железо, отожженное при 850 °С, в котором микронапряжения отсутствуют, а блоки крупные.

Исследования проводили на образцах, вырезанных из спиральношовных труб (СШТ) ∅ 1420×18,7 из стали 10Г2ФБ контролируемой прокатки, ∅ 1220×12,5 из стали 17Г1С-У без термической обработки и после нее, изготовленных на ОАО "Волжский трубный завод", а также из прямошовной трубы (ПШТ) ∅ 1420×18,7 из стали 10Г2ФБ контролируемой прокатки производства ОАО "Выксунский металлургический завод". Места рентгеновских съемок в темплетах, вырезанных из сварных соединений этих труб, представлены на рисунке.

Уровень микронапряжений второго рода и размер областей когерентного рассеяния (блоков мозаики) в разных зонах сварных соедине-ний исследуемых образцов представлен в табл. 1–4.

Таблица 1

Значения напряжений второго рода и размера блоков мозаики в СШТ Ø 1420×18,7 мм без ТО

Зона	Напряжения второго рода, МПа	Размер блоков мозаики, Å
1	120	520
2	64	672
3	350	718
4	386	678
5	315	723
6	392	848
7	358	681
8	236	904
9	262	690
10	350	851

Таблица 2

Значения напряжений второго рода и размера блоков мозаики в СШТ Ø 1220×12,5 мм без ТО

Зона	Напряжения второго рода, МПа	Размер блоков мозаики, Å
1	371	663
2	203	871
3	178	1020
4	201	864
5	14	811
6	243	768
7	93	852

Как видно из табл. 1, уровень напряжений второго рода в сварном соединении спиральношовной трубы Ø 1420×18,7 мм примерно одинаков во всех исследованных сечениях (236–385 МПа), за исключением верхней части свар-

Таблица 3

Значения напряжений второго рода и размера блоков мозаики в СШТ Ø 1220×12,5 мм после ТО

Зона	Напряжения второго рода, МПа	Размер блоков мозаики, Å
1	0	854
2	15	872
3	24	817
4	28	852
5	10	810
6	23	873
7	35	780

Таблица 4

Значения напряжений второго рода и размеров блоков мозаики в ПШТ Ø 1420×18,7 мм из металла контролируемой прокатки без ТО

Зона	Напряжения второго рода, МПа	Размер блоков мозаики, Å
1	299	520
2	182	1015
3	179	726
4	86	750
5	208	1052
6	89	720
7	25	1531

ного шва (зона 1) и места стыка двух валиков (зона 2). Наибольший размер блоков мозаики получен в зоне термического влияния на стыке двух сварных валиков (зона 8).

В СШТ Ø 1220×12,5 мм без термической обработки макронапряжения резко снижены в зоне термического влияния на стыке двух валиков сварного шва. Средний уровень напряжений второго рода в сварном шве и ЗТВ примерно в два раза выше, чем в основном металле (зона 7). Наибольший размер блоков мозаик получен в нижней части сварного шва.

Термическая обработка СШТ Ø 1220×12,5 мм значительно снижает микронапряжения во всех зонах сварного шва, термического влияния и основного металла, размер блоков мозаик одинаков для всех зон сварного соединения.

В прямошовной трубе Ø 1420×18,7 мм из металла контролируемой прокатки наибольшие напряжения обнаружены на границе сплавления двух валиков сварного шва (зона 1). Примерно на 30–40 % они ниже по оси сварного шва вблизи свободных поверхностей и в зоне термического влияния вблизи границы сплавления верхней и нижней частей шва (зоны 2, 3 и 5). В основном металле напряжения второго рода крайне низки и не превышаю 25 МПа, а блоки мозаик наиболее крупные.

Сравнительные характеристики микронапряжений и размеров блоков мозаик одних и тех же точек в образцах сварных соединений труб представлены в табл. 5.

Напряжения второго рода металла сварного шва спиральношовной трубы Ø 1420 мм сопоставимы по уровню и градиенту с аналогичными показателями прямошовной трубы этого же диаметра и достигают максимальных значений 300–350 МПа. Размер блоков мозаики металла шва СШТ более стабилен (520–718 Å), чем ПШТ (520–1015 Å).

Таблица 5

Сравнительные характеристики напряжений второго рода и размеров блоков мозаик сварных соединений исследуемых труб

Зона	Напряжения второго рода, МПа				Размер блоков мозаики, Å			
	Ø 1220 без ТО	Ø 1220 после ТО	Ø 1420 СШТ без ТО	Ø 1420 ПШТ без ТО	Ø 1220 без ТО	Ø 1220 после ТО	Ø 1420 СШТ без ТО	Ø 1420 ПШТ без ТО
М Ш	371	0	120	182	663	854	672	520
	203	15	64	299	871	872	520	1015
	178	24	350	179	1020	817	718	726
З Т В	201	28	262	86	864	852	690	750
	14	10	236	208	811	810	904	1052
	243	23	350	89	768	873	851	720
О М	93	35	315	25	852	780	723	1531

Микронапряжения металла сварного шва трубы Ø 1220 мм после термической обработки лежат в диапазоне 0–24 МПа, что значительно ниже, чем у аналогичной трубы без ТО и труб, изготовленных из контролируемого проката.

Аналогичная картина наблюдается и для металла зон термического влияния. Напряжения второго рода ЗТВ трубы Ø 1220 мм, прошедшей термообработку, на порядок меньше, чем в остальных трубах, а размер блоков мозаики более стабилен и имеет меньшие максимальные размеры.

Выводы

1. Напряжения второго рода металла шва и зоны термического влияния сварного соединения спиральношовной трубы сопоставимы по уровню и градиенту с аналогичными показателями прямошовной трубы этого же диаметра. Размеры блоков мозаики СШТ более стабильны и имеют меньшие максимальные значения по сравнению с ПШТ.

2. Термообработка оказывает положительное влияние на напряжения второго рода. Так, микронапряжения СШТ после ТО на порядок меньше, чем у остальных труб, в том числе и прямошовных, а размер блоков мозаики во всех зонах сварного соединения практически одинаков.

УДК 621.791

И. В. Арефьев* *– асп.,* ***И. Л. Пермяков*, А. В. Савинов**** *– канд. техн. наук.,*
И. Е. Лапин* *– д-р техн. наук,* ***А. Н. Потапов*, В. И. Лысак**** *– д-р техн. наук,* ***П. Р. Нечипоренко******

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ РУЧНОЙ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ НА ОСТАТОЧНЫЕ СВАРОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА И ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ

***Волгоградский государственный технический университет** (e-mail:straga5@yandex.ru)
****ОАО "Волжский трубный завод"**
*****ООО НТЦ "Диатекс"**

Исследовано влияние схемы наплавки, применение локальной дуговой термообработки на величину остаточных сварочных макро- и микронапряжений, механические свойства наплавленного металла и зоны термического влияния.

Scheme influence weld deposition, application of local arc heat treatment on size residual welding macro-and micropressure, mechanical properties weld-depositing metal and a zone of thermal influence is investigated.

Ключевые слова: ручная дуговая наплавка, макронапряжения, механические свойства, локальная дуговая термообработка, термический цикл.
Keywords: manual arc weld deposition, macropressure, mechanical properties, local arc heat treatment, a thermal cycle.

В последнее время как в России, так и в других странах ведется интенсивная научно-исследовательская работа по поиску технологий ремонтной наплавки, которые позволили бы восстанавливать элементы крупногабаритных конструкций и технологического оборудования, подвергшихся коррозионно-эрозионному износу, воздействию среды, содержащей агрессивные примеси, а также коррозионно-усталостному разрушению (растрескиванию) соединений из-за дефектов сварки и неблагоприятной структуры основного металла [1–4]. Последний вид разрушений свойственен несущим (силовым) элементам оборудования и конструкций, испытывающим совместное воздействие циклических напряжений или температуры и коррозионно-активной среды. Применение широко распространенных методов ремонтной ручной дуговой наплавки покрытым электродом не позволяет эффективно восстанавливать элементы оборудования и крупногабаритных конструкций при возникновении в обрабатываемых местах больших значений остаточных сварочных напряжений, которые негативно сказываются на надежности отремонтированных участков. Целью работы является исследование влияния схемы наплавки валиков и локальной дуговой термообработки наплавленного металла и зоны термического влияния на величину остаточных сварочных напряжений первого и второго рода и механические свойства.

Ручную дуговую наплавку проводили на пластинах размерами 300×200×95 мм из стали 16ГС в нижнем положении с использованием электродов УОНИ–13/55 диаметром 3 мм на токах $I_д$ = 100 ÷ 110 А и скорости наплавки $V_н$ = = 8 м/ч. Питание дуги осуществляли с помощью источника Kemppi Pro Evolution 3200. Наплавка осуществлялась по схемам, представленным на рис. 1. В процессе выполнения наплавки осуществлялось фиксирование термических циклов от каждой из схем наложения валиков с помощью хромель-алюмелевой термопары с разрешением по времени 0,5 секунды с выводом обработанных данных на ЭВМ.

Значения остаточных сварочных напряжений первого рода (σ_I) определяли с помощью метода и аппаратуры спекл-интерферометрии. Для регистрации микронапряжений (σ_{II}) и размера блоков мозаики применяли рентгеноструктурные методы исследований с использованием универсального дифрактометра "ДРОН – 3"

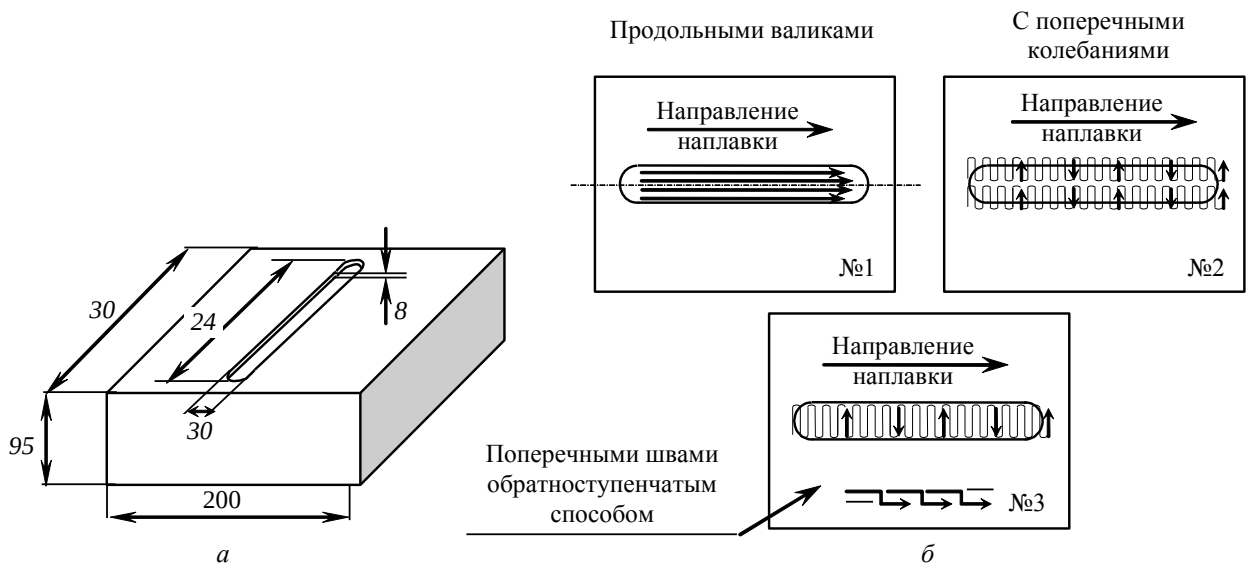


Рис. 1. Габаритные размеры образцов (*а*) и схемы наложения валиков (*б*)

Испытания на динамический изгиб выполнены на маятниковом копре PSWO-30. Образцы для испытаний на ударный изгиб изготовляли из участков наплавки и зоны термического влияния с применением V-образного концентратора (образцы Шарпи) по ГОСТ 9454–78.

Анализ термических циклов ручной дуговой наплавки, выполненных на пластинах из стали 16 ГС (рис. 2), свидетельствует о том, что, несмотря на равное нарастание температуры в процессе нагрева, присутствует значительное расхождение значений скоростей охлаждения металла зоны термического влияния. Наиболее жестким термическим циклом характеризуется наплавка продольными узкими валиками, при которой скорость охлаждения нагретого металла достигает максимальных значений. При заполнении разделки с поперечными колебаниями электрода наблюдается снижение скорости охлаждения при значительном увеличении температуры максимума. Выполнение наплавки поперечными швами обратноступенчатым способом позволяет в несколько раз снизить скорость охлаждения за счет возвратного перемещения дуги, что отражается на циклограмме двойным пиком нагрева при сохранении максимума температуры цикла на том же уровне, что и при наплавке узкими продольными валиками.

Данные, полученные на основе метода спекл-интерферометрии [5, 6], свидетельствуют о том, что остаточные сварочные напряжения первого рода ($\sigma_т$) в образце № 3 характеризуются более равномерным распределение макронапряжений, чем в образцах, выполненных по схемам № 1 и № 2. При этом меньшие скорости

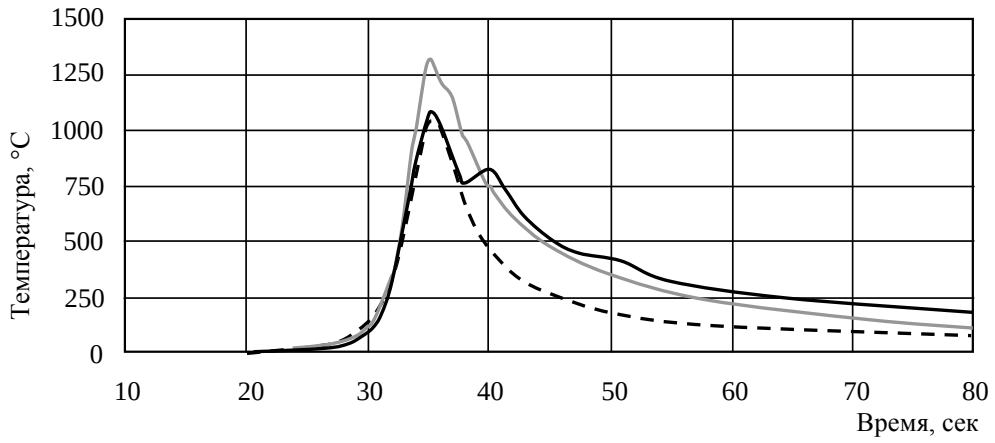
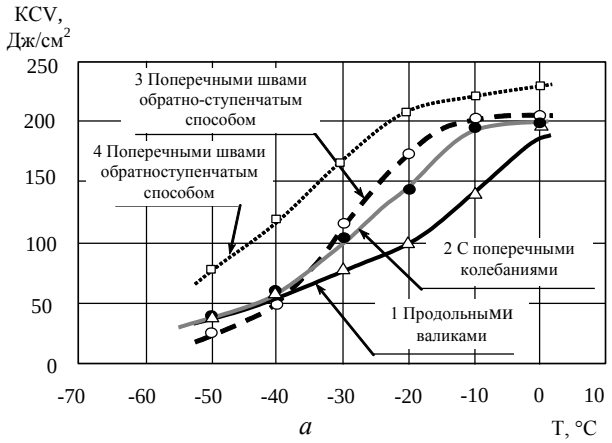


Рис. 2. Термические циклы процессов ручной дуговой наплавки в ЗТВ на расстоянии 2 мм от линии сплавления:
——— – схема № 1; ——— – схема № 2; - - - - - – схема № 3

охлаждения металла сварного соединения обусловливают некоторое снижение значения максимумов макронапряжений. Так, в образце № 3 внесены напряжения первого рода, не превышающие –160 ÷ +160 МПа, тогда как на образцах № 1 и № 2 фиксировались значения $\sigma_I \geq \pm 175$МПа.

Показатели ударной вязкости (рис. 3, *а*) и доли вязкой составляющей в изломе наплавленного металла (рис. 3, *б*) образцов, выполненных по трем различным схемам, свидетельствуют о том, что металл, наплавленный поперечными швами с обратноступенчатым наложением слоев, обладает большими значениями вязкой составляющей излома образца и стойкостью к динамическому разрушению в диапазоне температур Т = 0 ÷ – 30 ºС. Однако при дальнейшем понижении температуры испытаний наблюдается снижение работы разрушения данного образца, что говорит о разупрочнении металла за счет некоторого укрупнения зерен, вызванного снижением скоростей охлаждения металла.

Преобладающими фазами в структуре наплавленного металла во всех случаях являются феррит и перлит (Ф + П = 54,8 ÷ 69 %) при содержании бейнита и мартенсита 1,5÷ 3 %. Значения твердости, измеренные по Виккерсу (ГОСТ 2999–75), при движении от поверхности внешнего наплавленного слоя в глубь металла в образце, наплавленном поперечными швами обратноступенчатым способом, меньше, чем в образцах, выполненных по схемам № 1 и № 2.



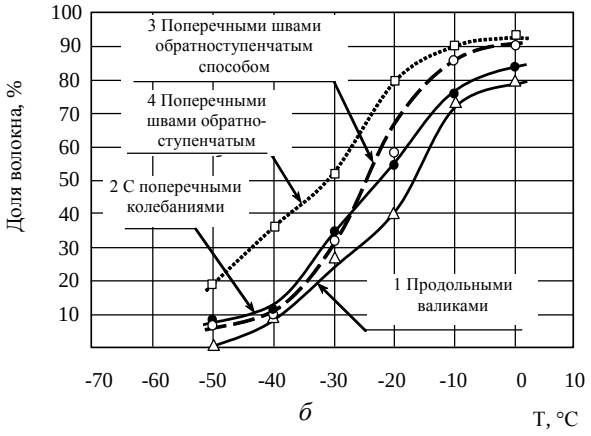


Рис. 3. Ударная вязкость (*а*) и доля вязкой составляющей в изломе наплавленного металла (*б*)

Результаты рентгеноструктурного анализа размеров блоков мозаики отражают их более равномерное распределение от зоны наплавленного металла к основе у образца, выполненного по схеме № 3, тогда как при наплавке по схемам № 1 и № 2 наблюдается значительное измельчение блоков в конце зоны термического влияния, имеющее наибольшее проявление при наложении продольных валиков (рис. 4). В то же время при наплавке поперечными швами обратноступенчатым наложением слоев достигаются наименьшие значения микронапряжений (σ_{II}) при плавном их изменении от оси наплавки к основному металлу.

Следует отметить, что наложение валиков на форсированных режимах (узкие продольные валики) при наплавке на толстолистовые конструкции (значения полного эквивалента углерода превышают допустимые пределы [С] > 0,42) может привести к возникновению в поверхностных слоях неблагоприятных закалочных структур, большого количества зон концентраций напряжений и высокой степени остаточных макро- и микронапряжений. Данное обстоятельство требует применения специальных мер. Одним из вариантов решения поставленной задачи может быть применение локальной терми-

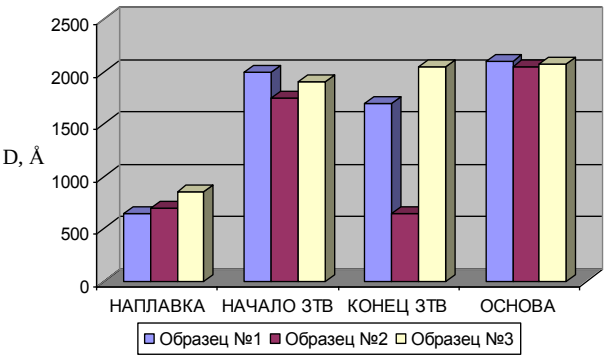


Рис. 4. Изменение размеров блоков мозаики в разных зонах образцов

ческой обработки, которая позволяет исключить снижение прочности и ударной вязкости при отрицательных температурах, не прибегая к общей термической обработке, осуществление которой часто затруднено или невозможно.

С целью снижения уровня напряжений первого рода в наплавленном металле и ЗТВ и улучшения механических свойств применяли аргонодуговую обработку наплавленного металла и околошовной зоны неплавящимся электродом по схеме № 3 при величине тока 50÷55 А и скорости перемещения горелки 10 м/ч.

Результаты исследования свойств наплавленного металла и ЗТВ методом магнитной памяти металла после локальной аргонодуговой обработки свидетельствуют об уменьшении количества зон концентраций напряжений при переходе от шва к основному металлу, которые часто выступают очагами возникновения опасных дефектов на конструкциях высоконагруженного технологического оборудования, особенно при эксплуатации в условиях действия агрессивных сред.

Результаты рентгеноструктурного анализа позволили выявить снижение уровня напряжений второго рода в зоне наплавленного металла в 1,5 раза при незначительном увеличении их в околошовной зоне в результате перераспределения последних в ЗТВ. При этом локальная термическая обработка неплавящимся электродом образца № 3 позволила значительно измельчить размер блоков мозаики в зоне термического влияния при увеличении ОКР в области наплавленного металла на 200÷300 Å.

Значения макронапряжений после локальной аргонодуговой обработки образца с наплавкой по схеме № 3 снизились в области наплавленного металла на 50÷60 % и на 30÷40 % в зоне термического влияния.

Результаты испытаний на динамическое разрушение термообработанного образца свидетельствуют о значительном повышении работы разрушения и доли вязкой составляющей излома наплавленного металла в диапазоне температур T = 0 ÷ – 50 ºС (рис. 2).

Выводы

1. Наименьшие значения макронапряжений и наиболее равномерное их распределение от зоны наплавки к основному металлу достигаются при выполнении наплавки поперечными швами обратноступенчатым способом. Наблюдаемое при этом снижение значений ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломе наплавки в диапазоне отрицательных температур из-за небольших скоростей охлаждения и укрупнения размеров зерен незначительно.

2. Применение электродуговой обработки наплавленного металла и ЗТВ способствует снижению максимумов напряжений на 40÷50 %, перераспределению растягивающих макронапряжений в наплавленном металле, наряду с повышением ударной вязкости и доли вязкой составляющей излома при испытаниях в области отрицательных температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Особенности ремонта сварных конструкций из низколегированных сталей / В. Д. Поздняков, С. Б. Касаткин, С. Л. Жданов и др. // Автоматическая сварка. – 2005. – № 3. – С. 32–37.

2. Продление ресурса эксплуатации колонного оборудования нефтеперерабатывающих производств / Л. В. Чекотило, А. В. Булат, Я. Б. Лебедевич и др. // Автоматическая сварка. – 2006.– № 10.– С. 30–35.

3. Продление ресурса эксплуатации крупногабаритных наливных резервуаров для хранения концентрированной серной кислоты / К. А. Ющенко, Л. В. Чекотило, Г. Ф. Настенко и др. // Автоматическая сварка. – 2007. – № 9. – С. 41–44.

4. *Branko, C. M.* A fatigue study on the rehabilitation of welded joints / C. M. Branko, V. Infante, S. J. Maddox / Intern.Inst.of Welding. – S.I, 1999. – Doc, XIII–1769–99. – 29 p.

5. Остаточные напряжения в деформируемых твердых телах / Г. Н. Чернышев, А. Л. Попов. В. М. Козинцев и др. – М.: Наука. Физматлит, 1996. – 240 с.

6. *Островский, Ю. И.* Голографические интерференциионные методы измерения деформаций / Ю. И. Островский, В. П. Щепинов, В. В. Яковлев. – М.: Наука, 1988. – 248 с.

УДК 621.791.927.93

Г. Н. Соколов *– д-р техн. наук,* ***Г. В. Рябчук*** *– асп.*

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ НАПЛАВЛЕННОГО ЭШН МЕТАЛЛА ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОСИЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

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

Сформулированы требования к наплавленному металлу для работы в условия термосилового воздействия. Раскрыта роль диффузионного, структурного и технологического факторов в формировании эксплуатационных свойств износостойких сплавов.

Requirements to weld deposited to metal for work in conditions of thermopower influence are formulated. The role of diffusion, structural and technological factors in formation of operational properties of wearproof alloys is opened.

Ключевые слова: композиционная структура, наплавленный металл, математическая модель, электрошлаковая наплавка, циркуляционные кривые, межфазная поверхность, направленная кристаллизация.

Keywords: composite structure, weld deposited metal, mathematical model, electroslag weld deposit , circulating curves, the interphase surface, the directed crystallisation

Развитие многих отраслей промышленности, особенно машиностроения и металлургии в которых задействованы процессы горячего деформирования сплавов, напрямую связано с внедрением новых материалов и технологий наплавки, обеспечивающих повышение ресурса штампов и металлургического инструмента, подверженного термосиловому воздействию при рабочих температурах до 1200 °С.

Известно [1], что для упрочнения инструмента, работающего при высоких температурах без ударных нагрузок, выгодно применять композиционные наплавочные сплавы. Условно их можно разделить на материалы, имеющие структуру искусственного композита, в которой упрочняющими фазами служат принудительно внедренные в сварочную ванну тугоплавкие частицы литых карбидов, боридов и нитридов [2], и сплавы, структура естественного композита которых формируется в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации. В последнем случае расположенные в металле нормально к плоскому фронту кристаллизации первичные дендриты выполняют функцию жаропрочной матрицы композита, а твердые эвтектические фазы и монокарбиды тугоплавких металлов образуют в нем прочный каркас, что обеспечивает повышенное сопротивление материала высокотемпературной деформации. Подобный тип структуры композиционных сплавов, более предпочтительный для рассматриваемых условий работы, может быть получен электрошлаковой наплавкой. Однако на сегодняшний день пока еще не сформулирован подход к целенаправленному формированию методом ЭШН металла со структурой естественного композита.

Цель настоящей работы состоит в выявлении основных принципов формирования композиционной структуры наплавленного ЭШН металла.

Расчетным и экспериментальным методами установлено, что термосиловое воздействие приводит к значительному увеличению скорости диффузии легирующих элементов в приконтактном слое наплавленного металла, вызывая его гомогенизацию и обусловливая снижение износостойкости. Время гомогенизации металла можно увеличить двумя способами: первый – предусматривает создание определенной степени структурной и химической неоднородности в металле, а второй – сводится к уменьшению диффузионной подвижности атомов в матрице сплава и в упрочняющих фазах.

Таким образом, формирование композиционной структуры наплавочных сплавов для работы в условиях термосилового нагружения следует осуществлять с учетом диффузионного, структурного, а также и технологического факторов на базе следующих принципов: в наплавленном металле необходимо выявить оптимальное соотношение атомных содержаний карбидообразующих элементов и углерода, обусловливающих формирование прочного каркаса карбидной эвтектики и стойких к растворению при высоких температурах моно- и сложных карбидов; в диапазоне рабочих температур в матрице наплавленного металла должна быть понижена диффузионная подвижность атомов основного и легирующих элементов, зависящая от типа ее кристаллической решетки, а также от количества, морфологии, распределения и типа мелкодисперсных упрочняющих фаз; для обеспечения стойкости наплавленного металла к образованию горячих трещин и трещин термической усталости в нем должно быть установлено оптимальное соотношение содержаний раздробленной и не образующей замкнутых цепочек вокруг первичных дендритов карбидной эвтектики и матричного сплава; технологический процесс наплавки должен обеспечивать минимальный прогиб межфазной поверхности шлак (газ)-металл для формирования плоского фронта кристаллизации в сварочной ванне и получения направленного расположения первичных дендритов.

Широко известно, что в процессах электрошлаковой сварки и наплавки негативное влияние технологического фактора проявляется в искажении формы фронта кристаллизации, обусловливающего снижение качества наплавленного металла. Плоский фронт кристаллизации, при котором обеспечивается направленное расположение дендритов, можно получить способом ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе с использованием двухконтурной схемы электропитания постоянным током [2].

В математической модели электрошлакового процесса рассматривали циркуляционное течение эмульсии в токоподводящем кристаллизаторе. Для определения скорости вызванного тепловой конвекцией циркуляционного течения эмульсии рассмотрим следующую задачу. Пусть по оси цилиндрического сосуда диаметром D, заполненного эмульсией, расположен цилиндрический стержень диаметром d, причем d намного меньше D, а температура поверхности стержня $t_{ст}$ = const больше темпе-

ратуры стенки цилиндра (см. рисунок).

Эмульсия вдали от цилиндрического стержня неподвижна (гравитационное течение отсутствует), температура ее вдали от цилиндрического стержня постоянна и равна t_0. По условию задачи t_{cm} больше t_0. Объем эмульсии настолько велик, что свободное гравитационное течение, возникающее у других тел, расположенных в этом объеме, не сказывается на течении вблизи цилиндрического стержня, которое обусловлено тепловой конвекцией и действием электромагнитных сил.

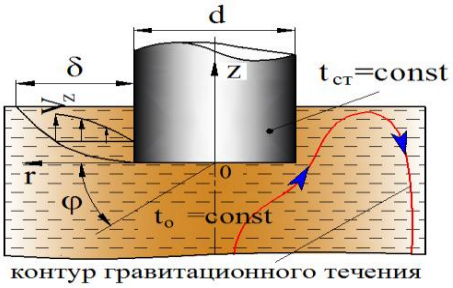


Схема к определению скорости течения эмульсии в цилиндрической системе координат

Для упрощения решения задачи примем следующие допущения: силы инерции пренебрежимо малы по сравнению с силой тяжести и силой вязкостного трения; градиент давления равен нулю; теплофизические параметры жидкости (за исключением плотности) постоянны, плотность является линейной функцией температуры.

Физическую сущность наиболее интенсивного гравитационного течения шлака вблизи цилиндрического стержня будем рассматривать в цилиндрической системе координат с учетом эффекта разжижения шлака, реологическое состояние которого описывается степенным законом Оствальда-де Виля. С учетом принятых допущений уравнение гравитационного течения в проекции на ось z принимает вид:

$$k\frac{\partial}{\partial r}\left\{\frac{\partial V_z}{\partial r}\left[\left(\frac{\partial V_z}{\partial r}\right)^2+\left(\frac{\partial V_\varphi}{\partial r}\right)^2\right]^{\frac{n-1}{2}}\right\}= -g(\rho_0-\rho), \qquad (1)$$

где g – ускорение силы тяжести, м/с^2; ρ_0 – плотность шлака вдали от цилиндрического стержня, кг/м^3; ρ – переменная плотность шлака в области гравитационного течения, кг/м^3; V_z, V_φ – вертикальная и тангенциальная компонента скорости, м/с.

Решая это уравнение с учетом изменения температуры в движущемся слое эмульсии и линейной зависимости ее плотности от температуры, получим уравнение скорости гравитационного течения в виде:

$$\bar{V}_z=\left(\frac{n}{2n+3}\right)\left(\frac{\rho_0 g\beta t^*_{cm}}{3k}\right)^{\frac{1}{n}}\delta^{\frac{n+1}{n}}, \qquad (2)$$

где k^* – приведенная характеристика консистентности.

С использованием полученной зависимости выполнен расчет скорости циркуляционного течения эмульсии шлака и капель металла, вызванного тепловой конвекцией. Исходными данными для расчета служили теплофизические константы и показатели для шлака АНФ-6 и металлического расплава алюминида никеля Ni_3Al при температурах, характерных для рассматриваемого процесса ЭШН.

Расчетное значение скорости составляет 0,042 м/с, а в данном случае скорость циркуляции шлака под действием электромагнитных сил составляет в среднем 0,046 м/с. Поскольку эти потоки направлены встречно, то результирующая скорость на порядок меньше.

Таким образом, во вращающихся вокруг оси электрода двух торообразных потоках шлака формируется небольшая по величине результирующая сила, которая, влияя на движение эмульсии, позволяет увеличить время существования металлических капель, что повышает эффективность их металлургической обработки. С учетом квадратичной зависимости от скорости течения жидкости давление, оказываемое потоком эмульсии на поверхность сварочной ванны, становится почти на два порядка меньше, что приводит к формированию плоской межфазной поверхности на границе шлак-металл без образования на ней характерного для традиционных процессов ЭШС и ЭШН кратера, обусловливающего ухудшение свойств наплавленного металла.

Выводы

1. Выявлен подход к формированию термически стойкой композиционной структуры наплавленного ЭШН металла, учитывающий совокупное влияние на его сварочно-технологические свойства технологического, структурного и диффузионного факторов.

2. Оценен эффект от циркуляционных течений в шлаке, возникающих в процессе ЭШН, заключающийся в создании гидравлического подпора, способствующего образованию плоской межфазной границы шлак-металл, что

обеспечивает формирование направленно кристаллизованной композиционной структуры наплавленного металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Кусков, Ю. М.* Износостойкость и термическая выносливость наплавленного хромистого чугуна / Ю. М. Кусков, И. И. Фрумин, Г. В. Ксендзык // Автоматическая сварка. – 1978. – № 6.– С. 64–67.

2. *Соколов, Г. Н.* Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак / ВолгГТУ. – Волгоград, 2005. – 284 с.

УДК 621.793.620.172

И. В. Зорин *– канд. техн. наук,* ***Г. Н. Соколов*** *– д-р техн. наук,* ***В. И. Лысак*** *– д-р техн. наук*

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОВОГО БАЛАНСА ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКИ В ТОКОПОДВОДЯЩЕМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ С ПОЛЫМ ЭЛЕКТРОДОМ

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

Изложены особенности расчета теплового баланса электрошлаковой наплавки в токопроводящем кристаллизаторе с полым электродом, который позволяет оценить тепловой режим процесса наплавки, его устойчивость и качество расплавления присадочного материала.

Features of calculation of thermal balance electroslag weld deposition in a current-carrying crystallizer with a hollow electrode which allows to estimate a thermal mode of process weld deposition , its stability and quality of fusion fedding a material are stated.

Ключевые слова: электрошлаковая наплавка, токопроводящий кристаллизатор, полый электрод, композиционная проволока, тепловой режим, тепловая мощность.

Keywords: electroslag weld deposition, a current-carrying crystallizer, a hollow electrode, a composite wire, a thermal mode, thermal capacity.

В отличие от традиционных технологических процессов ЭШН, в которых задействован один тепловой источник, в новой технологии наплавки [1] задействованы два электрических контура постоянного тока, обеспечивающие более эффективную генерацию тепла в шлаковой ванне. Можно полагать, что теплота, выделяющаяся в первом контуре "токоподводящая секция-шлак-изделие" (рис. 1), расходуется на поддержание температуры шлака, необходимой для устойчивого существования электрошлакового процесса.

Тепловой источник второго контура "полый электрод-шлак-изделие" обеспечивает качественное расплавление подаваемых через полость электрода электронейтральных металлических присадочных материалов: проволок, стержней, порошков, а также композиционных

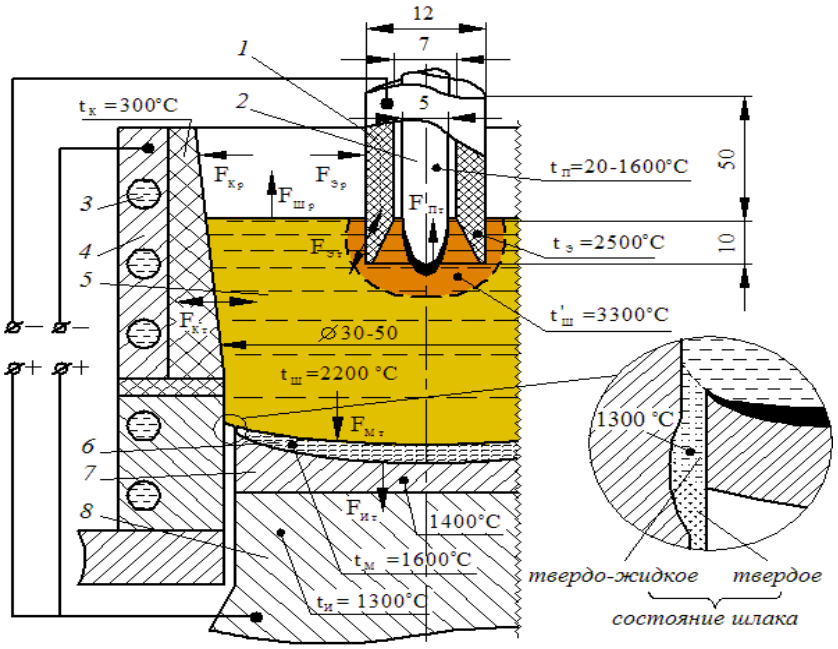


Рис. 1. Схема ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе с полым электродом:
1 – полый электрод; *2* – композиционная проволока; *3* – водяное охлаждение; *4* – токоподводящая секция; *5* – шлаковая ванна; *6* – металлическая ванна; *7* – наплавленный металл; *8* – изделие; $F_{К\ (р,\ Т)}$, $F_{Э\ (р,\ Т)}$, $F_{Ш\ р}$, $F_{П\ Т}$, $F_{М\ Т}$, $F_{И\ Т}$ – поверхности теплопередачи путем излучения (индекс "р") и теплопроводностью (индекс "Т"): кристаллизатора, электрода, шлаковой ванны, присадочного материала, металлической ванны и изделия

проволок, содержащих тугоплавкие легирующие компоненты [2].

Для количественной оценки теплового режима ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе с полым электродом требуется расчет теплового баланса шлаковой ванны в мгновенном варианте. Известные методики расчета теплового баланса шлаковой ванны [3], не учитывают технологические особенности процесса ЭШН, способ подвода тока к шлаку и т. д., вследствие чего не могут быть использованы в практике. Цель работы состоит в составлении теплового баланса и выявлении долевого распределения выделяемой в шлаке тепловой мощности.

В общем виде тепловой баланс ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе с полым неплавящимся электродом имеет вид:

$$Q_{Шк} + Q_{Шэ} = q_{Кр} + q_{П} + q_{И} + q_{М} + q_{К} + q_{П} + q_{Эр} + q_{Э}, \quad (1)$$

где $Q_{Шк}$, $Q_{Шэ}$ – тепловые мощности, выделяющиеся в шлаковой ванне от ее нагрева током, проходящим в контуре "токоподводящая секция-шлак-изделие" и "полый электрод-шлак-изделие"; тепловая мощность, передаваемая шлаковой ванной радиационным путем (с индексом "р"), теплопроводностью и конвекцией следующим потребителям теплоты: $q_{П}$ – присадочной проволоке; $q_{М}$ – металлической ванне, $q_{И}$ – наплавляемому изделию, $q_{Э}$, $q_{Эр}$ – полому электроду, $q_{Кр}$, $q_{К}$ – токоподводящей секции кристаллизатора, $q_{П}$ – потери в окружающую среду.

Теплота шлаковой ванны расходуется преимущественно за счет теплопроводности, но небольшая ее часть передается радиационным путем ($Q_{р}$). Вся тепловая мощность, расходуемая при электрошлаковой наплавке, определяется по выражению:

$$Q_i = \sum U_i I_i , \quad (2)$$

где U_i, I_i – величины напряжения и тока каждого из источников сварочного тока.

Тепловую мощность $Q_{р}$ определяли по формуле на основе закона Стефана-Больцмана для конечных поверхностей [2], которая в данном случае позволяет рассматривать взаимодействие контактирующих поверхностей как взаимно перпендикулярных: шлаковая ванна – излучатель теплоты (F_1) и один из ее приемников (F_2 – контактирующая со шлаком поверхность кристаллизатора, электрода и т. п.). Взаимную поверхность излучения определяли из выражения:

$$H = \varphi' (1 - f) F_1, \quad (3)$$

где φ' – локальный угловой коэффициент облучения, характеризующий долю энергии, передаваемой на поверхность F_2; f – коэффициент занятости поверхности шлаковой ванны присадочным или электродным материалом. При определении потерь тепла в окружающее пространство значение коэффициента φ принимали равным единице.

Количество теплоты, передаваемой при установившемся электрошлаковом процессе шлаковой ванной кристаллизатору, неплавящемуся электроду, присадочной проволоке и металлической ванне посредством одновременного действия теплопроводности и конвекции ($Q_{Т}$) равно:

$$Q_{Т} = Q_{п} - Q_{р}, \quad (4)$$

Для расчета необходимо определить действительные температуры приемников теплоты t_i. В расчете допускали, что эти температуры могли бы иметь шлаковая ванна или приемники теплоты, если бы все содержащееся в них тепло было равномерно распределено по их объему.

В околоэлектродном объеме шлака (рис. 1) существует высокотемпературная область, в которой он нагрет до средней температуры $t_{ш}^{1}$ = 3300 °С. Тепло, выделяющиеся в этой области, преимущественно передается присадочной проволоке. Поэтому при определении усредненного коэффициента теплопередачи $\alpha_{ср}$ и количества тепла $Q_{ті}$, передаваемого присадочной проволоке, использовали температуру шлака $t_{ш}^{1}$, а для остальных приемников тепла усредненную температуру шлаковой ванны – $t_{ш}$, равную 2200 °С. Расчет $Q_{ті}$ вели по уравнению Ньютона-Рихмана.

При расчете установлено, что Q_{Ti} может иметь отрицательное значение. Это показывает, что при направлении градиента распространения тепла от поверхности теплопередачи в шлаке, контактирующем с рассматриваемой поверхностью, выделяется тепла больше, чем необходимо для поддержания электрошлакового процесса. Следовательно, избыток тепла может расходоваться на нагрев и расплавление присадочной проволоки, что нужно учитывать при определении общего количества тепла $Q_{Тп}$, поступающего из всего объема шлаковой ванны в проволоку.

Для качественного протекания процесса электрошлаковой наплавки требуется равенство (с учетом потерь) тепловых мощностей: передаваемой шлаковой ванной элементарному объему плавящейся проволоки $Q_{Тп}$ и необходимой мощности для расплавления этого объема проволоки $Q_{Нп}$.

При решении задачи теплопроводности полагали, что прогрев присадочной проволоки в шлаке по ее радиусу равномерен и градиент температур представляется в виде соотношения разности температур шлака и проволоки в высокотемпературной области к диаметру проволоки. Таким образом, необходимую для расплавления присадочной проволоки тепловую мощность можно рассчитать по формуле:

$$Q_н = G_н\left[c_{ср}\left(T_{пл} - T_н\right) + q_{ск}\right], \qquad (5)$$

где $G_н$ – производительности наплавки, г/с; $T_н$, $T_{пл}$ – температуры; $c_{ср}$ – удельная теплоемкость, Дж/г·К; $q_{ск}$ – скрытая теплота плавления, Дж/г.

С использованием полученных зависимостей выполнен расчет мгновенного теплового баланса шлаковой ванны. Исходными данными для расчета служили средние температуры приемников теплоты и шлака АНФ-6, измеренные в условиях установившегося процесса ЭШН и сопоставимых значениях токов (150–170 А) в каждом контуре электропитания шлаковой ванны. С учетом того, что тепловоспринимающая способность контактирующей со шлаком плавящейся композиционной проволоки определяется совокупностью теплофизических свойств составляющих ее металлических компонентов (проволок, порошков, слоев оболочки), для расчета значения $Q_Н$ по формуле (5) использовали зависимости [2].

Результаты расчета теплового баланса шлаковой ванны показали, что в рассматриваемой схеме ЭШН расход тепла на нагрев и плавление основного металла почти такой же, как и в случае использования традиционной схемы, но при этом практически в два раза больше тепловой мощности шлаковой ванны генерируется и используется для расплавления присадочного материала. Расчеты теплового баланса на границе шлака и композиционной проволоки показывают (рис. 2), что с повышением производительности наплавки необходимое для качественного

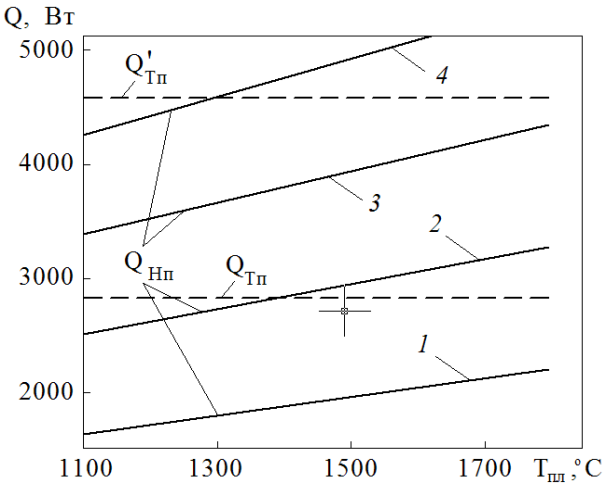


Рис. 2. Тепловой баланс процесса расплавления композиционной проволоки:

1, 2, 3, 4 – производительность наплавки $G_н$: 2 г/с, 3 г/с, 4 г/с, 5 г/с; $Q_{Нп}$ – необходимая для расплавления композиционной проволоки тепловая мощность; $Q_{Тп}$ и $Q'_{Тп}$ – тепловая мощность, передаваемая шлаковой ванной в композиционную проволоку и поступающая в проволоку при включении контура "полый электрод-шлак-изделие"

расплавления проволоки равенство тепловых мощностей $Q_{Нп}$ и $Q'_{Тп}$ будет выполняться, если соотношение $Q_{нп}/G_н$ будет находиться в пределах 0,9–1,1 кВт·с/г.

Вывод. Из анализа теплового баланса следует, что в процессе ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе с полым электродом поступление тепловой мощности от шлаковой ванны в электронейтральную композиционную проволоку происходит преимущественно за счет тепла, выделяющегося в контуре "полый электрод-шлак-изделие".

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Зорин, И. В.* Электрошлаковая наплавка торцевых поверхностей изделий с использованием двухконтурной схемы питания шлаковой ванны / И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, А. А. Артемьев, В. И. Лысак // Автоматическая сварка. – 2008. – № 1. – С. 12–16.

2. *Ксендзык, Г. В.* Особенности тепловой работы токоподводящего кристаллизатора при электрошлаковой наплавке зернистым присадочным материалом / Г. В. Ксендзык // Промышленная теплотехника. – 1982. – № 2. – С. 45–50.

3. *Соколов, Г. Н.* Влияние режима электрошлаковой наплавки на термокинетические процессы получения легированного сплава на основе алюминида γ'-Ni_3Al / Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, В. И. Лысак, В. Н. Арисова // Вопросы материаловедения. – 2006. – № 3. – С. 41–52.

УДК 621. 744. 362

Ю. И. Карпов *– канд. техн. наук,* ***Е. Ю. Карпова*** *– канд. техн. наук*

РАСЧЕТ ДИНАМИЧЕСКОГО ПРЕДЕЛА УПРУГОСТИ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

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

Рассмотрены принципы подбора формовочных смесей с целью получения качественной литейной формы. предложена математическая модель, учитывающая нелинейное упрочнение и зависимость предела упругости литейной формы.от скорости деформации.

Principles of selection of forming mixes for the purpose of reception of the qualitative foundry form are considered. The mathematical model considering nonlinear hardening and dependence of a limit of elasticity of the foundry form from speed of deformation is offered.

Ключевые слова:формовочная смесь, литейная форма, деформация, напряжения, динамический предел упругости.
Keywords: forming mix, the foundry form, deformation, pressure, a dynamic limit of elasticity.

При разработке составов формовочных смесей с целью улучшения их технологических свойств всегда остается без внимания изменение их деформационных способностей. Однако одна и та же формовочная смесь ведет себя деформационно по-разному в зависимости от скорости ее нагружения. Все это непредсказуемо сказывается на качестве литейной формы и, как следствие, на качестве литой заготовки. Поэтому подбор формовочных смесей под определенные способы их уплотнения или, наоборот, режимов уплотнения под формовочные смеси определенного состава является реальной проблемой получения качественной литейной формы с минимальными энергетическими затратами.

Любая формовочная смесь в процессе скоростного нагружения ведет себя как упруговязкопластическое тело, деформация в котором начинается с упругой ее составляющей. Пластическое деформирование развивается при достижении определенного уровня напряжений внутри смеси – предела упругости. Он определяется исходным состоянием смеси. Наличие в ней вязкости ставит этот параметр в зависимость еще и от скорости нагружения. Тогда он представляется как динамический предел упругости (ДПУ).

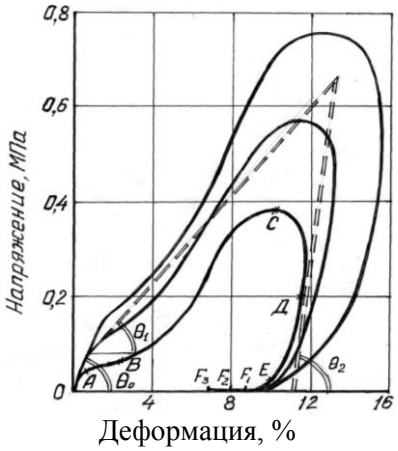


Рис. 1. Пример линиаризации экспериментальных диаграмм

Установлено [1], что ДПУ может служить критерием оценки деформационных возможностей формовочных смесей, так как он является функцией свойств смесей, их состояния и режимов нагружения. Его расчет для конкретных смесей позволяет подобрать путем сравнения расчетных величин формовочную смесь под определенный режим нагружения и, наоборот.

В качестве расчетной схемы для определения ДПУ могут служить диаграммы "напряжение-деформация" [1], полученные на экспериментальной установке динамического воздействия на смесь, которые в качестве примера представлены на рис. 1 для конкретной формовочной смеси и различных скоростей ее нагружения. Однако сложность их начертания затрудняет математическое описание напряженно-деформированного состояния смеси. Поэтому для простоты динамических расчетов требуется их линиаризация (рис. 1) и доведение до состояния диаграммы упруговязкопластического деформирования с четырьмя участками (рис. 2).

Учитывая общий характер развития напряжений и деформаций формовочной смеси как инерционной упруговязкопластической среды при динамическом ее нагружении и основные зависимости этих величин для классических реологических тел [2], деформационная модель смеси (рис. 2) может быть представлена следующей системой уравнений, учитывающей нелинейное, в общем случае,

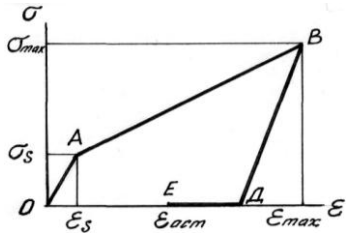


Рис. 2. Расчетная схема упруговязкопластического деформирования:
ОА – участок обратимых упругих деформаций; *АВ* – участок упругопластического деформировании; *ВД* и *ДЕ* – участки восстановления упругой части деформации после разгрузки

упрочнение и зависимость динамического предела упругости от скорости деформации (нагружения):

$$\sigma = E_0 \cdot \varepsilon_s + \mu \frac{d\varepsilon}{dt} \text{ при } \varepsilon \le \varepsilon_s$$

(нагружение и разгрузка) (1)

$$\sigma = E_0 \varepsilon_s + E_1 \left(\varepsilon - \varepsilon_s\right)^p \text{ при } \varepsilon > \varepsilon_s,\ \frac{d\varepsilon}{dt} > 0 \quad (2)$$

$$\sigma = \sigma_{\max} + E_2 \left(\varepsilon_{\max} - \varepsilon\right) \text{ при } \varepsilon_{\max} > \varepsilon,\ \frac{d\varepsilon}{dt} < 0 \quad (3)$$

$$\varepsilon_s = \varepsilon_c + \varphi\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right) \text{ при } \frac{d\varepsilon}{dt} > 0, \quad (4)$$

где $E_0 = \mathrm{tg}\theta_0$ – модуль упругости; $E_1 = \mathrm{tg}\theta_1$, – модуль пластичности; $E_2 = \mathrm{tg}\theta_2$ – модуль упругой разгрузки (по рис. 1); μ – коэффициент вязкости; t – время; p – показатель степени упрочнения смеси за пределом упругости; $\sigma_{\max}$, $\varepsilon_{\max}$ – максимальные напряжения и деформации достигнутые при нагружении; $\varepsilon_s = \sigma_s / E_0$ – предел упругой деформации; σ_s – динамический предел упругости; $\varepsilon_c = Đ / E_0$ – константа, соответствующая статическому пределу упругости деформации смеси; P – внешняя нагрузка; φ – функция, выражающая зависимость динамического предела упругости от скорости деформации смеси при нагружении.

Из описания работы реологической модели формовочной смеси [1] можно заключить, что для определения динамического предела упругости по уравнению (4) необходимо прежде всего рассмотреть упругопластическую стадию деформирования. Однако присутствие в нем константы $\varepsilon_{\tilde{n}}$ исключает такую необходимость. Поэтому расчет ведется по представленной на рис. 3 механической схеме.

Движение элементов изображенной на рис. 3 системы описывается дифференциальными уравнениями:

$$\frac{d^2 x_1}{dt^2} + \frac{\mu_1}{m_{np}}\left(\frac{dx_1}{dt} - \frac{dx_2}{dt}\right) + \frac{k_1}{m_{np}}\left(x_1 - x_2\right) = 0,$$

$$\frac{d^2 x_2}{dt^2} - \frac{\mu_1}{m_2} \cdot \left(\frac{dx_1}{dt} - \frac{dx_2}{dt}\right) - \frac{k_1}{m_2} \cdot \left(x_1 - x_2\right) + \frac{k_1}{m_2} \cdot x_2 + \frac{\mu_1}{m_2}\frac{dx_2}{dt} = 0, \quad (5)$$

где x_1 и x_2 – координаты вертикальных перемещений $m_{np} = m_1 + m$ и m_2; k_1 – жесткость упругого элемента системы.

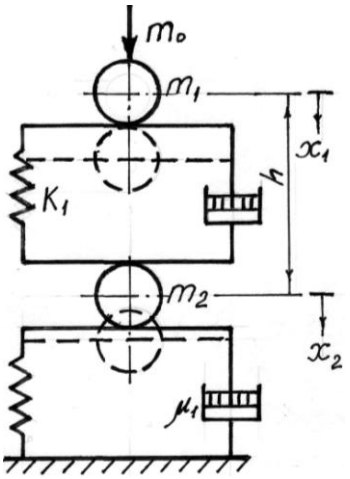


Рис. 3. Механическая схема задачи по определению динамического предела упругости формовочных смесей

С учетом соответствующих обозначений, предположения об отсутствии вязких связей в слое, лежащем на жестком основании, и проведения необходимых преобразований из данной системы уравнений получено дифференциальное уравнение четвертого порядка [3]:

$$\frac{d^4\varepsilon}{dt^4} + \frac{\mu_1\left(m_{np} + m_2\right)}{m_{np} m_2} \cdot \frac{d^3\varepsilon}{dt^3} + \frac{k_1\left(m_{np} + m_2\right) + k_1 m_{np}}{m_{np} m_2} \times \frac{d^2\varepsilon}{dt^2} + \frac{\mu_1 k_1}{m_{np} m_2} \cdot \frac{d\varepsilon}{dt} + \frac{k_1 k_1}{m_{np} m_2} \cdot \varepsilon = 0. \quad (6)$$

Общее решение этого уравнения представляется в виде:

$$\varepsilon(t) = e^{-n_1 t}\left(c_1' \cos\omega_1 t + c_1'' \sin\omega_1 t\right) + e^{n_2 t}\left(c_2' \cos\omega_2 t + c_2'' \sin\omega_2 t\right). \quad (7)$$

Величины n_1 и n_2 в данном случае являются коэффициентами затухания; ω_1 и ω_2 – собственные частоты рассматриваемой динамической системы; $\tilde{n}_1'$, c_1'', c_2', c_2'' – произвольные постоянные, определение которых осуществляется путем троекратного дифференцирования уравнения (7) и решением полученной системы с помощью определителей.

Для решения уравнения (7) выбирают начальные условия в виде задания значений координат вертикальных перемещений и их производных при $t = 0$, исходя из положения, что в первоначальный момент времени происходит обмен скоростями только между соударяющимися массами m и m_1 (см. рис. 3).

После определения всех параметров уравнения (7) [3] подставляем в уравнение (4) вме-

сто ε_s и $d\varepsilon/dt$ правые части выражения (7). Получим уравнение с одним неизвестным t_s, определяющим момент времени, при котором деформация формовочной смеси становится равной динамическому пределу упругости при соответствующей скорости деформирования:

$$\varepsilon(t_s) = \varepsilon_0 + \varphi\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)_{t=t_s}.$$

Решив это уравнение относительно t_s и используя выражение (7), находим искомую величину ε_s $(\sigma_s = E_0\varepsilon_s)$.

Большие значения рассчитанных по формуле ДПУ означают меньшую пригодность формовочной смеси к скоростным методам ее уплотнения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Карпов, Ю. И.* Напряженно-деформированное состояние формовочных смесей при динамическом нагружении / Ю. И. Карпов // Литейное производство. – 2001. – № 10. – С. 11–13.

2. *Гольдштейн, М. Н.* Механические свойства грунтов / М. Н. Гольдштейн. – М.: Строительство. – 1971. – 373 с.

3. *Карпов, Ю. И.* Исследование и разработка оптимальных режимов уплотнения литейных форм на формовочных машинах с комбинированным рабочим циклом: дис. канд. техн. наук / Ю. И. Карпов. – М., 1975. – С. 91–101.

УДК 621.771

Н. А. Зюбан *– д-р техн. наук,* ***Г. П. Ким*** *– канд. техн. наук,* ***П. С. Малимонов*** *– асп.*

ИССЛЕДОВАНИЕ КОНТАКТНОЙ ЗОНЫ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВОК ЦИНК-АЛЮМИНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЦЕНТРОБЕЖНОЛИТЫМ СПОСОБОМ

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

Приведены результаты исследований кристаллического строения и структуры двухслойного металла цинк-алюминий, полученного центробежным литьем. Показано, что для получения качественной биметаллической заготовки необходимо в процессе ее затвердевания обеспечить условия для минимального содержания включений в контактной области за счет увеличения скорости вращения формы.

Results of researches of a crystal structure and structure of two-layer metal the zinc-aluminium received by centrifugal moulding are resulted. It is shown, that for reception of qualitative bimetallic preparation it is necessary to provide in the course of its hardening conditions for the minimum maintenance of inclusions in contact area at the expense of increase in speed of rotation of the form.

Ключевые слова:отливка, центробежное литье, кристаллизация, неметаллические включения
Keywords: casting, centrifugal moulding, crystallisation, nonmetallic inclusions

Проблема получения многослойных трубных заготовок является в настоящее время весьма актуальной в связи с интенсивным развитием нефтяной, газовой, химической и других промышленных отраслей, где требуется высокая коррозионная стойкость, механическая прочность деталей, транспортирующих трубопроводов и магистралей. Качество многослойных и в том числе биметаллических отливок зависит от многих факторов, главным из которых является наличие плотной пограничной зоны между двумя разнородными металлами. Однако выполнение этого условия связано с определенными сложностями, обусловленными как особенностями кристаллизации двух разнородных металлов или сплавов, так и спецификой воздействия на затвердевающую отливку центробежных сил при вращении формы. При этом главным фактором, оказывающим влияние на плотность отливки, является центробежная сила, которая в десятки раз превышает силы атмосферного, гравитационного и капиллярного воздействия на металл, затвердевающий в статических условиях. При вращении формы частицы жидкого металла, утяжеленные в десятки раз, перемещаются к периферии и заполняют непрерывно образующиеся при затвердевании межкристаллические пустоты. Центробежный способ создает условия для получения плотного и качественного металла. Однако при заливке разнородных металлов и образовании неметаллических включений различной плотности процесс формирования структуры и качества центробежных заготовок существенно усложняется, что затрудняет разработку технологических мероприятий по управлению процессом изготовления качественных отливок. Поэтому изучение основных закономерностей и особенностей структуры, свойств и качества центробежнолитых биметаллических материалов представляет актуальную задачу в области развития и совершенствования технологии получения многослойных полых заготовок.

Исследование кристаллического строения и структуры центробежнолитого двухслойного металла проводили на небольших трубных заготовках из цинка и алюминия, отлитых на лабораторной установке центробежного литья

(рис. 1). Внешний вид заготовки, полученной в виде втулки, приведен на рис. 2.

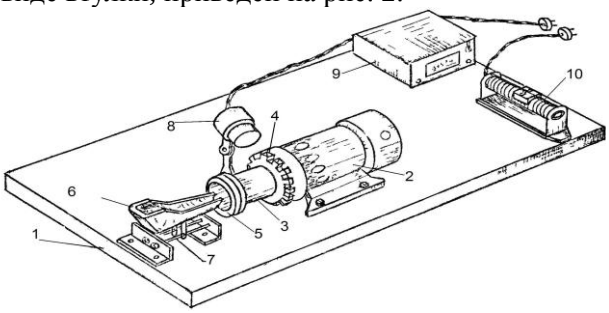


Рис. 1. Установка для центробежного литья:
1 – основание-плита; *2* – электродвигатель; *3* – стальная форма-изложница; *4* – зубчатое колесо; *5* – крышка; *6* – подвижный заливочный желоб; *7* – направляющие; *8* – импульсный датчик; *9* – прибор, измеряющий и преобразующий число импульсов в количество оборотов формы; *10* – реостат

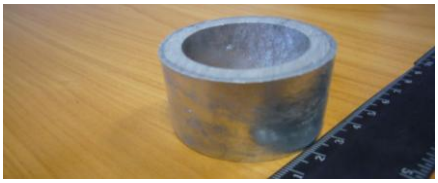


Рис. 2. Заготовка, полученная центробежнолитым способом:
геометрические размеры отливки: наружный диаметр – 50 мм, внутренний диаметр – 34 мм, высота отливки – 100 мм, наружный слой – цинк, внутренний – алюминий

Скорость вращения формы перед заливкой металла составляла 800 об/мин. Металл заливали по желобу, установленному по центру формы. В качестве моделирующих металлов использовали технически чистые алюминий и цинк. Предварительно навески из этих материалов расплавляли в муфельной печи с 10 %-ным перегревом. Заливку осуществляли последовательно, вводя сначала цинк, а затем алюминий. Временной интервал между заливкой двух металлов составил около 60 с.

В процессе проведения исследований из полученной заготовки были вырезаны радиальные темплеты шириной 5 мм, которые подвергались шлифовке и полировке с целью проведения металлографического анализа граничной области двух разнородных металлов.

Исследование проводилось с помощью микроскопов МБС–2, МИМ–8. Было установлено, что контактная зона "цинк-алюминий" характеризуется ровной поверхностью и состоит из периодически расположенных участков, имеющих на границе двух металлов тонкую пленку окислов толщиной 1…20 мк. Общая протяженность этой пленки составляет около 60 %, остальные участки контактной области представляют собой кристаллические интерметаллидные соединения двух чистых металлов – цинка и алюминия (рис. 3).

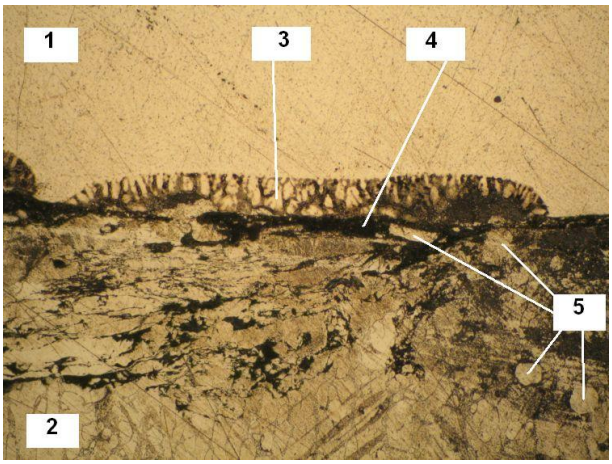


Рис. 3. Контактная зона "цинк-алюминий", увеличение 200^x:
1 – алюминий; *2* – цинк; *3* – эвтектика ($\alpha+\beta'$); *4* – окислы цинка; *5* – β'-фаза (раствор цинка в алюминии)

При заливке алюминия на цинк, последний, подплавляясь, образует жидкий раствор, который охлаждаясь распадается с выделением α- и β-фаз под плоскостью контакта и эвтектики, состоящей из смеси указанных фаз. Данные фазы представляют собой твердый раствор алюминия в цинке (α-фаза) и цинка в алюминии (β-фаза с г.ц.к.). Последняя фаза после эвтектоидного превращения трансформируется в β'-фазу с гексагональной решеткой.

Наблюдаются также неметаллические включения темного цвета, предположительно окислы цинка и β'-фаза в граничной области со стороны цинка. Изучение контактной области показывает, что все кристаллические фазы находятся в цинковой составляющей микрошлифа, в то время как в алюминии таких включений не встречается. Это позволяет предположить, что в процессе кристаллизации биметаллической отливки в поле действия центробежных сил происходит гравитационное разделение фаз при выделении их из расплава. При этом рассматриваемые фазы, имеющие более высокую плотность, ликвируют из контактной зоны в область чистого цинка, оставляя алюминий свободным от неметаллических включений. На границе цинк-алюминий остается только эвтектика, образующаяся в последний момент кристаллизации. Это можно объяснить тем, что в цинковых сплавах скорость кристаллизации ниже, чем в алюминиевых за счет меньшего температурного напора на границе металл-форма [1]. Поэтому и неметаллические включения, образующиеся в пограничной зоне, под действием силового поля будут переме-

щаться в жидкую или жидко-твердую область затвердевающей цинковой оболочки. Следует также отметить, что при центробежном литье металл охлаждается с двух сторон: с наружной – отдает тепло форме, и с внутренней – свободной поверхности, излучающей тепло в воздух. Эти особенности приводят к тому, что в средних слоях отливки металл является наиболее горячим, и, следовательно, имеет меньшую плотность [2]. В этом случае формирование пограничной зоны между двумя разнородными материалами происходит в условиях непрерывной конвекции. Сцепление металлов между собой осуществляется в основном через образующиеся кристаллические фазы по плоскости контакта. Анализ процесса формирования границы между двумя металлами в условиях воздействия центробежных сил на кристаллизующийся сплав показывает, что высокое качество контактной зоны, характеризующееся повышением ее плотности, будет обеспечено в случае отсутствия в ней неметаллических включений и, в частности, охрупчивающих интерметаллидов. Для этого необходимы технологические мероприятия, в частности, организация безостановочной разливки двух разнородных металлов. В этом случае в процессе охлаждения и затвердевания отливки под действием центробежных сил будет происходить гравитационное очищение поверхности контакта от хрупких окисных и интерметаллидных фаз. Для усиления эффекта взаимопроникновения двух разнородных металлов необходимо исследовать особенности формирования контактной зоны при повышенных скоростях вращения формы.

Выводы

1. Формирование контактной области между двумя разнородными металлами – цинком и алюминием при центробежном литье зависит от многих факторов, главными из которых является образование неметаллических включений определенного вида и формы на границе металлических фаз.

2. В процессе затвердевания биметаллической отливки неметаллические и интерметаллидные включения ликвируют в жидко-твердую цинковую оболочку, в то время как алюминиевая составляющая отливки является практически свободной от оксидов и интерметаллидов.

3. Для получения качественной биметаллической заготовки необходимо в процессе ее затвердевания обеспечить условия для минимального содержания включений в контактной области за счет увеличения скорости вращения формы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Байков, А. И.* Центробежное литье / А. И. Байков. – М.: Машгиз, 1956. – 153 с.

2. Куманин, И. Б. Литейное производство / И. Б. Куманин. – М.: Машиностроение, 1971. – 320 с.

3. *Кечин, В. А.* Цинковые сплавы / В. А. Кечин. – М.: Металлургия, 1986. – 420 с.

4. Алюминиевые сплавы: Справочник / под ред. Х. Нильсена. – М.: Металлургия, 1973. – 500 с.

УДК 621.762.(047.31)

В. А. Гулевский *– канд. техн. наук*, ***Ю. А. Мухин*** *– асп.*

ПРОЕКТИРОВАНИЕ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Волгоградский государственный технический университет (e-mail: yuramukhin@rambler.ru)

В статье показана возможность расчета активности компонентов бинарного расплава, поверхностных концентрации, поверхностных натяжений на границах раздела твердое-жидкое, твердое-газ, адсорбцию легирующего элемента и работу адгезии.

The possibility of calculation of activity of components of binary melt, superficial is shown concentration, superficial tension on section borders firm-liquid, firm-gas, adsorption of an alloying element and adhesion work.

Ключевые слова: бинарные сплавы, пропитка, композиционные материалы, активность компонентов, адгезия, поверхностное натяжение, адсорбция.
Keywords: binary alloys, impregnation, composite materials, activity of components, adhesion, a superficial tension, adsorption.

Повышенный интерес к жидкофазной технологии связан с тем, что он позволяет изготавливать композиции, получение которых другими методами невозможно или нерационально. В настоящее время исследования взаимодействия металлических расплавов с твердыми каркасами. Результаты работ показывают, что в большинстве случаев существует оптимальный состав жидкой фазы, который обеспечивает требуемый комплекс технологических свойств компонентов и эксплуатационных свойств композиционных материалов. Существует необходимость предварительного расчета бинарных сплавов.

Первый этап проектирования бинарных сплавов включает определение легирующего элемента и его концентрации для создания промежуточного слоя за счет выделения легирующего элемента по границе раздела жидкой фазы и твердого каркаса. Возможно два варианта выделения легирующего элемента по границе раздела: использование легирующего элемента, поверхностное натяжение которого меньше, чем поверхностное натяжение основы

сплава и использование легирующего элемента, имеющего большую работу адгезии к каркасу, чем у основы сплава.

Определение концентрационного интервала легирующего элемента, в котором проявляются его поверхностно-активные свойства, проводится по кривой адсорбции. Уравнение адсорбции по Гиббсу для бинарного раствора имеет вид [1]:

$$\tilde{A}_i = -\frac{a_i}{R_T} \cdot \frac{d\sigma}{da_i}, \qquad (1)$$

где a_i – активность растворенного вещества; R – универсальная газовая постоянная; $\partial\sigma/\partial a_i$ – поверхностная активность растворенного вещества при температуре; Γ_i – адсорбция растворенного вещества.

Определение активности компонентов сплава проводится в соответствии с теоретическим методом определения активности растворителя непосредственно из диаграмм состояния [2]. В системах, в которых отсутствуют твердые растворы, активность может определяться по формуле:

$$\lg a_{\text{р}} = -\frac{\left(T_{\text{пл.р}} - T_{\text{с}}\right) \cdot L_{\text{пл.р}}}{4{,}575 \cdot T_{\text{а}} \cdot T_{\text{пл.р}}} + \frac{T_{\text{а}} - T_{\text{с}}}{T_{\text{а}}} \lg N_{\text{р}}, \qquad (2)$$

где $L_{\text{пл.р}}$ – теплота плавления чистого растворителя; $T_{\text{с}}$ – температура солидус; $T_{\text{а}}$ – температура, для которой определяется активность; $N_{\text{р}}$ – концентрация растворителя.

Если имеется область твердых растворов, то формула имеет вид:

$$\lg(a_{\text{р}}) = -\frac{\left(T_{\text{пл.р}} - T_{\text{с}}\right) \cdot L_{\text{пл.р}}}{4{,}575 \cdot T_{\text{а}} \cdot T_{\text{пл.р}}} + \frac{T_{\text{с}}}{T_{\text{а}}} \lg N_{\text{а}}^{'} + \frac{T_{\text{а}} - T_{\text{с}}}{T_{\text{а}}} \lg N_2 \qquad (3)$$

где $N_{\text{а}}'$ – концентрация растворителя для линии солидус.

Зная активность растворителя и используя уравнение Гиббса-Дюгема, можно найти активность растворенного вещества. В интерпретации Вагнера [3] уравнение Гиббса-Дюгема имеет вид:

$$\ln \gamma_n = \int_0^{Np} \frac{\ln \gamma_{\text{р}}}{\left(1 - N_{\text{р}}\right)^2} dN_{\text{р}} - \frac{N_{\text{р}}}{1 - N_{\text{р}}} \ln \gamma_{\text{р}}, \qquad (4)$$

где $\gamma_{\text{р}}$ – коэффициент активности растворителя; γ_n – коэффициент активности растворенного вещества.

Для определения поверхностного натяжения сплава можно воспользоваться предложенной А. А. Жуховицким [4] формулой для совершенных растворов:

$$\sigma = \sigma_1 + \frac{1}{w_1} RT \ln\left(\frac{a_i^{\,w}}{a_i}\right), \qquad (5)$$

где a_i^{w} и a_i – активности основы сплава на поверхности и в объеме сплава; σ_1 – поверхностное натяжение чистого элемента основы сплава; w_1 – площадь, занимаемая молем основы сплава:

$$w_1 = \left(\frac{M_1}{\rho_1 N_{\text{A}}}\right)^{2/3}, \qquad (6)$$

где M_1 – атомная масса основы сплава; ρ_1 – плотность основы сплава; N_{A} – число Авогадро.

Зная активность компонентов сплава, рассчитанных по уравнениям (2, 3, 4), и исходя из предположения, что активности компонентов объемного и поверхностного растворов изменяется при изменении состава сплава одинаково, после преобразований [5] получим:

$$\frac{a_1^w}{(a_2^w)^\gamma} = \frac{a_1}{(a_2)^\gamma} \cdot e^{\left(\frac{\sigma_2 - \sigma_1}{RT}\right) w_1}, \qquad (7)$$

где σ_2 – поверхностное натяжение чистого легирующего элемента; γ – коэффициент:

$$\gamma = w_1/w_2,$$

где w_2 – площадь, занимаемая молем легирующего элемента.

Затем, зная a_1, a_2, γ, определяем мольную долю легирующего элемента в поверхностном слое сплава, поверхностную концентрацию основы сплава и, с учетом зависимости объемной активности от концентрации, находим активность основы сплава в поверхностном слое.

Подставив полученные значения в уравнение (1), получим кривую адсорбции. Точка максимума на кривой адсорбции соответствует максимальной поверхностной концентрации легирующего компонента.

Переходим к определению работы адгезии. Известно [1], что работа адгезии выражается соотношением:

$$w_{\text{а}} = \sigma_{\text{ж-г}} + \sigma_{\text{т-г}} + \sigma_{\text{т-ж}}, \qquad (8)$$

где $\sigma_{\text{ж-г}}$ – поверхностное натяжение на границе раздела жидкость-газ; $\sigma_{\text{т-г}}$ – поверхностное натяжение на границе раздела твердое тело-газ; $\sigma_{\text{т-ж}}$ – поверхностное натяжение на границе раздела твердое тело-жидкость.

Поверхностное натяжение $\sigma_{\text{ж-г}}$ оценивают по уравнению (5), $\sigma_{\text{т-г}}$ оценивают по формуле:

$$\sigma_{\text{т-г}} = \sigma_{\text{ж-г}} \left(\frac{\rho_{\text{тв}}}{\rho_{\text{ж}}}\right)^{2/3} \frac{L}{\lambda}, \qquad (9)$$

где $\rho_{\text{тв}}$, $\rho_{\text{ж}}$ – плотность твердой и жидкой фазы

при температуре замера; L – теплота сублимации; λ – теплота испарения.

Поверхностное натяжение $\sigma_{т\text{-}ж}$ определяют по формуле:

$$\sigma_{т\text{-}ж} = \sqrt{\sigma^2_{т\text{-}г} + \sigma^2_{ж\text{-}г} - 2\sigma_{т\text{-}г} \cdot \sigma_{ж\text{-}г} \cdot \cos\theta}, \quad (10)$$

где θ – краевой угол смачивания.

По результатам расчета, рекомендация на использование легирующего элемента может даваться только, если элемент имеет поверхностное натяжение меньше основы сплава и добавка его в сплав увеличивает работу адгезии.

Таким образом, выбрав легирующие элементы, можно рассчитать следующие числовые значения: активность компонентов бинарного расплава во всем интервале концентраций от 0 до 100 %, поверхностные концентрации и активности компонентов бинарного расплава, поверхностные натяжения сплавов с различным содержанием легирующего элемента на границах раздела твердое-жидкое, твердое-газ, адсорбцию легирующего элемента и работу адгезии. Расчет данных величин позволяет определить оптимальный состав жидкой фазы, который бы обеспечивал требуемые технологические свойства компонентов и эксплуатационные свойства композиционных материалов из них.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Жуховицкий, А. А.* Физическая химия / А. А. Жуховицкий, Л. А. Шварцман. – М.: Металлургия, 1987. – 687 с.

2. *Кубашевский, О.* Термохимия в металлургии / О. Кубашевский, Э. Эванс; пер. с англ. – М.: Иностранная литература, 1954. – 421 с.

3. *Вагнер, К.* Термодинамика сплавов / К. Вагнер; пер. с англ. – М.: Металлургиздат, 1957. – 179 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. *Григорян, В. А.* Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов / В. А. Григорян, А. Я. Стомакин, А. Г. Пономаренко и др. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.

УДК 669.17

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИРОДЫ ИЗМЕНЕНИЯ ДИСПЕРСНОСТИ ДЕНДРИТОВ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ

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

Изучены дендритные характеристики железоуглеродистых сплавов в зависимости от скорости охлаждения. Установлено, что увеличение степени огрубления дендритов снижает относительное влияние скорости охлаждения на размеры дендритных параметров.

Dendritic crystal characteristics Fe-C alloys depending on speed of cooling are studied. It is established, that the increase of degree coarsening of dendritic crystals reduces relative influence of speed of cooling on the dendritic crystal parametres.

Ключевые слова: дендрит, скорость охлаждения, расплав, темплет.
Keywords: dendritic crystal, speed of cooling, liquid melt, templet

Зависимость дисперсности дендритных кристаллов от скорости охлаждения при кристаллизации большинства сплавов выражают формализованным уравнением:

$$\lambda = a / V^n_{охл}, \quad (1)$$

где λ – расстояние между ветвями второго прядка.

В этом уравнении n изменяется от 1/2 до 1/3. При столь значительных колебаниях степенного показателя n в уравнении (1) некорректно в дальнейшем оставлять без внимания тот факт, что дендритные параметры λ, измеренные в полностью затвердевшем металле, всегда оказываются значительно большими своих первоначальных размеров в стадии роста [1]. Причина такого несовпадения начального и конечного размеров параметра λ кроется в сравнительно мало изученном эффекте огрубления дендритов, протекающем в разных по химическому составу сплавах по-разному. Другими словами, в уравнении (1) дендритные параметры λ представлены аддитивными величинами от воздействия двух переменных: кинетической (скорость охлаждения) и термодинамической (степень огрубления дендритов). Количественный вклад каждой составляющей никогда раньше не анализировали, но их действие на дендритные параметры λ независимо и прямо противоположно. В этой связи разделение зависимости (1) на кинетическую и термодинамическую составляющие может оказаться полезным для выявления и реализации новых возможностей воздействия на структуру сталей в рамках известной триады: состав – структура – свойства.

В серии предварительных исследований для выявления степени огрубления дендритов в сталях применяли предложенный в работе [2] метод, основанный на сопоставлении дендритных параметров λ у кристаллов пористой и мо-

нолитной зон в термических узлах литых образцов. Опытные образцы углеродистых сталей и чугунов отливали одинакового размера (∅ = = 36 мм и *l*=60 мм) для выравнивания в них скорости охлаждения при затвердевании.

Из верхней по заливке трети каждого образца отрезали поперечные темплеты высотой 8–9 мм так, чтобы в плоскость реза попадали в той или иной мере развитая усадочная пористость или усадочные раковины.

Темплеты надрезали в радиальном направлении и доламывали так, чтобы поверхность разрушения пересекала зону усадочных дефектов. Из одной половины темплета вырезали образец для исследования поверхности разрушения на сканирующем GSM-U3 и растровом РЭМ-50 микроскопах, а вторую использовали для приготовления металлографических шлифов в плоскостях, перпендикулярных поверхности разрушения.

Оба метода позволяли выполнять измерения дендритных параметров λ у кристаллов, расположенных в зонах усадочной пористости, то есть в зонах прерванной кристаллизации. Металлографический анализ дополнял эти измерения, фиксируя в плоскости шлифа изменения, происходящие с дендритами при переходе из зоны прерванной кристаллизации в зону штатной кристаллизации в монолитном металле.

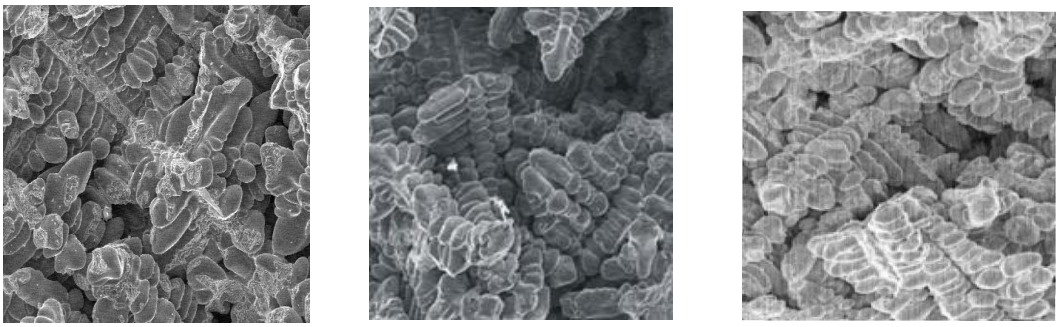
Кроме темплетов Ø36 мм конечную дисперсность дендритов анализировали в образцах Fe-C сплавов Ø=3 мм, полученных вакуумным всасыванием в кварцевые капилляры фракционно легированных возрастающими добавками углерода расплавов. Плавку вели в печи Таммана с защитной атмосферой CO.

Сопоставлением результатов измерения дендритных параметров λ в обеих сериях экспериментов рассчитывали зафиксировать характерные отличия в интенсивности воздействия химического состава Fe-C сплавов на дендриты в процессе их роста и в процессе огрубления.

При значительном вкладе термодинамической составляющей в уравнении (1) реализация ее практического использования при постоянных величинах $V_{охл}$ приобретала бы актуальное значение.

Анализ микрофрактограмм поверхностей разрушения стальных и чугунных темплетов показал, что независимо от химического состава дендритные параметры λ в усадочных полостях литых образцов одинакового диаметра практически не отличаются. Если разница и есть, то она не выявляется при простом сравнении микрофрактограмм (рис. 1).

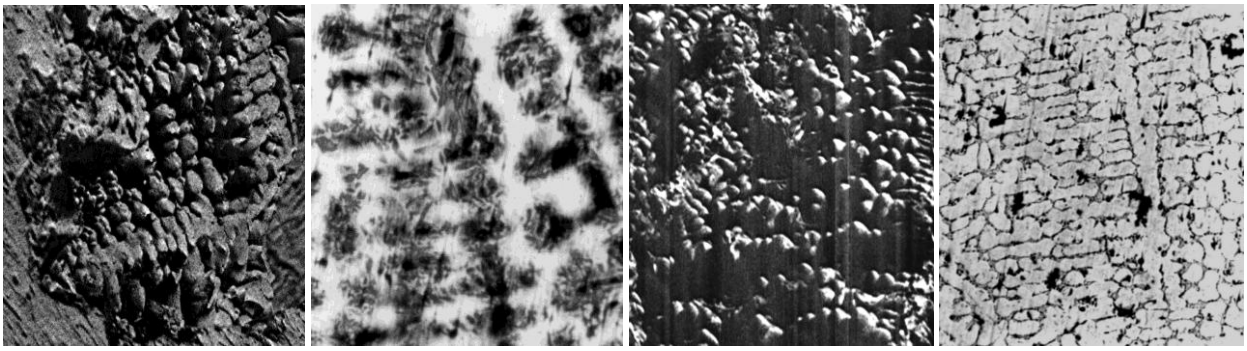
На снимках видно, что, несмотря на различную пространственную ориентацию дендритных ветвей, они действительно имеют очень близкие параметры λ. Это может означать, что при равных (или почти равных) скоростях охлаждения в Fe-C сплавах стадии дендритного роста протекают при близких значениях переохлаждения расплава, что, в свою очередь, обеспечивает приблизительное равенство толщин дендритных ветвей и дендритных параметров [3]. Концентрационная зависимость параметра λ, очень слабо себя проявляющая или даже отсутствующая в период роста дендритов, становится явной только в стадии их огрубления. При этом, например, в среднеуглеродистой стали окончательные параметры λ возрастают более чем в два раза, тогда как у чугуна высокой эвтектичности они не меняются (рис. 2). Степень огрубления дендритов, определяемая отношением конечного к начальному



а *б* *в*

Рис. 1. Дисперсность дендритных кристаллов в усадочных раковинах образцов сталей и чугуна ∅36 мм; ×50 (GSM-U3): *а* – сталь 0,23 % C; *б* – сталь 0,47 % C; *в* – чугун

дендритных параметров (λ_2/ λ_1) [2], в стали 45 будет близка к 2, а в чугуне ≈1.



а *б* *в* *г*

Рис. 2. Дендритная структура стали 45 (*а, б*) и чугуна (*в, г*) в усадочной раковине (*а, в*) – РЭМ и в монолитном металле (*б, г*) – оптическая микроскопия; ×50

Интересен анализ концентрационной зависимости конечного дендритного параметра (λ) сплавов в диапазоне от низкоуглеродистых сталей до чугуна эвтектического состава. Фракционным легированием расплава графитом и отбором проб после каждой дошихтовки получали образцы в виде стержней ∅ 3 мм, пригодные для химического анализа и металлографических исследований.

Характер изменения дендритных параметров λ в сплавах системы Fe-C в зависимости от содержания углерода представлен на рис. 3.

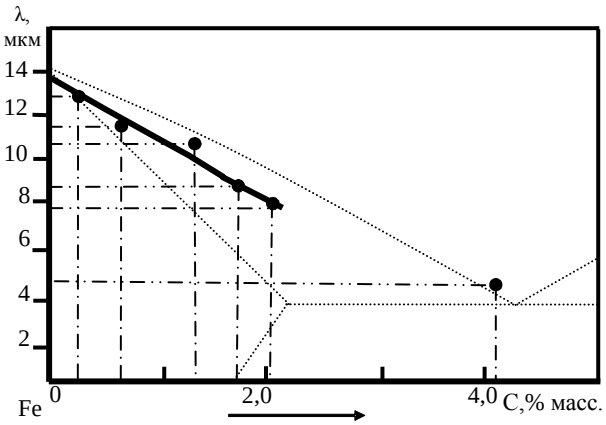


Рис.3. Зависимость дендритного параметра λ от концентрации C в Fe-C сплавах

Принимая, что в чугуне эвтектического состава (C = 4,07 %) огрубление дендритов не происходит, фактические значения степени огрубления дендритов в сталях получали делением измеренных в них параметров λ на величину дендритного параметра чугуна (4,3 мкм).

Вычисленные в этой серии опытов степени огрубления дендритов для низкоуглеродистых сталей имели значения близкие к 3, в среднеуглеродистых сталях они понижались до 2,0–2,5 и в высокоуглеродистых доходили до 1,5.

Приведенные расчетные значения степени огрубления дендритов в сталях коррелируют с данными непосредственных измерений дендритных параметров в зонах штатной и прерванной кристаллизации у образцов ∅ 36 мм, выполненных на сканирующем, растровом и металлографическом микроскопах (рис. 1 и 2).

Таким образом, даже если принять среднее значение степени огрубления дендритов для углеродистых сталей равное двум, термодинамическая компонента зависимости (1) составит 50 % от общей величины дендритных параметров λ при любых скоростях охлаждения.

Равные скорости охлаждения литых стержней ∅ =3 мм независимо от их состава, вероятно, обеспечивают близкие степени переохлаждения ΔT при кристаллизации, ответственные за одинаковые толщины их дендритных ветвей в стадии роста. Основанием для подобных прогнозов могут быть примерно одинаковые размеры критических зародышей у всех Fe-C сплавов при равных степенях переохлаждения, удвоенные величины которых и будут определять толщины дендритных ветвей в стадии роста [3, 4]. В этой стадии дисперсность растущих дендритов определяется только скоростью охлаждения.

Принципиальная возможность концентрационного или термодинамического вмешательства в изменение дисперсности дендритной структуры существует, и она не обязательно должна быть связана только с изменением концентрации углерода (как на рис. 3). Многокомпонентный состав технических сталей дает ос-

нование считать и другие элементы химического состава способными подобно углероду изменять степень огрубления дендритов. Проблема состоит в разработке отсутствующего на сегодняшний день способа практической реализации направленных термодинамических воздействий на структуру и свойства сталей.

Разделение зависимости (1) в пределах вычисленных значений степени огрубления дендритов для углеродистых сталей показывает, что при степени огрубления, равной 3, вклад термодинамической составляющей в величину параметров λ составляет ≈ 66 %, а кинетической только 34 %. При степени огрубления 2 соотношение становится равно 50 на 50 %, а при 1,4 только 30 % будет приходиться на термодинамику и 70 % на термокинетику. Это означает, что в рассчитанных значениях параметр λ более чем наполовину зависит от термодинамической составляющей.

Выводы

1. Разные по составу железоуглеродистые сплавы при одинаковых скоростях охлаждения первоначально формируют кристаллы с очень близкими дендритными параметрами.

2. Огрубление дендритов даже при одинаковых скоростях охлаждения протекает в каждом сплаве в разной степени, по-разному изменяя первоначальные дендритные параметры, соответствующие стадии роста.

3. Чем больше величина степени огрубления дендритов, тем сильнее она снижает относительное влияние скорости охлаждения на размеры дендритных параметров, доводя его в малоуглеродистых сталях до 30 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Флемингс, М.* Процессы затвердевания / М. Флемингс. – М.: Мир, 1977. – 423 с.

2. *Ильинский, В. А.* Исследование роста и огрубления дендритных кристаллов в литых углеродистых сталях и чугуне / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Е. А. Санталова // Металлургия машиностроения. – 2003. – № 1. – С. 35–39.

3. *Бунин, К. П.* Железоуглеродистые сплавы / К. П. Бунин. – К-М.:Машгиз, 1949. – 166 с.

4. Физическое металловедение: в 3 т. / под ред. Д. В. Канна, П. Т. Хаазена. – М.: Металлургиздат, 1987. – Т. 2. – 624 с.

УДК 621.762

А. В. Кукса* - *д-р техн.наук*, ***А. В. Мольков***** – *инж.*

К ВОПРОСУ ОБ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ПРОЦЕССА ГАЗОСТРУЙНОГО ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА ПУТЕМ ЕГО ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДРОБЛЕНИЯ

***Волгоградский государственный технический университет** (e-mail: mitlp@vstu.ru)
****Филиал "СУАЛ-ПМ-Волгоград"**

Методом физического моделирования проведена качественная оценка механизма предварительного дробления металлического потока с образованием двухфазного потока газометаллической смеси в центральном канале эжекционной форсунки с газоподводящими каналами в ниппеле и защитном чехле.

The method of physical modelling spends quality standard of the mechanism of preliminary crushing of a metal stream with formation of a diphasic stream gas-metal mixes in the central channel ejection atomizers with gas channels in a nipple and a protective cover.

Ключевые слова: интенсификация, диспергирование, жидкий металл, предварительное дробление, газометаллическая смесь, моделирование (визуализация), расчет, параметры, квазигомогенная модель, газожидкостной поток.

Keywords: an intensification, dispersion, liquid metal, preliminary crushing, gas-metall mix, modelling (visualisation), calculation, parametres, gas-liqid stream.

В современном производстве порошков, включая алюминиевые, ведение процесса распыления на экстремальном режиме: поддержание предельных значений температуры расплава и распыливающего газа, давления и скорости последнего, уменьшение диаметра сопла подачи металла исчерпало резервы. Дальнейшего ужесточения режима, не выдержит существующее оборудование. Наступило время, когда необходимо изыскивать возможные резервы на пути интенсификации процес-са – увеличение доли (%) тонкой (1–5 мкм) фракции в пульверизате, повышение произ-водительности распыливающих установок.

Для решения проблемы интенсификации процесса распыления некоторые авторы [1–3] рекомендуют подавать металлический расплав на форсуночное распыление не сплошной монолитной струей, а предварительно раздробленной, что позволит получать пульверизат с большей степенью дисперсности. В зону распыления необходимо подавать только такой расплав, который обязательно подвергнут насыщению газами, пронизыванию газовыми пузырьками. Однако конкретных конструктивно-технологических решений как осуществить это на практике не дается. Ниже приведены выдержки из этих работ по существу предлагаемых авторами рекомендаций:

• расплав, насыщенный газом, на выходе из сопла после падения давления закипает и легко разрушается на отдельные части; процесс разрушения металлической струи и капелек ускоряется вследствие выделения из них растворенного газа [1];

• разрушение жидкостей всегда начинается

в каком-либо наиболее слабом месте, где имеются газовые пузырьки с неблагоприятной ориентацией; высокоперегретые металлические жидкости, помимо более низких значений поверхностного натяжения, вязкости и плотности, содержат большее число растворенных и механически эмульгированных газовых пузырьков и поэтому легче разрушаются [2];

• эффективность диспергирования зависит от состояния струи металла (плотность, газонасыщенность, сплошность); чем больше газонасыщенность расплава, меньше его плотность, сплошность, тем дисперснее конечный порошок [2];

• легкоплавкие металлы, такие как Pb, Sn, Zn, Al, припои на основе Pb и другие, необходимо подавать на распыление не сплошной струей, а предварительно раздробленной, при такой подаче существенно повышается качество распыления и выход тонких фракций порошка [3].

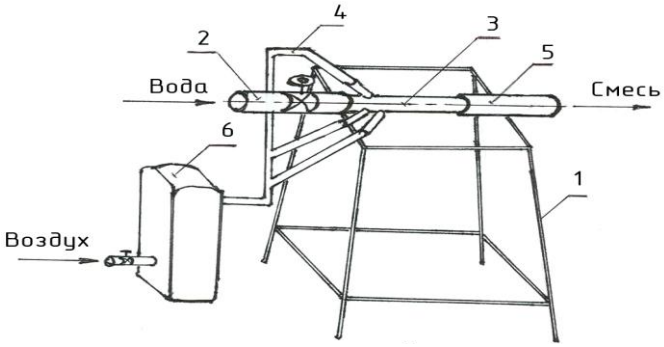
Рекомендации даны авторами в априорной форме без подтверждения их правильности ни данными собственных исследований, ни данными работ других исследователей.

Для реализации операции предварительного дробления струи металлического (алюминиевого) расплава ВолгГТУ совместно с филиалом "СУАЛ-ПМ-Волгоград" (ранее ООО "Металлопром-В") разработаны конструкции эжекционных форсунок со штуцером [4], с газораспределительным коллектором [5] и соосными газоподводящими каналами в чехле и ниппеле [6], обеспечивающие ввод газа (азота) в центральный канал форсунки для формирования газометаллического (азотоалюминиевого) потока и подачи его в таком виде в зону распыления. Опытные варианты форсунок прошли стендовые испытания, получены вакуумные характеристики.

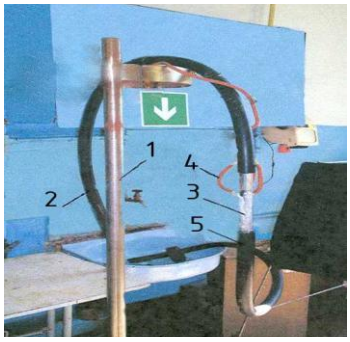
Моделирование (визуализация) формирования газометаллической смеси при вводе газа в поток металлического расплава в центральном канале распыливающей форсунки

Поскольку происходящие в центральном канале форсунки процессы и явления скрыты от глаз наблюдателя, для изучения механизма формирования потока газометаллической смеси прибегли к методу физического моделирования. При этом вместо алюминиевого расплава брали воду, а вместо азота – воздух. В работе [7] описаны схемы модельных установок (маломасштабных экспериментальных стендов) для моделирования (визуализации) диспергации расплавов, в которых в качестве модельных жидкостей использовали воду, бромоформ, водно-глицериновую (30 %) смесь, а в качестве диспергирующего газа – воздух и др.

Исследование проводили на экспериментальной установке (рис. 1), состоящей из следующих элементов: изготовленной стеклодувным способом прозрачной модели *3* (стеклянной трубки d = 25,4 мм, длиной 250 мм с тремя газопроводящими трубками – каналами d = = 6 мм, с калиброванными отверстиями d = = 0,5 мм, расположенными по окружности на равном расстоянии в одном сечении под углом 120° с наклоном к оси под углом 45° – рис. 2), уподобленной центральному каналу форсунки; подставки *1* (или вертикальной стойки), сваренной из прутковой стали с устройством для закрепления модели в нужном положении (горизонтальном или вертикальном); двух рукавов шлангов: один – для подсоединения к водопроводной системе и входной части модели (*2*),



а



б

Рис. 1. Схема (*а*) и вид (*б*) экспериментальной модельной установки:
а – с горизонтальным положением модели, *б* – с вертикальным положением модели;
1 – подставка (стойка), *2* – входной рукав, *3* – модель, *4* – система газопроводящих трубок, *5* – сливной рукав, *6* – ресивер

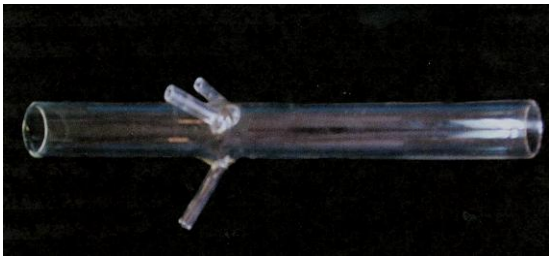


Рис. 2. Стеклянная (прозрачная) модель центрального канала форсунки

второй – сливной к выходной части модели (*5*); ресивера *6* (автомобильной камеры с двумя сосками: один – с ниппелем для накачивания камеры воздухом, другой – с краником для подсоединения с помощью резиновых трубок *4* к газоподводящим трубкам-каналам).

При проведении экспериментов модель устанавливали в двух положениях: в горизонтальном, что соответствует горизонтальной (эжекционной) схеме расположения форсуночных устройств, применяющихся при распылении металлов и сплавов, имеющих точку ликвидуса ниже 700 °С, и в вертикальном, что соответствует вертикальной (самотечной) схеме расположения форсуночных устройств, применяющихся при распылении металлов и сплавов с точкой ликвидуса выше 700 °С (последняя считается более универсальной). В обоих случаях варьировали подачей воздуха в водяной поток через три впаянные трубки (газоподводящие каналы) в модель центрального канала форсунки и подачей воды непосредственно во входную часть прозрачной модели. И в первом, и во втором случаях применяли три варианта подачи воздуха в водяной поток, проходящий по центральному каналу модели; при этом обеспечивали то эжекционную, то небольшую или увеличенную принудительные подачи.

На рис. 3 приведены фотоснимки вариантов формирования газожидкостной (воздушноводяной) смеси в центральном канале модели. Анализ качественной картины механизма формирования потока газожидкостной смеси позволил установить следующие характерные особенности:

горизонтальное положение модели:

при эжекционной подаче (рис. 3А, *а*) воздушные пузырьки, выходя из газоподводящих трубок, подхватываются (увлекаются) течением воды и образуют воздушные пузырчатые струи, которые, смыкаясь и превращаясь в жгут газожидкостной (воздушноводяной) смеси, постепенно заполняют все сечение центрального канала модели и формируют двухфазный поток;

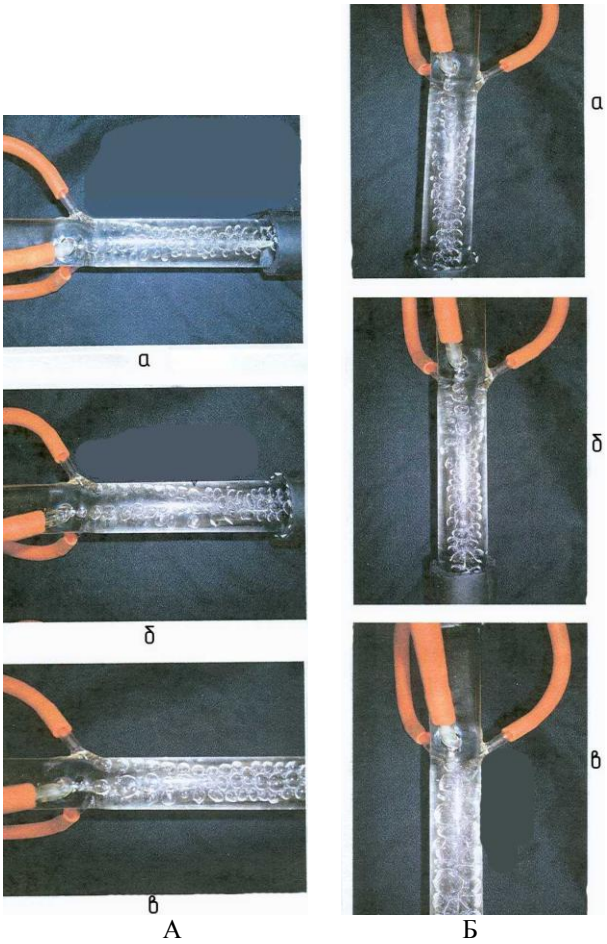


Рис. 3. Характерные моменты формирования газожидкостного потока в центральном канале модели форсунки; А – горизонтальное положение модели: *а* – при эжекционной, *б* – при небольшой принудительной подаче воздуха, *в* – при увеличенной принудительной подаче воздуха; Б –вертикальное положение модели: *а, б, в* – соответственно при тех же подачах воздуха

при небольшой принудительной подаче (рис. 3А, *б*) картина сходная с той, что и при эжекционной подаче, но воздушные пузырьки крупнее, смыкание пузырчатых струй, образование пузырчатого жгута и формирование потока газожидкостной смеси происходит раньше и ближе к месту ввода воздуха в жидкостный поток;

при увеличенной принудительной подаче (рис. 3А, *в*) все происходит аналогично, только пузырьки воздуха еще крупнее, смыкание пузырчатых струй, формирование потока газожидкостной смеси происходит быстрее, чем при небольшой принудительной подаче, минуя образование пузырчатого жгута;

вертикальное положение модели – при эжекционной подаче (рис. 3Б, *а*), небольшой и

увеличенной принудительных подачах (рис. 3Б, *б* и *в*) закономерности формирования потока газожидкостной смеси аналогичны тем, что и при горизонтальном положении модели. Некоторым отличием является ускоренное заполнение газожидкостной смесью центрального канала модели (форсунки) из-за стремления воздушных пузырьков к всплытию за счет разностей плотности воды и воздуха, при этом пузырьки принимают сплюснутую форму – форму эллипсоида (чечевицы). Это стремление газовых пузырьков к всплытию легко подавляется увеличением подачи (расхода) воздуха или подачи воды.

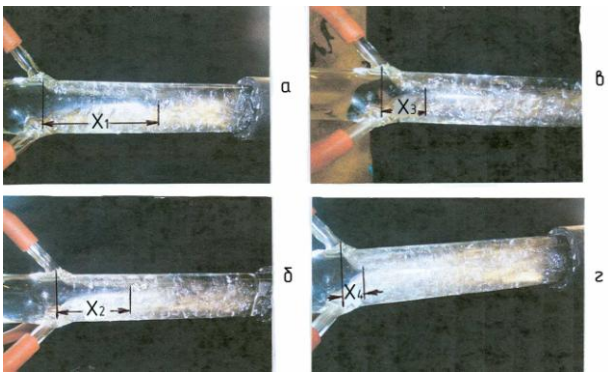


Рис. 4. Перемещение точки встречи пузырьковых струй вдоль оси центрального канала модели форсунки в зависимости от подачи воздуха:
а – при небольшой, *б* – при средней, *в* – повышенной, *г* – при большой

На рис. 4 показано, как влияет количество подаваемого воздуха на перемещение точки (фокуса) слияния (схождения) газовых струй при формировании газожидкостного потока смеси в центральном канале модели форсунки. Установлено, что с увеличением подачи воздуха в режимах "небольшая", "средняя", "увеличенная", "большая" при постоянной скорости течения формирующегося газожидкостного потока происходит смещение (приближение можно характеризовать неравенством: $X_1 > X_2 > X_3 > X_4$). Наоборот, при постоянном количестве вводимого газа, но увеличенной скорости течения потока фокус удаляется от места ввода газа.

Таким образом, применение метода моделирования позволяет воспроизвести качественную картину изучаемого процесса, провести необходимые наблюдения, фотографирование и установить некоторые закономерности формирования двухфазного потока газожидкостной смеси в центральном канале форсунки.

Использование зависимостей для исследования квазигомогенной модели газожидкостного потока применительно к расчетам некоторых физических свойств газометаллического потока

Работы по созданию технических решений, обеспечивающих подачу металлического расплава на форсуночное распыление не сплошной монолитной струей, а предварительно раздробленной, насыщенной газами и пронизанной газовыми пузырьками (то есть в виде газометаллической смеси), не получили развития. Поэтому в основополагающих работах [1–3, 7, 8] по теории и практике диспергации металлических расплавов сведения о методах расчета физических свойств газометаллических потоков отсутствуют. Расчетные же зависимости для оценки изменений таких свойств (параметров), как плотность, вязкость, скорость, газонасыщение (газосодержание), происходящих при формировании газометаллического потока, необходимы, чтобы учитывать их при назначении (выборе) технологических параметров процесса распыления.

Гидравлика газожидкостных (двухфазных) систем является разделом механики жидкости и газа, в котором рассматривается совместное течение этих сред. Виды совместного течения жидкости и газа многообразны и законы их существенно сложнее, чем формы движения и законы гидродинамики однофазных сред. Поэтому методы обобщенного анализа имеют в этой области еще большее значение, чем в гидравлике однофазных потоков. Газожидкостная система ведет себя как сжимаемая жидкость. В случае сложных течений, для которых аналитические методы исследования отсутствуют, решающее значение имеет эксперимент и метод подобия [9].

На рис. 5 показаны схемы характеристик структур течения газожидкостных потоков в горизонтальных трубах [9, 10].

В работе [11], посвященной внепечному рафинированию расплавленного металла в металлургических газлифтах, отмечается, что приведенные [9] структуры потоков режимов течений "в известном смысле являются идеализированными и в чистом виде получить их удается лишь в отдельных случаях". На формирование структуры оказывают влияние размеры трубопровода, свойства и расход жидкости, конструкция узла ввода газа в жидкость и ряд других факторов, не позволяющих теоретически оценить границы перехода одного режима к

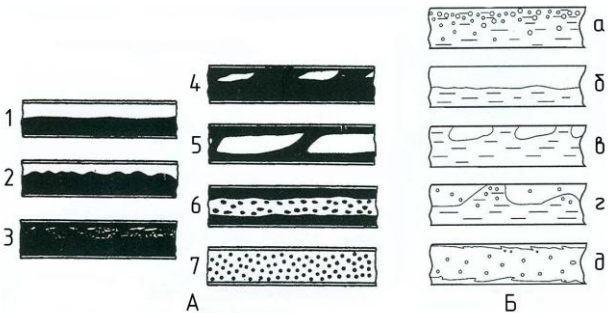


Рис. 5. Структуры (режимы) течения горизонтальных газожидкостных потоков:
А – согласно [9]: *1* – расслоенная, *2* – волновая, *3* – пузырьковая, *4* – пробковая, *5* – снарядная, *6* – дисперсно-кольцевая, *7* – дисперсная; Б – согласно [10]: *а* – пузырьковая, *б* – расслоенная, *в* – снарядная, *г* – гребневая, *д* – капельно-пленочная

другому. Переход из одного режима к другому происходит по мере увеличения расхода газовой фазы.

Наиболее полно представлены характеристики структур, режимов течения и моделей газожидкостных потоков применительно к процессам и аппаратам химических технологий в работе [10], согласно которым формирование газожидкостных потоков определяется условиями газовых либо жидкостных частиц. Если условия способствуют образованию пузырьков, то в структуре двухфазного потока преобладает пузырьковый режим движения. Если условия способствуют образованию капель, то формируется капельно-пленочный режим.

Сравнение (сопоставление) полученных экспериментальных данных (рис. 3) с литературными данными (рис. 5) показывает, что структуры течения горизонтального потока газожидкостной (воздушно-водяной) смеси (рис. 3А, *а, б* и *в*), сформированного при моделировании, примерно соответствуют *пузырчатым* структурам течения горизонтального газожидкостного потока (рис. 5А, 3 и 5Б, *а*), приведенным в работах [9, 10].

В инженерной практике существует два подхода при исследовании течений газожидкостных смесей в прямых каналах: квазигомогенный и двухфазный. Наиболее простой метод для исследования газожидкостного потока заключается в том, что смесь компонентов считается гомогенной средой (квазигомогенная модель), в которой скорости фаз равны, а плотность, скорость, вязкость и газосодержание гомогенной среды определяются зависимостями [10].

Ниже даны формулы (1–4), с помощью которых рассчитывали плотность $\rho_{СМ}$ (1), вязкость $\mu_{СМ}$ (2), скорость $\upsilon_{СМ}$ (3) и газосодержание ε (4) азотоалюминиевого потока (смеси):

$$\frac{Q_{Al}+Q_{N2}}{\rho_{СМ}}=\frac{Q_{Al}}{\rho_{Al}}+\frac{Q_{N2}}{\rho_{N2}}; \qquad (1)$$

$$\rho_{СМ}=\frac{Q_{Al}+Q_{N2}}{Q_{Al}/\rho_{Al}+Q_{N2}/\rho_{N2}};$$

$$\frac{Q_{Al}+Q_{N2}}{\mu_{СМ}}=\frac{Q_{Al}}{\mu_{Al}}+\frac{Q_{N2}}{\mu_{N2}}; \qquad (2)$$

$$\mu_{СМ}=\frac{Q_{Al}+Q_{N2}}{Q_{Al}/\mu_{Al}+Q_{N2}/\mu_{N2}};$$

$$\upsilon_{СМ}=\frac{Q_{Al}+Q_{N2}}{F\cdot\rho_{СМ}}; \qquad (3)$$

$$\varepsilon_{СМ}=\frac{Q_{СМ}}{F\cdot\rho_{СМ}\cdot\nu_{СМ}}; \qquad (4)$$

где Q_{Al} – массовый расход жидкого алюминия, кг/ч; Q_{N2} – массовый расход азота, кг/ч; $Q_{СМ}$ – массовый расход азотоалюминиевой смеси, кг/ч; F – площадь поперечного сечения потока смеси, м^2; ρ_{N2} – плотность азота, кг/м^3; ρ_{Al} – плотность алюминия при 680–720 ºС, кг/м^3; $\rho_{СМ}$ – плотность азотоалюминиевой смеси, кг/м^3; μ_{N2} – вязкость азота, кг/м·с; μ_{Al} – вязкость алюминия, кг/м·с; $\mu_{СМ}$ – вязкость смеси, кг/м·с; $\varepsilon_{СМ}$ – газонасыщенность смеси; $\upsilon_{СМ}$ – скорость смеси, м/ч.

Выбор диспергируемой газометаллической смеси с необходимым газосодержанием $\varepsilon_{СМ}$ и соответствующими плотностью $\rho_{СМ}$, вязкостью $\mu_{СМ}$ и скоростью $\upsilon_{СМ}$ можно производить, задаваясь массовым расходом газа (азота).

Выполненные прикидочные расчеты изменения физических свойств азотоалюминиевой смеси при различных вариантах массовых расходов азота и жидкого алюминия показали, что формулы (зависимости) (1–4) могут быть использованы при проведении исследований процесса диспергации металлических расплавов с предварительным дроблением сплошной металлической струи путем ввода газа в центральный канал форсунки с образованием потока газометаллической смеси и подачи его в таком виде в зону распыления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Гопиенко, В. Г.* Производство и применение алюминиевых порошков и пудр / В. Г. Гопиенко, Б. Р. Осипов, Б. П. Назаров, В. М. Рюмин, И. В. Волков, Н. И. Ясаков. – М.: Металлургия, 1980. – 68с.

2. *Силаев, А. Ф.*Диспергирование жидких расплавов и сплавов / А. Ф. Силаев, В. Д. Фишман. – М.: Металлургия, 1983. – 144 с.

3. *Ничипоренко, Д. С.* Распыленные металлические порошки / Д. С. Ничипоренко, Ю. И. Найда, А. Б. Медведовский. – Киев: Наукова думка, 1980. – 240 с.

4. Патент 2218243 РФ. МКИ 7 B 22 F 9/08; B 05B 7/00. Форсунка для распыления расплавленных металлов / А. В. Кукса, И. В. Волков, А. В. Мольков. – Опубл. 10.12.2003. Бюл. № 34 (II часть).

5. Патент 2283728 РФ. МКИ B 22 F 9/08; B 25B 7/00. Форсунка для распыления расплавленных металлов / А. В. Кукса, А. В. Мольков, М. П. Кононов, А. В. Губанов, С. В. Линьков. – Опубл. 20.09.2006. Бюл. № 26.

6. Патент 2296648 РФ. МКИ B 22 F 9/08. Форсунка для распыления расплавленных металлов / А. В. Кукса, А. В. Мольков, А. В. Губанов. – Опубл. 10.04.2007. Бюл. № 10.

7. *Сизов, А. М.* Диспергирование расплавов сверхзвуковыми струями / А. М. Сизов. – М.: Металлургия, 1991. – 184 с.

8. *Либенсон, Г. А.* Процессы порошковой металлургии. В 2 т. / Г. А. Либенсон, В. А. Лопатин, Г. В. Комарницкий. – М.: МИСИС, 2001. – Т. 1. – 368 с.

9. *Кутателадзе, С. С.* Гидродинамика газожидкостных систем / С. С. Кутателадзе, М. А. Стырикович. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Энергия, 1976. – 276 с.

10. Новый справочник химика и технолога. Процессы и аппараты химических технологий. Ч. 1. – С.-Пб.: АНО НПО "Профессионал". 2004. – 848 с.

11. *Ефименко, С. П.* Внепечное рафинирование металла в газлифтах / С. П. Ефименко, В. И. Мачикин, Н. Т. Лифенко. – М.: Металлургия, 1986. – 264 с.

УДК 621.82

М. М. Матлин *– д-р техн. наук,* ***А. И. Мозгунова*** *– канд. техн. наук,* ***А. А. Стариков*** *– асп.*

РАСЧЕТ СТАТИЧЕСКОЙ ГРУЗОПОДЪЕМНОСТИ НЕСТАНДАРТНЫХ РОЛИКОВЫХ ПОДШИПНИКОВ

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

Представлена методика расчета, позволяющая определять базовую статистическую грузоподъемность стандартных и нестандартных роликовых подшипников качения с произвольным сочетанием размеров и физико-механических свойств.

The design procedure is presented, allowing to define base statistical load-carrying capacity of standard and non-standard roller bearings with any combination of the sizes and physicomechanical properties.

Ключевые слова:подшипник качения, статическая грузоподъемность, пластическая деформация.
Keywords: roller bearnings, static load-carrying capacity, plastic deformation.

В настоящее время подбор стандартных подшипников качения выполняют согласно ГОСТ 18854-94 [1]. Под базовой статической радиальной (осевой) грузоподъемностью C_{0r} понимается статическая радиальная (осевая) нагрузка, которая соответствует расчетным контактным напряжениям в центре наиболее тяжело нагруженной зоны контакта, тела качения и дорожки качения подшипника.

Следует отметить, что наряду со стандартными подшипниками в современной технике применяют и подшипники, которые отличаются от стандартных как по размерам, так и по твердости используемых сталей. В качестве примеров можно назвать крупногабаритные опорно-поворотные устройства, узлы машин, в которых валы или корпусные детали одновременно играют роль и колец подшипников. Методика, приведенная в ГОСТ 18854-94, не позволяет определять статическую грузоподъемность ролико-вых подшипников качения, если их размеры, форма контактных поверхностей, материал деталей и его твердость отличаются от предусмот-ренных для стандартных подшипников. В данной работе предложен универсальный метод определения статической грузоподъемности роликовых подшипников качения, который справедлив как для стандартных подшипников, так и для подшипников с произвольным сочетанием конструкции, размеров и твердости материалов деталей.

При контакте по линии (в роликовых и игольчатых подшипниках) определяют четыре критические нагрузки. Неравномерность распределения касательных напряжений в объеме материала контактирующих тел приводит к тому, что наибольшие касательные напряжения возникают под продольной осью симметрии площадки контакта на глубине, равной $0,78b$, (где b – половина ширины площадки контакта), что соответствует критической нагрузке $P_{\text{кр.глуб}}$. В этих точках впервые появляется пластическая деформация, а затем с дальнейшим ростом нагрузки она выходит на поверхность. При возрастании контактной нагрузки первоначально линейное касание тел переходит в сопряжение по узкой площадке шириной $2b$, что соответствует критической нагрузке $P_{\text{кр.конт}}$, ограниченной двумя прямыми, а затем при некотором увеличении нагрузки упругая деформация в контакте переходит в упругопластическую. Затем, при нагрузке $P_{\text{кр}}$, деформация появляется и на поверхности детали, на оси симметрии в центре площадки. При контакте тел по линии, также как и в случае с точечным контактом, может реализовываться [2] загерцевский режим деформирования: в качестве предельной может приниматься нагрузка $P_{\lim}$, соответствующая

моменту резкого отклонения ширины $2b$ отпечатка от закономерностей упругого контакта. Как показано в работе [3], статическая грузоподъемность соответствует критической нагрузке $P_{\text{кр.глуб}}$ с достаточной для технической практики показателем точности исследования 5–6 %.

Базовую статическую грузоподъемность определяют по известным [1] формулам:

– для радиальных и радиально-упорных подшипников

$$C_0 = 0,2P_{\text{доп}} iz\cos\alpha, \qquad (1)$$

– для упорных и упорно-радиальных подшипников

$$C_0 = P_{\text{доп}} z\sin\alpha, \qquad (2)$$

где i – число рядов в роликовом подшипнике; z – число роликов в одном ряду; α – номинальный угол контакта подшипника; $P_{\text{доп}} = P_{\text{кр.глуб}}$ – наибольшая допускаемая нагрузка на наиболее нагруженный ролик, определяется по формуле:

$$P_{\text{доп}} = 11,7\frac{L(k_1+k_2)}{(1-2\mu_2)^2}\Pi, \qquad (3)$$

где L – длина ролика; k_1, k_2 – упругие постоянные, определяемые по формулам:

$$k_1 = \frac{1-\mu_1^2}{\pi E_1},\ k_2 = \frac{1-\mu_2^2}{\pi E_2},$$

где $\mu_{1,2}$ – коэффициент Пуансона взаимодействующих тел (для стали $\mu = 0,3$); $E_{1,2}$ – модуль нормальной упругости взаимодействующих тел (для стали при нормальной температуре $E = 2,07\cdot 10^5$ МПа); Π – показатель сопротивления материала колец подшипника контактной упругопластической деформации, определяемый по формуле:

$$\Pi = R_{\text{пр.мин}}\frac{НД_{\text{мин}}}{\varepsilon_p^{1,158}}, \qquad (4)$$

где ε_p – предельная равномерная деформация; $R_{\text{пр.мин}}$ – минимальный приведенный радиус; $НД_{\text{мин}}$ – наименьшая твердость материала дорожки качения кольца подшипника.

Предельная равномерная деформация ε_p является одной из механических характеристик материала детали и определяется по результатам стандартных испытаний образцов на растяжение (ГОСТ 1497-84):

$$\varepsilon_p = \ln\frac{1}{1-\psi_p} = 2\ln\frac{d_o}{d_p}, \qquad (5)$$

где $\psi_p = 1-\left(d_p/d_o\right)^2$ – предельное равномерное сужение; d_o и d_p – диаметры образца до испытания и на участке равномерной деформации.

Приближенные, но достаточно точные для практики значения ε_p можно находить из простой зависимости [4]

$$\varepsilon_p = \frac{245}{НД}. \qquad (6)$$

Наименьший приведенный кривизны $R_{\text{пр.мин}}$ в контакте ролика и дорожек качения колец подшипника определяют следующим образом: предварительно измерив радиусы кривизны дорожек качения внутреннего и наружного концов, а также радиус (диаметр) ролика, вычисляют приведенный радиус по формуле

$$R_{\text{пр}} = \frac{R_w\cdot R_{1,2}}{R_{1,2}\pm R_w}. \qquad (7)$$

Для наружного кольца подшипника в формулу вместо $R_{1,2}$ подставляют $R_{2,2}$; знаки "+" и "–" относятся соответственно к случаям контакта ролика подшипника с дорожкой качения кольца подшипника, сечение которой в данной плоскости главной кривизны ограничено выпуклым или вогнутым контурами; $R_{1,2}$ – радиус кривизны дорожки качения первого (внутреннего) кольца подшипника; $R_{2,2}$ – радиус кривизны дорожки качения второго (наружного) кольца подшипника.

Наименьшее значение пластической твердости $НД_{\text{мин}}$ материала дорожки качения кольца подшипника определяют по ГОСТ 18835-73 [5]. Твердость $НД$ можно определить и путем измерения других чисел твердости, например, твердости по Роквеллу $HRC_э$ (которую обычно используют при контроле деталей подшипника), с последующим пересчетом по формуле [6]:

$$НД = 3,57\cdot 10^4 HRC_э^{4,05} + 3335.$$

Для нестандартных подшипников возможно использование материалов с меньшими числами твердости, в этом случае пластическую твердость можно определить, если известна твердость по Бринеллю [6]:

$$НД = 0,468\ HB^{1,124}.$$

В результате сравнительного анализа определения C_0 у предлагаемого метода погрешность не более 5–7 % как для стандартных, так и для нестандартных подшипников; у метода по ГОСТ 18854–94 погрешность для нестандартных подшипников может быть в разы больше, что является вполне предсказуемым и обуслов-

Сравнительный анализ рассматриваемых методов

Обозначение подшипника	Предлагаемая методика				Стандартная методика $C_{0,n}$, Н	$C_0/C_{0,n}$
	$R_{пр.мин}$, мм	$НД_{мин}$, МПа	$P_{доп}$, Н	C_0, Н		
Стандартный радиальный подшипник № 2211	2,17	10730	9070	61680	65800	0,94
Стандартный радиально-упорный подшипник № 7317	4,91	10730	12690	29790	38000	0,80
Стандартный упорно-радиальный подшипник № 4074920	1,46	9840	6360	160270	156000	1,03
Стандартный упорный подшипник № 9019942	27,5	10730	51821	4564285	4610700	0,99
Нестандартный радиальный подшипник	21,62	2950	11640	88460	1857778	0,05
Нестандартный радиально-упорный подшипник	15,12	4510	24840	68030	610000	0,11
Нестандартный упорно-радиальный подшипник	1,96	4510	2370	53560	360000	0,15
Нестандартный упорный подшипник	27,5	2060	10917	240178	2619073	0,09

ливается тем, что стандартная методика не учитывает особенностей проектирования нестандартных роликовых подшипников, в частности, твердости колец и тел качения.

Таким образом, описанный метод можно использовать в инженерной практике, поскольку он позволяет определять базовую статическую грузоподъемность как стандартных, так и нестандартных роликовых подшипников качения с произвольным сочетанием размеров и физико-механических свойств материалов деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 18854–94. Подшипники качения. Статическая грузоподъемность. – М.: Изд-во стандартов, 1997. – 13 с.

2. *Черменский, О. Н.* Определение несущей способности плоской опоры из закаленной стали при контакте с жестким цилиндром и шаром / О. Н. Черменский // Машиноведение. – 1976. – № 4. – С. 77–80.

3. *Стариков, А. А.* Разработка и исследование методов по определению нагрузочной способности подшипников / А. А. Стариков // Тезисы докладов XI Региональной конф. молодых исследователей Волгоградской области, г. Волгоград, 8–10 ноября 2006 г. – Волгоград, 2007. – С. 105–106.

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

5. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – М.: Изд-во стандартов, 1974. – 15 с.

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

УДК 621.793.74

В. П. Багмутов* – *д-р техн. наук*, ***В. И. Калита***** – *д-р техн. наук*,
И. Н. Захаров* – *канд. техн. наук*, ***А. Ю. Иванников**** – *асп.*, ***Е. Б. Захарова**** – *асп.*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОМАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКОЙ*

***Волгоградский государственный технический университет** (E-mail: sopromat@vstu.ru, vkalita@imet.ac.ru)
****Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН**

Приводятся результаты металлографического анализа плазменных покрытий, упрочненных электромеханической обработкой. На основе данных атомно-силовой, растровой микроскопии и рентгеноструктурного анализа показано, что покрытия после напыления имеют быстрозакаленную структуру и при составах, близких к эвтектическому, содержат значительный объем аморфной фазы.

Results of metallographic analysis of the plasma coverings strengthened by electromechanical processing are resulted. On the basis of data of atomic-power, raster microscopy and x-ray the analysis it is shown, that coverings after a dusting have quenched structure and at the structures close to eutectic, contain considerable volume of an amorphous phase.

Ключевые слова: наноструктура, наноматериалы, наночастицы, аморфные материалы, покрытия, плазменное напыление, электромеханическая обработка, атомно-силовая микроскопия, микротвердость.
Keywords: nanostucture, nanomaterials, nanoparticles, amorphous materials, coverings, a plasma dusting, electromechanical processing, atomno-power microscopy, microhardness

Формирование в структуре металлов наноразмерных фаз является одним из наиболее перспективных подходов к повышению эксплуатационных характеристик деталей современной техники. Наноразмерные частицы в строгом смысле термина занимают достаточно

* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 08-08-12070-ОФИ.

узкий интервал, хотя к наноструктурам в расширенном толковании относят и материалы с ультрадисперсными пограничными по размерам частицами до 100 нм (рис.1). При этом во многих случаях наноструктурные материалы обладают более высокими механическими свойствами, чем металлы с частицами микронного размера. В данной статье приводятся результаты исследования структуры и свойств порошковых наноматериалов, полученных на основе комбинированной технологии плазменного напыления и электромеханического упрочнения.

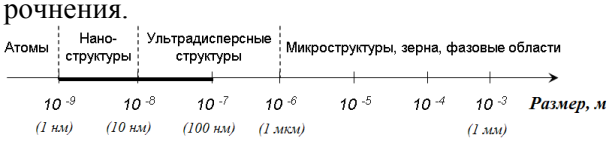


Рис. 1. Шкала соотношений размеров характерных фрагментов структур металлов

К основным методам получения нанокристаллических материалов можно отнести методы интенсивной пластической деформации, компактирование нанопорошков, контролируемую кристаллизацию из аморфного состояния, комбинированные методы обработки и др. (рис. 2) [1]. Среди указанных методов большое распространение получают технологии формирования покрытий с использованием плазменного напыления наноразмерных и ультрадисперсных порошков.

Для повышения прочностных характеристик таких покрытий сегодня используются

Рис. 2. Методы получения объемных наноматериалов

различные методы компактирования; спекание при высоких температурах; оплавление поверхности газовой горелкой, плазменной дугой, лазером; прокатка; ультразвуковая обработка; обкатка роликом. Наиболее интенсивно за рубежом развивается метод изостатического горячего прессования покрытий [2]. Однако при высоких температурах (до 1200 °С) и низких скоростях нагрева и охлаждения материала, характерных для таких методов, быстрозакаленная (аморфная и ультрадисперсная) структура покрытий распадается на относительно грубые упрочняющие фазы (рис. 3). В этой связи актуальной является разработка новых эффективных и недорогостоящих технологий получения и обработки износостойких покрытий, позволяющих создавать материал с наноструктурными характеристиками упрочняющих фаз, обладающих при этом высокими адгезионными и когезионными свойствами.

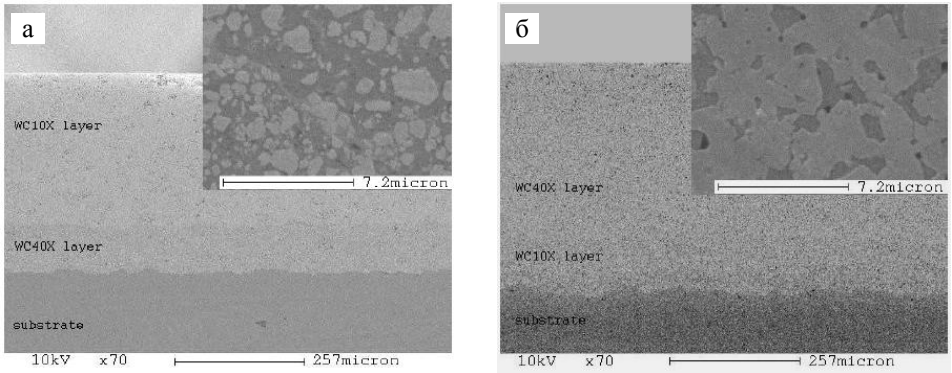


Рис. 3. Микрофотографии (растровый электронный микроскоп, по данным [2]) покрытия WC в исходном состоянии (*а*) и после горячего прессования (*б*)

Авторами предложен метод получения наноструктурных покрытий из порошковых материалов при высоких скоростях нагрева и охлаждения (до 10^5–10^6 °С/с) с использованием электромеханической обработки (ЭМО), что ограничивает процессы возврата и рекристаллизации наноразмерных фаз [3–5]. Для реализации этой стратегии был разработан не имеющий аналогов способ создания покрытий (рис. 4) с наноструктурой на основе плазменного напыления и последующей ЭМО с формированием упрочняющих наночастиц до 100 нм объемной доли до 90 %. В рамках такого подхода повышение объемной доли наночастиц достигается за счет использования порошков с термодинамически стабильными наноразмерными упрочняющими фазами (рис. 5, *а*), а также материалов с исходно аморфной структурой.

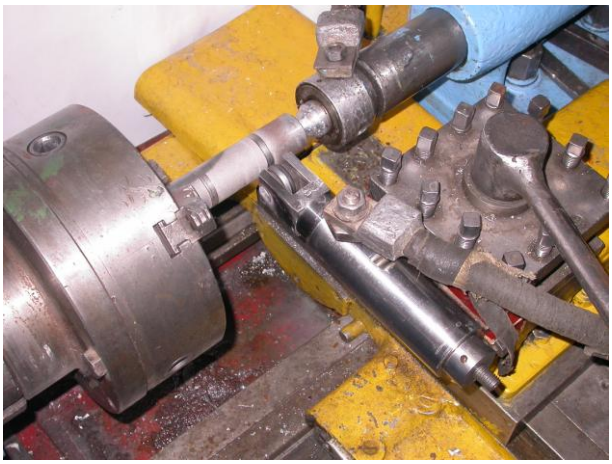
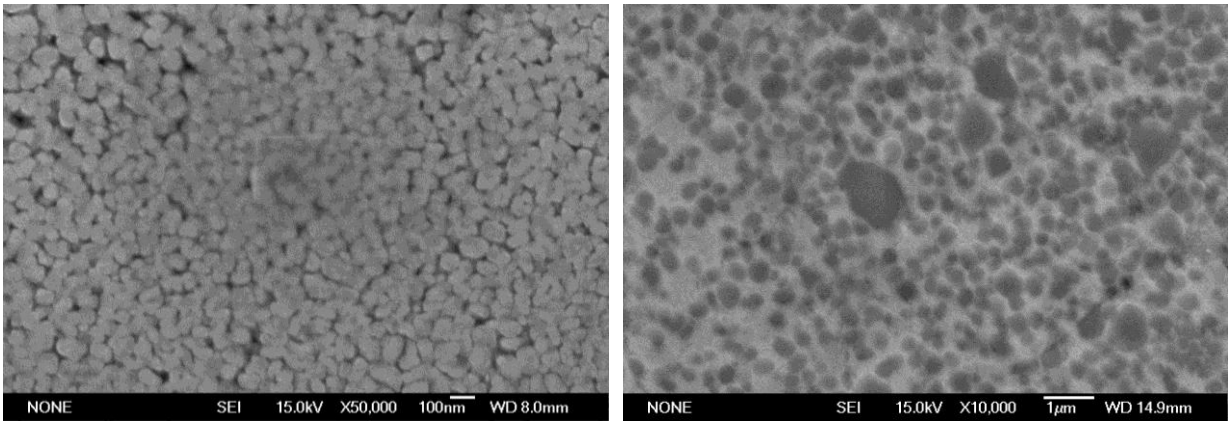


Рис. 4. Схема электромеханической обработки образца с плазменным покрытием

При применении ЭМО одновременно с механическим уплотнением и спеканием частиц покрытия происходит его термическая обработка при скоростях нагрева и охлаждения порядка 10^5–10^6 °С/с. Результатом мощного высокоскоростного теплового удара и высоких давлений в зоне обработки является распад исходной структуры покрытия с выделением упрочняющих фаз на основе карбидов, боридов, силицидов с наноразмерами. Механические свойства покрытия в целом повышаются как за счет упрочнения наночастицами, так и за счет повышения когезионной прочности между частицами напыленного порошка. Важным является и то, что при такой обработке прочно соединяются дискообразные частицы, из которых состоит покрытие, и существенно уменьшается пористость.

Проведены эксперименты по упрочнению покрытий из различных материалов, таких как синтетические чугуны, интерметаллиды на основе титана, алюминия и никеля, углеродсодержащие смеси на базе никеля и молибдена (Ni20Cr, ПГСР–4, ПН–ЧН15Д7, ПРФБХ6, ФМИ–2 и др.) с размером частиц 30–70 мкм [5, 7].

Получены результаты растровой электронной (рис. 5) и атомно-силовой микроскопии (рис. 6), которые свидетельствуют, что в структуре плазменных покрытий после ЭМО формируются и фиксируются ультрадисперсные (например, для покрытия 70TiC-FeNiMo – размером менее 1 мкм) и наноразмерные (для покрытия ПРФБХ6-2 – размером 10–100 нм) упрочняющие частицы. Показано, что выделение таких частиц происходит при распаде аморфной фазы, полученной при напылении в результате высокоскоростной закалки из расплава, в ходе высокоскоростного температурно-силового воздействия при ЭМО.



а *б*

Рис. 5. Структура покрытий:
а – ПРФБХ6-2 (×50000); *б* – TiC (×30000) после ЭМО (растровый электронный микроскоп)

Проведены исследования микротвердости указанных покрытий до и после электромеханического упрочнения, которые показывают, что ЭМО приводит к существенному повышению средней микротвердости для всех рассмотренных покрытий (см. таблицу). В среднем микротвердость после ЭМО увеличивается на 40–50 % по сравнению с исходным состоянием после напыления, а для ряда покрытий (70TiC-FeNiMo, Ni20Cr) прирост $H\mu_{ср}$ может составлять 60–90 %.

В проведенных экспериментах [7, 8] повышение твердости, например, для системы WC-Co достигло 100 %. При этом абсолютные значения микротвердости покрытий, упрочненных ЭМО, приближаются к твердости

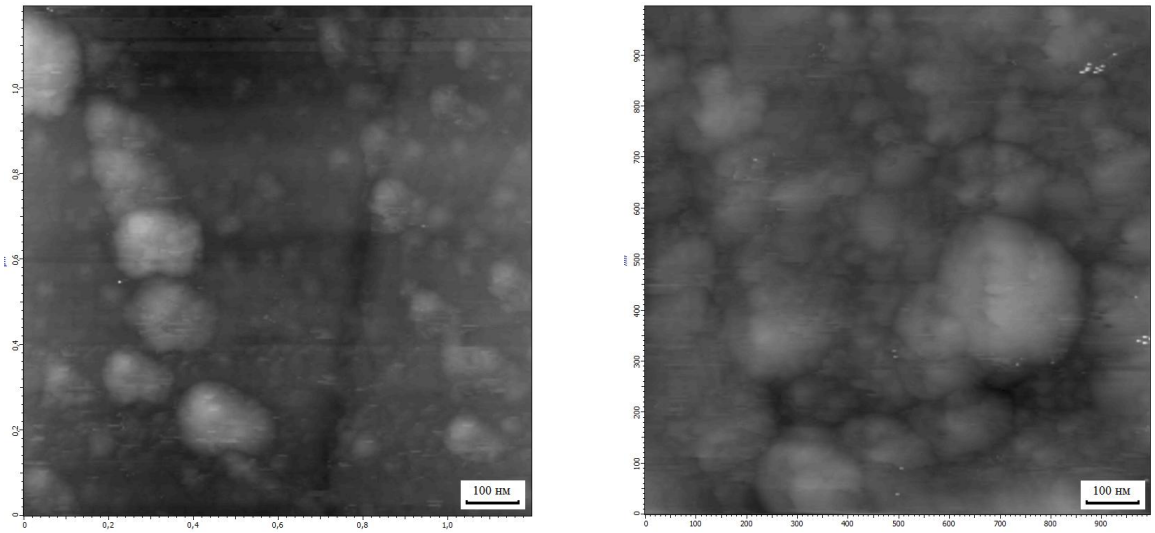


Рис. 6. Топография поверхности покрытия, полученная при помощи атомно-силовой микроскопии

№	Марка	$H\mu_{ср}$, МПа			$s_{ск}$, МПа		k	
		исх.	ЭМО	%	исх.	ЭМО	исх.	ЭМО
1.	Ni20Cr	2244	4208	87,5	228	336	0,102	0,080
2.	ПГСР-4	12133	17200	41,8	2103	3157	0,173	0,184
3.	ПГС-27	11374	13027	14,5	2595	1957	0,228	0,15
4.	ПГС-27+NiCr	12712	16412	29,1	1772	1598	0,14	0,097
5.	ПН-ЧН15Д7	4746	6762	42,5	1374	610	0,29	0,09
6.	ПРФБХ6-2	12765	19885	55,8	2236	1903	0,175	0,096
7.	ПРФБХ6-2+NiCr	14161	20385	44	2527	2047	0,178	0,1
8.	NiCr+ПРФБХ62+NiCr	14345	22075	53,9	1725	3333	0,12	0,151
9.	ФМИ-2	10658	14374	34,9	2025	1780	0,19	0,124
10.	12496	10421	12927	24,1	1471	896	0,141	0,069
11.	Р6М5	9964	13606	36,5	1255	1552	0,126	0,114
12.	Р6М5+NiCr	10155	12315	21,3	2498	1001	0,246	0,081
13.	NiCr+Р6М5+NiCr	9835	15158	54,1	795	1408	0,081	0,093
14.	Р6М5+12496	9911	14986	51,2	1712	998	0,173	0,067
15.	70TiC-NiMo	16076	20214	25,7	1746	1948	0,11	0,096
16.	70TiC-FeNiMo	12085	19692	62,9	1899	2406	0,157	0,122
17.	83WC-Co	15164	24112	59	3429	4056	0,226	0,168

Примечание: $H\mu_{ср}$ – средняя микротвердость, $s_{ск}$ – среднее квадратическое отклонение значений микротвердости; $k = s_{ск} / H\mu_{ср}$ – коэффициент вариации) [7].

частиц напыляемого порошка, а в некоторых случаях превышают ее.

Для образцов с покрытиями, полученных с использованием изложенной выше комбинированной технологии, износостойкость возрастает в 1,5–2 раза, износ контртел снижается в 5–10 раз, при этом происходит повышение адгезии и когезии покрытия в 3–5 раз [4, 8].

Внедрение комплексного способа формирования наноструктурированных покрытий нового поколения с износостойкими свойствами на уровне монолитных материалов и выше позволит в несколько раз увеличить срок службы машин и механизмов, работающих в условиях износа, а также интенсифицировать режимы работы этих механизмов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Перспективные материалы. Т. 2. Конструкционные материалы и методы управления их качеством: учеб. пособ. / под.ред. Д. Л. Мерсона. – ТГУ, МИСиС, 2007. – 468 с.

2. *Stoica, V.* Sliding wear evaluation of hot isostatically pressed (HIPed) thermal spray cermet coatings / V. Stoica, R. Ahmed, T. Itsukaichi, S. Tobe, M. Escribano // Proceedings of the 2003 International Thermal Spray Conference. – Orlando, 2003. – P. 459–466.

3. *Багмутов, В. П.* Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация / В. П. Багмутов, С. Н. Паршев, Н. Г. Дудкина, И. Н Захаров. – Новосибирск: Наука, 2003. – 318 с.

4. *Багмутов, В. П.* Структура и механические свойства плазменных покрытий после электромеханической обработки / В. П. Багмутов, В. И. Калита, И. Н. Захаров, С. Н. Паршев // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 3. – С. 22–28.

5. *Багмутов, В. П.* Электромеханическое упрочнение плазменных покрытий с формированием аморфных и наноструктур в поверхностном слое / В. П. Багмутов, В. И. Калита, И. Н. Захаров, Д. И. Комлев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2007. – № 1. – Т. 4. – С. 18–23.

6. Перспективные материалы: Структура и методы исследования: учеб. пособ. / под.ред. Д. Л. Мерсона. – ТГУ, МИСиС, 2006. – 536 с.

7. *Багмутов, В. П.* Исследование микротвердости плазменных покрытий после электромеханической обработки / В. П. Багмутов, В. И. Калита, И. Н. Захаров, С. Н. Паршев // Изв. ВолгГТУ: межвуз. сб. научн. ст. № 3 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – С. 110–115. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 1.

8. *Багмутов, В. П.* Экспериментальные и численные исследования процессов электромеханического упрочнения плазменных покрытий / В. П. Багмутов, В. И. Калита, И. Н. Захаров, Д. И. Комлев // Сб. статей международной конференции "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов". – М., 2007. – С. 681–684.

УДК 539.4.015

Е. П. Богданов* – *д-р техн. наук*, ***И. А. Шкода***** – *асп.*

ОСОБЕННОСТИ МИКРОВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЗЕРЕН В ГПУ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ И ВИД ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ

***Волгоградский кооперативный институт (филиал Московского университета кооперации)**
****Камышинский технологический институт (филиал ВолгГТУ)**
e-mail: sopromat@vstu.ru, *bogdanov_ep@list.ru*

Для поликристаллов с ГПУ кристаллической решёткой получены зависимости статистических параметров распределения микронапряжений от вида макронапряжённого состояния с использование гипотезы Фойгта. Изучено влияние этих закономерностей на форму предельной поверхности разрушения, соответствующих статистическому критерию ориентированного разрушения.

For polycrystals with hexagonal closed-packed crystal lattice dependences of statistical parametres of distribution of micropressure on a kind of a macrointense condition about use of Foight hypothesis are received. Influence of these laws on the form of a limiting surface of the destruction, corresponding to statistical criterion of the focused destruction is studied.

Ключевые слова: микронапряжения, статистический критерий разрушения, поликристалл, ГПУ кристаллическая решётка.

Keywords: micropressure, statistical criterion of destruction, a polycrystal, hexagonal closed-packed crystal lattice.

Рассмотрены особенности формирования поверхностей разрушения для поликристаллов с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) кристаллической решеткой для статистического критерия ориентированного разрушения [1, 2]. При его получении предполагалось, что микротрещины возникают на площадках ортогональных σ_1. Использован локальный критерий прочности $\xi_{11} \le \xi_{\tilde{n}}$, что является приемлемой гипотезой, когда кристаллиты-зерна обладают малой прочностной анизотропией. Например, когда они не имеют особых плоскостей спайности (отдельности) или, напротив, имеют большое число таких плоскостей. Условие ориентированного разрушения имеет вид:

$$\chi\sqrt{P\sigma_1^2+\sigma_2^2+\sigma_3^2+2Q(\sigma_1\sigma_2+\sigma_1\sigma_3)+2F\sigma_2\sigma_3}+ +(1-\chi\sqrt{P})\sigma_1=\sigma_\delta, \quad (1)$$

где $\chi=\dfrac{\sigma_p}{\sigma_c}$; σ_p, σ_c – истинные разрушающие напряжения при растяжении и сжатии; $P=\dfrac{D(\bar{\xi}_{11}^1)}{D(\bar{\xi}_{11}^2)}$, $Q=\dfrac{\mathrm{cov}_{12}(\bar{\xi}_{11}^1\bar{\xi}_{11}^2)}{D(\bar{\xi}_{11}^2)}$, $F=\dfrac{\mathrm{cov}_{23}(\bar{\xi}_{11}^2\bar{\xi}_{11}^3)}{D(\bar{\xi}_{11}^2)}$; $D(\bar{\xi}_{11}^k)$ – дисперсии, $\mathrm{cov}_{km}(\bar{\xi}_{11}^k\bar{\xi}_{11}^m)=\langle\bar{\xi}_{11}^k\bar{\xi}_{11}^m\rangle-\langle\bar{\xi}_{11}^k\rangle\langle\bar{\xi}_{11}^m\rangle$ – ковариации микронапряжений $\bar{\xi}_{11}^k$, коллинеарных главному макроскопическому напряжению σ_1.

На χ накладывается ограничение $\chi<\dfrac{1}{\sqrt{P}}$, которое следует из физических предпосылок рассматриваемого критерия, а именно: локальная прочность $\xi_{\tilde{n}}$ не может быть отрицательной. Подкоренное выражение в критерии (1) является зависимостью дисперсии микронапряжений ξ_{11} от вида напряженного состояния [1], отнесенной к $D(\bar{\xi}_{11}^2)$. Для поликристаллов с кубической кристаллической решеткой параметры *P, Q, F,* определенные на модели поликристалла с использованием гипотезы Фойгта об однородности деформаций, являются константами P = 16/9, Q = –8/9, F = –1/9 [1]. Расчет

микронапряжений на модели поликристалла методом конечных элементов [1] для большого числа материалов дал сравнительно узкий интервал разброса значений *P*, *Q* и *F*, что позволило представить критерий (1) в более компактной форме [2], включающей в себя только два структурно-чувствительных параметра.

Однако, как показали проведенные расчеты для поликристаллов с ГПУ решеткой, величины параметров *P*, *Q*, *F* для материалов этого типа резко отличаются. Это связано с тем, что упругие свойства зерен у них обладают меньшей симметрией свойств по сравнению с кубическими. Микронапряжения $\bar{\xi}_{11}^{k}$ (k=1, 2, 3) в произвольно ориентированном зерне определялись на основе гипотезы Фойгта при рассмотрении трех одноосных растяжений под действием главных единичных макроскопических напряжений σ_k, а затем осреднением по всевозможным ориентациям зерен [1] квадратов этих выражений и их попарных произведений вычисляются дисперсии и ковариации. Для дисперсий нормальных напряжений получено:

$$D(\bar{\xi}_{11}^{1}) = \frac{4(W_1\nu^2 - W_2\nu + W_3)}{7W_4}, \quad D(\bar{\xi}_{11}^{2}) = \frac{15}{7}\frac{(H_1\nu^2 + H_2\nu + H_3)}{W_4},$$

где $W_1 = 3Z^2 + 35R^2 + 10RZ$, $W_2 = 4Z^2 + 70UR + 10UZ + 60RZ$,

$W_3 = 60UZ + 35U^2 + 28Z^2$, $W_4 = (3Z + 15C_{11} + 5U - \nu(20R + 2Z + 30C_{12}))^2$;

$$H_1 = 105C_{11}^2 + 14(15C_{12} + 5U + 4Z + 10R)C_{11} + 105C_{12}^2 + 14(5U + 4Z + 10R)C_{11} + ... + 21U^2 + 16Z^2 + 48RZ + 36UZ + 56R^2 + 56UR;$$

$$H_2 = 14C_{11}(-10R - Z - 15C_{12}) - 210C_{12} - 70C_{12}(Z + 4R + U) - 4Z^2 - 52RZ - 84R^2 - 56UR - 6UZ;$$

$$H_3 = 105C_{12}^2 + 14(10R + Z)C_{12} + 56R^2 + 12RZ + Z^2,$$

$R = C_{13} - C_{12}$, $Z = C_{11} + C_{13} - 2C_{13} - 4C_{44}$, $U = 2(C_{13} - C_{11} + 2C_{44})$ – параметры анизотропии, выраженные через компоненты матрицы упругости.

Ковариации равны $\mathrm{cov}(\bar{\xi}_{11}^{1}\bar{\xi}_{11}^{2}) = \dfrac{5(G_1\nu^2 - G_2\nu + G_3)}{7W_4}$, $\mathrm{cov}(\bar{\xi}_{11}^{2}\bar{\xi}_{11}^{3}) = \dfrac{5}{7}(\dfrac{V_1\nu^2 - V_2\nu + V_3}{W_4^2})$,

где $G_1 = 42C_{11}(Z + 10R + 15C_{12}) + 630C_{12}^2 + 210C_{12}(Z + 4R + U) + 294R^2 + 168R(U + Z) + 14Z^2 + 18UZ$;

$$G_2 = 315C_{11}^2 + 21(15C_{12} + 10R + 10U + 7Z)C_{11} + 630C_{12}^2 + ... + 21(40R + 7Z + 5U)C_{12} + 44Z^2 + 114RZ + 294R^2 + 84UR + 99UZ + 63U^3;$$

$$G_3 = 21C_{11}(10R + Z + 15C_{12}) + 21C_{12}(3Z + 5U) + 9UZ + 54RZ + 5Z^2 + 84UR;$$

$$V_1 = 31C_{11}^2 + 42C_{11}(15C_{12} + 5U + 4Z + 10R) + 315C_{12}^2 + 42C_{12}(5U + 4Z + 10R) + ... + 108UZ + 168UR + 46Z^2 + 126R^2 + 63U^2 + 132RZ;$$

$$V_2 = 42C_{11}(Z + 10R + 15C_{12}) + 630C_{12}^2 + 210C_{12}(Z + 4R + U) + 336R^2 + 18UZ + ... + 16Z^2 + 168UR + 180RZ;$$

$$V_3 = 315C_{12}^2 + 42C_{12}(10R + Z) + 126R^2 + 24RZ + Z^2.$$

На рис. 1 показано изменение дисперсий коэффициентов концентрации нормальных напряжений ξ_{11}/σ_1 в зависимости от вида напряжённого состояния для поликристаллов Be, Ti, Zn, Y. На основании куба в квадратных скобках указаны показатели напряженного состояния, заданные соотношением главных нормальных макроскопических напряжений σ_2/σ_1 и σ_3/σ_1. Центр основания куба соответствует одноосному растяжению, когда [0, 0]. Видно, что закономерности для рассмотренных материалов существенно отличаются. Наибольшая концентрация микронапряжений ξ_{11} для бериллия и цинка наблюдается для случая трехосного напряженного состояния, когда абсолютные величины главных напряжений равны, но $\sigma_2 < 0$ и $\sigma_3 < 0$. Однако для титана и иттрия высокая концентрация микронапряжений ξ_{11} наблюдается для случая двухосного растяжения с наложением сжатия, когда, $\sigma_2/\sigma_1 = 1$, $\sigma_3/\sigma_1 = -1$, а также для случая, когда $\sigma_2/\sigma_1 = -1$, $\sigma_3/\sigma_1 = 1$.

Покажем, как это сказывается на форме предельной поверхности для критерия ориентированного разрушения (1). В силу квазиизотропности поликристалла $D(\bar{\xi}_{11}^{2}) = D(\bar{\xi}_{11}^{3})$, по-

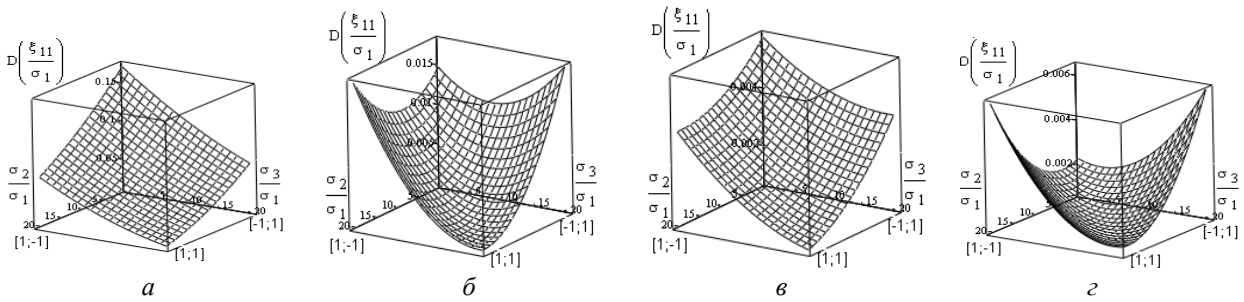


Рис. 1. Графики изменения дисперсии напряжений от вида напряженного состояния для поликристаллов с ГПУ кристаллической решеткой:
а – бериллий; *б* – титан; *в* – цинк; *г* – иттрий

Результаты расчета по Фойгту для ГПУ поликристаллов и относительная прочность для трех видов напряженного состояния при $\chi = 0,25$

Материал	*P*	*Q*	$F = \rho_{23}$	ρ_{12}	Трехосное растяжение	Двухосное растяжение	Двухосное сжатие
Cd	11,64	-3,386	0,972	-0,9926	1,984	1,329	-2,014
Zn	9,484	-2,758	0,614	-0,8956	1,805	1,27	-2,226
Be	5,191	-1,258	-0,346	-0,5521	1,364	1,099	-3,497
Co	1,065	-0,555	-0,419	-0,5378	1,311	1,014	-3,711
In	0,852	-0,436	-0,551	-0,4724	1,268	0,984	-4,221
Ti	0,751	-0,402	-0,569	-0,4639	1,248	0,974	-4,308
Sn	1,856	-0,325	-0,764	-0,2386	1,095	0,97	-5,822
Y	0,576	-0,109	-0,755	-0,1436	0,991	0,908	-5,714

этому параметр $F = \rho_{23}(\bar{\xi}^2_{11}\bar{\xi}^3_{11})$. Легко показать, что $\rho_{12}(\bar{\xi}^1_{11}\bar{\xi}^2_{11}) = Q/\sqrt{P}$. Здесь $\rho_{\min}$ коэффициенты корреляции $\bar{\xi}^m_{11}$ и $\bar{\xi}^n_{11}$ ($m \neq n$=1, 2, 3).

В таблице приведены результаты расчета *P*, *Q*, *F* и коэффициентов корреляции ρ_{12}, ρ_{23} для ряда материалов с ГПУ решеткой с использованием гипотезы Фойгта. Кроме того, там для $\chi = 0,25 < \chi_{\max}$ даны результаты расчета по критерию (1) относительной прочности $\sigma_1/\sigma_д$ при трехосном гидростатическом растяжении и при двухосном растяжении $\sigma_1 = \sigma_2$, а также $\sigma_2/\sigma_д$ для двухосного сжатия. Можно видеть, что для всех рассмотренных материалов $\rho_{12}(\bar{\xi}^1_{11}\bar{\xi}^2_{11}) < 0$, причем, чем меньше ρ_{12}, тем больше прочность при двухосном (рис. 2) и трехосном растяжении (см. таблицу). Заметим, что чем меньше $\rho_{12}(\bar{\xi}^1_{11}\bar{\xi}^2_{11})$, тем больше $\rho_{23}(\bar{\xi}^2_{11}\bar{\xi}^3_{11})$. Величина ρ_{23} определяет прочность при двухосном сжатии, причем чем она меньше, тем прочность больше (рис. 2). Увеличение прочности при уменьшении ρ_{12} и ρ_{23}, когда главные макронапряжения имеют одинаковый знак, связано с тем, что взаимодействие зерен при отрицательных коэффициентах корреляции приводит к уменьшению концентрации растягивающих микронапряжений ξ_{11} по сравнению с одноосным растяжением.

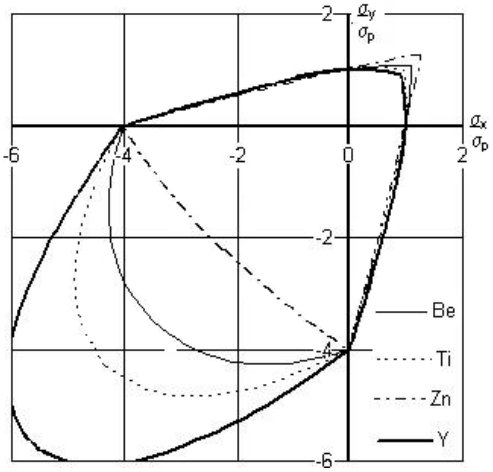


Рис. 2. Теоретические контуры разрушения, соответствующие критерию (1), при плоском напряженном состоянии для поликристаллов с ГПУ решеткой при χ = 0,25, построенные по параметрам таблицы для бериллия, титана, цинка и иттрия

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Багмутов, В. П.* Микронеоднородное деформирование и статистические критерии прочности и пластичности: монография / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов // ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. –358 с.

2. *Багмутов, В. П.* О возможности учета типа кристаллической решетки и анизотропии прочности зерен в критериях разрушения / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов // Проблемы машиностроения и надежности. – 2004. – № 1. – С. 24–30.

УДК 621.793.74

А. С. Столярчук *– канд. техн. наук,* ***А. В. Коробов*** *– студ.*

ОЦЕНКА РЕАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЭЛЕМЕНТОВ НЕФТЕГАЗОВОГО КОМПЛЕКСА

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

В статье приведена оригинальная методика мониторинга остаточного резерва пластичности материалов элементов технических объектов на любой стадии эксплуатации. На примере элементов (в частности, материала трубы нефтепровода) нефтегазового комплекса, после длительной эксплуатации в условиях Крайнего Севера, проведена оценка реального остаточного резерва пластичности.

In article the original technique of monitoring of a residual reserve of plasticity of materials of elements of technical objects at any stage of operation is resulted. On an example of elements (in particular, a material of a pipe of an oil pipeline) an oil and gas complex, after long operation in the conditions of the Far North, the estimation of a real residual reserve of plasticity is spent.

Ключевые слова: микротвердость, усталостные испытания, автокорреляционные функции, мезомасштабный уровень, остаточный резерв пластичности.
Keywords: microhardness, fatigue tests, autocorrelation functions, mesoscale level, a residual reserve of plasticity.

Постановка задачи. Аварийное состояние нефтегазового комплекса чревато экологической катастрофой для всего региона его расположения, не говоря об экономическом, материальном и других видах ущерба в случае аварии. В первую очередь это относится к самому нефтепроводу. Поэтому в целях обеспечения безопасности при эксплуатации нефтепроводов (особенно для нефтепроводов, работающих в сложных климатических зонах) необходимо иметь методику оперативного контроля их состояния и, в том числе, состояния металла самого трубопровода.

Известно [1], что падение пластичности материала, которое возможно за счет влияния низких температур, циклического характера температурно-силового воздействия и прочего, снижает его эксплуатационную надежность, увеличивая вероятность трудно прогнозируемых хрупких разрушений аварийного характера. Таким образом, необходим *мониторинг пластичности* металла нефтепровода, подверженного в процессе эксплуатации перечисленным факторам. Это позволит в дальнейшем разработать методику прогнозирования вероятности возникновения аварийной ситуации, что даст возможность оперативно принимать меры по устранению этой опасности.

Как показали предварительно проведенные эксперименты, прямые статические испытания контрольных образцов, вырезанных из нефтепровода после длительной эксплуатации, не выявили заметного изменения пластичности материала. В настоящей работе предлагается способ косвенной оценки остаточного резерва пластичности материала применительно к оборудованию нефтегазового комплекса (на примере нефтепровода из стали 17ГС после 20-летней эксплуатации в условиях Крайнего Севера).

Методика проведения экспериментов

Для экспериментов из трубопровода были вырезаны цилиндрические лабораторные образцы с рабочим диаметром 7…8 мм. В качестве метода исследования на мезоуровне был принят метод измерения твердости *HV* [2] на приборе ПМТ-3 при рабочей нагрузке на индентор 0,9807 Н (100 гс). Отпечатки наносили на предварительно полированную поверхность вдоль оси x образца с шагом Δx = 100 мкм. Объем выборки (число отпечатков) для статистического анализа эмпирических данных составил величину m = 192.

Для получения достоверных результатов обращалось серьезное внимание на методику измерения диагоналей отпечатков. Проводилось четырехкратное измерение каждой диагонали с последующим вычислением стандартной ошибки индивидуального результата. В случае превышения стандартной ошибкой величины 1 % полученные данные исключали из рассмотрения.

По результатам измерения диагоналей рассчитывали величины твердости, которую в литературе [2] обычно принято называть микротвердостью, в локальных объемах материала. Характерный линейный размер – в дальнейшем аттестуется как мезомасштабный уровень – локального объема (длина диагонали отпечатка) при этом составлял величину $D \approx 25…35$ мкм. Статистический анализ ошибок показал, что средняя стандартная ошибка измерения твердости для всей выборки не выходит из интервала ±0,5 %.

Принималось, что значения твердости в локальных мезообъемах интегрально отображают повреждение материала в этих объемах. Такое предположение не противоречит физическому

смыслу: образующиеся при эксплуатации случайные локальные трещины (на масштабном уровне ~D и меньше), естественно, должны в статистическом аспекте влиять на длину диагоналей отпечатков, а значит и на величину твердости.

На макроуровне проводились усталостные испытания указанных образцов, а также (для сравнительного анализа) идентичных образцов из стали 20, испытанных в аналогичных условиях, но без предварительной эксплуатации этой стали. Испытания проводились при комнатной температуре на гидропульсаторе МУП-20 до разрушения при числе циклов N. Коэффициент асимметрии составлял величину $r = 0$. По этим результатам строились кривые Вёлера в координатах: максимальное напряжение цикла – логарифм долговечности ($\sigma_{max} - \lg N$), а также графики накопленных при этом деформаций ($\psi_N - \lg N$).

Анализ результатов, полученных при измерении твердости на мезомасштабном уровне

На первом этапе исследования была принята гипотеза о случайном распределении значений твердости по длине образца. Построение эмпирической гистограммы значений твердости (рис. 1) для всей выборки и статистический анализ [3] результатов с большим уровнем достоверности показали, что не отвергается закон нормального распределения (закон Гаусса) изучаемых величин. Этот факт позволил в дальнейшем применять метод оценки эмпирических данных по автокорреляционным функциям [4], хорошо разработанный для распределения случайных величин по закону Гаусса.

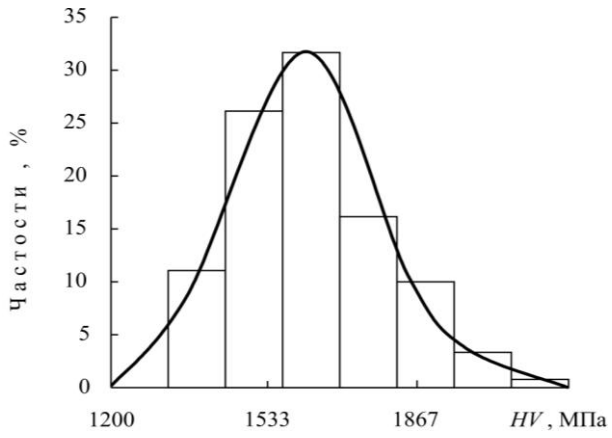


Рис. 1. Гистограмма распределения микротвердости для стали 17ГС

Дисперсия значений твердости более чем на два порядка превосходила дисперсию ошибок ее измерения, что позволило в первом приближении пренебречь влиянием ошибок на рассеяние изучаемых величин. Оценка статистической значимости [3] результатов обработки экспериментальных данных, проведенная по t-критерию Стьюдента, подтвердила их достоверность с вероятностью не менее 95 %.

Кроме закона распределения, на этом же этапе исследовались закономерности темпов изменения твердости по длине образца. Эти закономерности выявляли по методике, аналогичной предложенной ранее при измерении локальных деформаций [5] и основанной на анализе конечных разностей изучаемых величин, определяющих темпы изменения этих величин по длине образца.

На рис. 2 приведены эмпирические автокорреляционные функции для второй и четвертой дискретных разностей изучаемых величин твердости. Разности подсчитывались для двух последовательно полученных вдоль оси x образца результатов измерений. При этом анализировались соседние локальные участки в интервале 100...400 мкм. Как известно, для функциональных зависимостей разности являются конечными аналогами дифференциалов, а значит и соответствующих им производных, характеризующих темпы изменения изучаемой функции.

Автокорреляционные функции имеют радиус затухания $R \approx 0{,}3$ мм, превышающий на по-

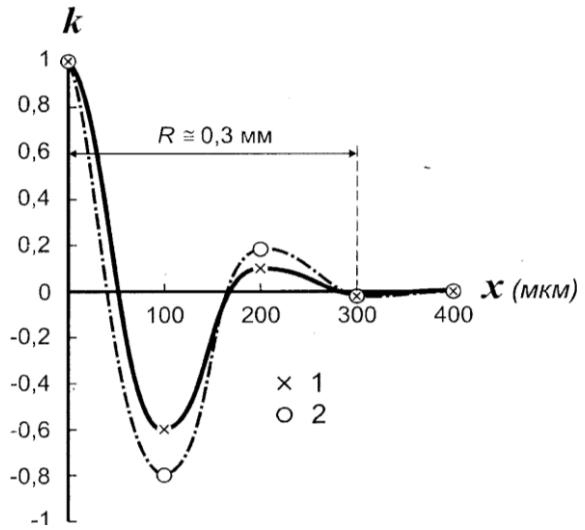


Рис. 2. Автокорреляционные функции для второй (*1*) и четвертой (*2*) разностей величин локальной твердости стали 17ГС

рядок мезоуровень (D). Этот факт (то есть факт корреляции в соседних ближайших макрообъемах темпов изменения повреждений мезомасштабного уровня) позволяет предположить, что поврежденность материала после его многолетней эксплуатации не исчерпывается только стохастическим характером, но имеет еще и детерминированную составляющую.

Учитывая нашу гипотезу о физическом смысле повреждений на уровне ~D, будем считать, что *обнаруженная корреляция отражает взаимодействие (на радиусе R) между собой полей макронапряжений от локальных трещин*, рассеянных случайным образом по структуре стали после ее эксплуатации. Возникновение в поврежденном материале таких взаимодействующих внутренних макрополей и суммирование их с полем напряжений от внешних силовых факторов должно существенно отразиться на его механическом поведении (в особенности при циклических нагрузках !).

Результаты усталостных испытаний, полученных на макромасштабном уровне

На рис. 3 для двух материалов приведены экспериментально определенные кривые усталости и накопленных деформаций. Граница

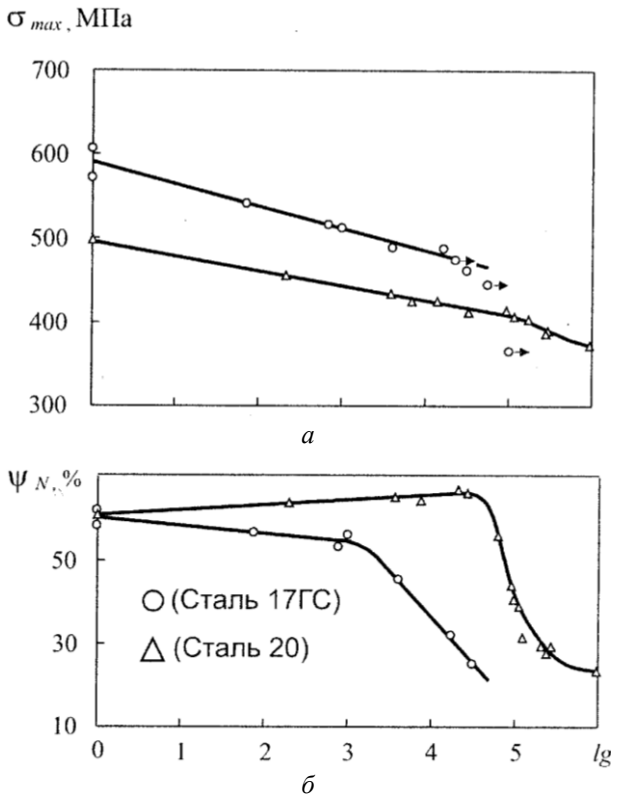


Рис. 3. Кривые Вёлера (*а*) и накопленных деформаций (*б*) для двух исследованных сталей

квазистатической области разрушений, принимаемая по условию $\psi_N/\psi = 1/2$, для стали 17ГС составляет ~$10^3...10^{4.5}$ циклов. В этом диапазоне для нее наблюдается резкое падение пластичности (рис. 3, *б*). Такое достаточно раннее падение пластичности при циклических разрушениях в малоцикловой области усталости не характерно для малоуглеродистых сталей феррито-перлитного класса, к которым относится эта сталь, и наблюдается при меньшем N, чем, например, у стали 20 (близкой по структуре и фазовому составу к 17ГС), но испытанной без предварительной эксплуатации.

Обнаруженный экспериментально факт более раннего исчерпания сталью 17ГС пластичности объясняется, по нашему мнению, наличием в структуре этой стали повреждений, полученных в процессе ее эксплуатации в составе нефтепровода. Эти повреждения интенсифицируют при циклических нагрузках охрупчивание материала, которое не может не отразиться на его пластичности. Охрупчивание сопровождается также и большим снижением циклической прочности. Сравнение со сталью 20 (рис. 3, *а*) показало следующее. Если на базе разрушающего числа циклов $N = 10^4$ падение прочности по отношению к статической для стали 20 составляет около 15 %, то сталь 17ГС (после эксплуатационного повреждения в составе нефтепровода) имеет падение на той же базе N уже порядка 20 %.

Диагностика остаточного резерва пластичности

Поскольку прямые статические испытания образцов, вырезанных из поврежденной стали 17ГС, не показали статистически значимого падения пластичности, в настоящем исследовании разработан косвенный метод оценки такого падения, ожидаемого на основании приведенного выше анализа. Используя полученные данные, можно предложить следующую процедуру количественной оценки пластичности материала в процессе эксплуатации, то есть процедуру мониторинга пластичности. Для этого используем уравнение эмпирической линии регрессии, связывающее пластичность ψ материала и границу долговечности $N_{0,5}$ квазистатических разрушений.

По нашим данным, $\lg N_{0,5} = 4,2$ (рис. 3, *б*) и тогда из формулы $N_{0,5} = 140 \cdot \exp(10,3 \cdot \psi)$ [6]

получаем оставшуюся после эксплуатации *реальную пластичность*:

$$\psi = (\lg N_{0,5} - p \cdot \ln 140)/10,3 \cdot p = 0,459 \approx 46\ \%$$

(p – отношение десятичного логарифма к натуральному). Поскольку пластичность (без предварительных повреждений) для этой марки находится на уровне ~ 61 %, остаточный резерв пластичности поврежденной стали 17ГС составляет ~ 0,75 от этого значения. Естественно, что достоверность такого прогноза существенно зависит как от объема выборки, на которой получено уравнение линии регрессии $N_{0,5} = f(\psi)$, так и от надежности эмпирического графика падения пластичности $(\psi_N - \lg N)$ для исследуемого материала. Современными статистическими методами анализа экспериментальных данных [3] этот уровень достоверности количественно оценивается.

Проведенное исследование позволяет сделать следующие в ы в о д ы .

1. Наличие повреждений стохастически-детерминированного характера, косвенно обнаруженных в стали 17ГС корреляционным анализом темпов изменения значений локальной твердости, обусловливает снижение реальной пластичности материала в процессе эксплуатации.

2. Остаточный резерв пластичности может быть рассчитан (диагностирован) с контролируемым уровнем достоверности по известным эмпирическим зависимостям.

3. Дальнейшая эксплуатация элементов нефтегазового комплекса, очевидно, допустима только в том случае, когда реальная пластичность материала конкретного элемента оказывается не ниже предельно допустимой (нормативной) величины, определение которой представляет самостоятельную задачу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Филин, А. П.* Прикладная механика твердого деформируемого тела. Т. 1 / А. П. Филин. – М.: Наука, 1975. – 832 с.

2. *Глазов, В. М.* Микротвердость металлов и полупроводников / В. М. Глазов, В. Н. Вигдорович. – М.: Металлургия, 1969. – 248 с.

3. *Степнов, М. Н.* Статистические методы обработки результатов механических испытаний: Справочник / М. Н. Степнов. – М.: Машиностроение, 1985. – 232 с.

4. *Богачев, И. Н.* Введение в статистическое металловедение / И. Н. Богачев, А. А. Вайнштейн, С. Д. Волков. – М.: Металлургия, 1972. – 216 с.

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 (29). – С. 364–372.

6. *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.

УДК 539.4.015/019

Л. В. Кукса *– д-р техн. наук,* ***Л. М. Арзамаскова*** *– канд. техн. наук,* ***Е. Е. Евдокимов*** *– канд. техн. наук*

МЕТОДЫ РАСЧЕТА ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ АНИЗОТРОПИИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, МАСШТАБНЫХ И ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет (e-mail: its@vgasu.ru)

Представлены разработки методов расчета элементов конструкций на основе физико-механических моделей структурно-неоднородных тел.

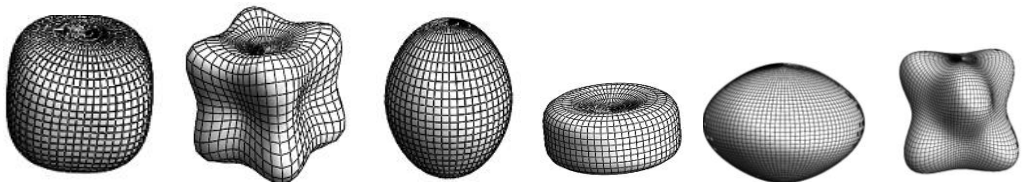
Workings out of methods of calculation of elements of designs on the basis of physicomechanical models of structurally-non-uniform bodies are presented.

Ключевые слова:структурно-неоднородные материалы, анизотропия, векториальные модели, масштабный эффект, эпюры нормальных напряжений.

Keywords: structurally non-uniform materials, anisotropy, vectorial models, scale effect, epure of normal pressure

В разработке методов расчета структурно-неоднородных материалов элементов конструкций большое значение имеет учет их реальных свойств [1]. Классические представления о сплошном, однородном, изотропном, линейно-упругом теле [2] в большинстве случаев уже не удовлетворяют практику, так как почти все материалы, применяемые в машиностроении и строительстве, – металлы и сплавы с неоднородной поликристаллической структурой, бетон, кирпич, дерево, различного рода армированные пластики являются композиционными материалами, обладающими анизотропией физико-механических свойств [3, 4], что обусловливает необходимость исследования их роли в анизотропии физико-механических свойств.

Разработаны методы исследования анизотропии физико-механических свойств, включающими следующие вопросы: вопросы построения векториальных моделей упругих свойств кубических, гексагональных и тригональных кристаллов и на их основе определение характеристик анизотропии различными методами, включающими статистические методы; вопросы пластической анизотропии на основе исследования микронеоднородности де-



а *б* *в* *г* *д* *е*

Рис. 1. Векториальные модели модуля упругости *E* для кубических кристаллов:
а – алюминия; *б* – железа; гексагональных кристаллов: *в* – титана; *г* – цинка; *д* – кварца; *е* – тригонального кристалла кварца

формаций на различных базах измерения и ее оценки с помощью коэффициента вариации; вопросы прочностной анизотропии на основе исследования микротвердости большого числа зерен при малой нагрузке на индентор.

Для построения векториальных моделей использовалась сферическая система координат. Длина радиуса-вектора вычислялась в зависимости от долготы φ и широты θ, задаваемых с определенными интервалами [7]. Векториальные модели модуля Юнга кристаллов с различными типами решеток – кубической, гексагональной и тригональной – показаны на рис. 1, из рассмотрения которых можно судить о высокой анизотропии упругих свойств. Для изотропного материала векториальные модели представляют собой сферическую поверхность, так как упругие свойства не зависят от направления. Для анизотропных материалов векториальные модели позволяют определить направления по отношению к кристаллографическим осям, для которых значения модуля Юнга являются экстремальными.

Анизотропия пластических свойств, то есть их различие в разных направлениях, связана с тем, что деформирование происходит в результате сдвиговых процессов по наиболее плотноупакованным кристаллографическим плоско-

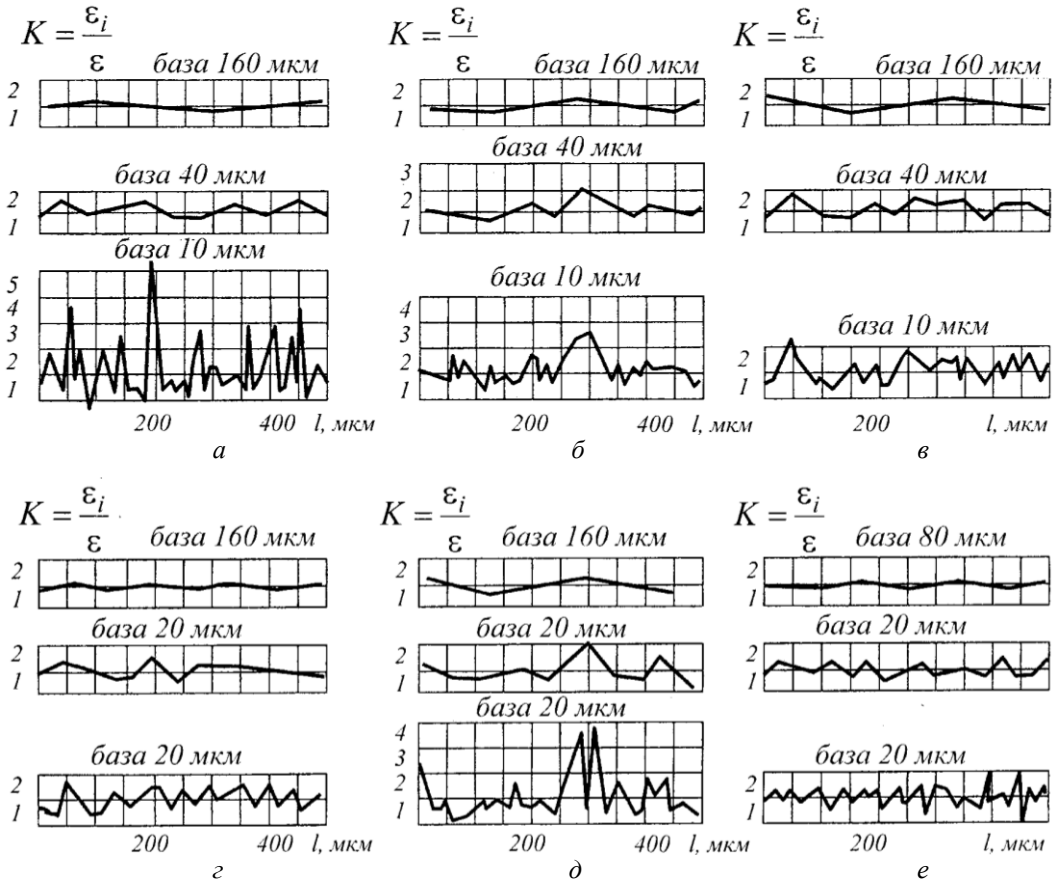


Рис. 2. Графики микронеоднородной деформации, построеные для различных баз измерений:
а – монокристалл алюминия; *б* – поликристаллический алюминий; *в* – технически чистое железо; *г* – технически чистая медь; *д* – технически чистый титан; *е* – сталь У7 (структура сорбита)

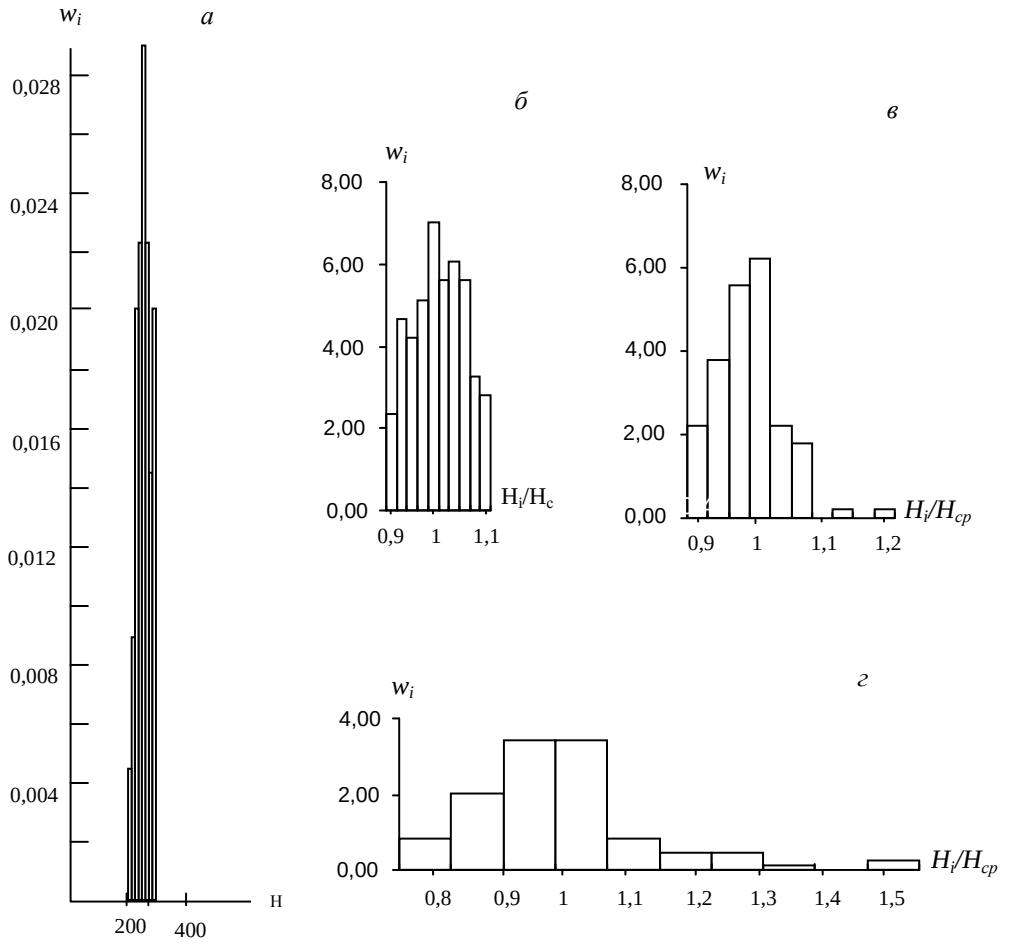


Рис. 3. Гистограммы распределения микротвердости монокристалла алюминия и поликристаллических материалов, измеренной в центре зерна, при нагрузке 0,1*H*:
а – монокристалл алюминия, *б* – медь, *в* – железо, *г* – титан

стям и направлениям. Разработанная методика измерения деформаций на весьма малых базах с наименьшей базой в 10 мкм позволяет исследовать микронеоднородность пластической деформации реальных мелкозернистых поликристаллов, то есть устанавливать различия в деформациях для различных микроучастков (рис. 2). Микронеоднородность пластической деформации проявляется в результате взаимодействия различно ориентированных кристаллитов (зерен), по уровню которой можно судить о степени анизотропии пластических свойств.

Анизотропия прочностных свойств, под которой понимается различие в сопротивлении пластическому деформированию для различно ориентированных зерен, оценивалась с помощью определения микротвердости (рис. 3).

Выполнено обоснование расчетной физико-механической модели, построенной на основе рассмотрения структурно-неоднородного поликристаллического материала на различных уровнях [4, 5]: 1) на уровне отдельного зерна; 2) группы зерен, образующих наименьший объем поликристалла, который можно наделить осредненными свойствами макрообъема; 3) на уровне, определяемом характерными размерами рассчитываемого элемента конструкции.

Проведены исследования масштабных эффектов упругих, пластических и прочностных свойств. Метод исследования масштабного эффекта упругих свойств основан на осреднении упругих свойств отдельных объемов поликристалла с различным количеством зерен и вычислением коэффициентов вариации (рис. 4).

Изучение масштабного эффекта упругих свойств показывает, что для исследования однофазных кубических и гексагональных металлов количество зерен для минимального объема, который можно наделить осредненными свойствами, может быть принято приближенно от 25 до 50 в зависимости от анизотропии упругих свойств [6].

Метод исследования масштабного эффекта пластических свойств основан на построении

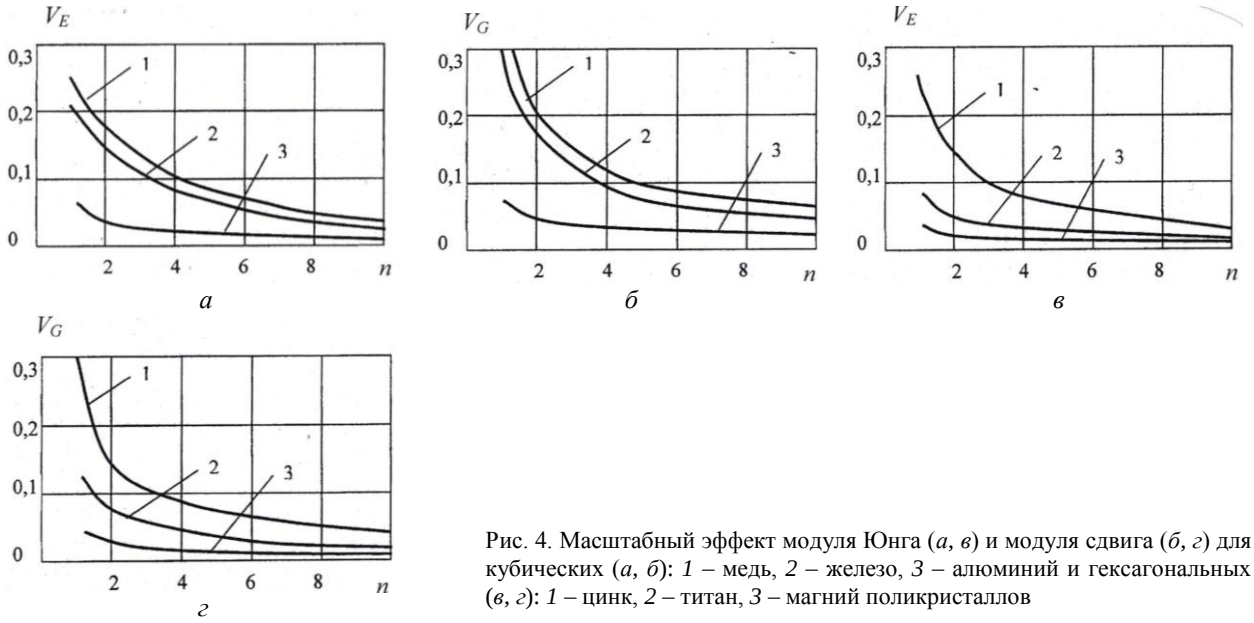


Рис. 4. Масштабный эффект модуля Юнга (*а*, *в*) и модуля сдвига (*б*, *г*) для кубических (*а*, *б*): *1* – медь, *2* – железо, *3* – алюминий и гексагональных (*в*, *г*): *1* – цинк, *2* – титан, *3* – магний поликристаллов

графиков зависимости коэффициентов вариации, характеризующей уровень микронеоднородности деформации от базы измерения деформаций участков *b*, деленной на размер зерна *d*, то есть от отношения *b/d*. Эта зависимость аппроксимируется прямой линией в полулогарифмических координатах (рис. 5). Минимальный объем поликристалла, который можно наделить осредненными пластическими свойствами, представляется в виде куба с ребром *l*, равным размеру базы, полученному при экстраполяции прямых на весьма малые значения коэффициента вариации *v*=0,05–0,1. Экстраполяция прямых дает следующие значения: для меди $l_м$=(3–4)*d*, железа $l_ж$=(5–8)*d*, титана $l_т$ = = (12–16)*d*.

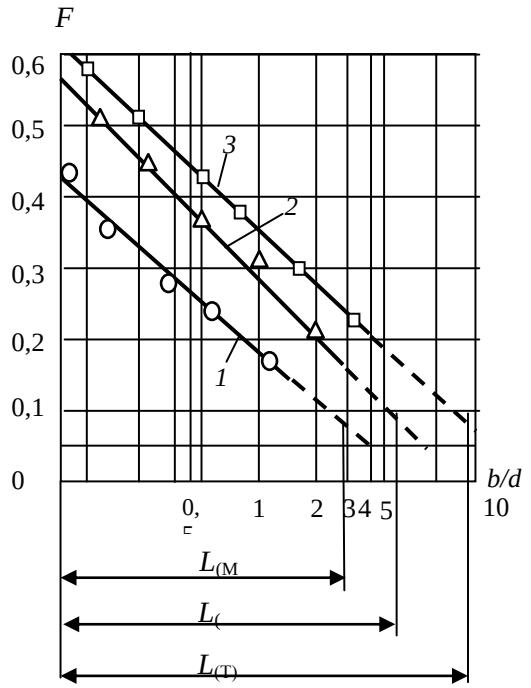


Рис. 5. График зависимость коэффициента вариации от отношения *b/d*:
1 – медь, *2* – железо, *3* – титан

Сопоставление размеров минимальных объемов, полученных при осреднении упругих и пластических свойств, показывает, что они могут иметь различные значения для одного и того же металла, что может быть объяснено особенностями механизма пластической деформации в зависимости от вида кристаллической решетки [1], условиями взаимодействия отдельных микрообъемов, а также имеющим место различием в механизмах упругой и пластической деформации металлов.

Метод оценки масштабного эффекта прочностных характеристик основан на измерениях твердости и микротвердости металлов с использованием в качестве индентора алмазной пирамиды при различной нагрузке на индентор и вычислении коэффициента вариации, характеризующего разброс значений миктротвердости (твердости) в зависимости от числа зерен, попавших в площадь поверхности пирамидального отпечатка (табл. 1).

Разработанный метод расчета элементов конструкций из структурно-неоднородных материалов позволяет исследовать концентрацию напряжений в пластинах ограниченных размеров, ослабленных различными геометрическими факторами концентрации напряжений. В частности, рассматривалась пластины ограничен-

Таблица 1

Изменение коэффициента вариации v_H и коэффициента анизотропии твердости K_H в зависимости от числа зерен в стороне пирамидального отпечатка

Наименование металла	Число зерен в стороне основания пирамидального отпечатка	v_H	K_H
Медь	Отпечаток в центре зерна	0,055	1,24
	2	0,041	1,12
	6	0,008	1,03
Железо	Отпечаток в центре зерна	0,063	1,39
	2	0,044	1,14
	5	0,011	1,03
Титан	Отпечаток в центре зерна	0,149	2,16
	4	0,037	1,10
	6	0,034	1,08
Сталь (феррит + перлит)	Отпечаток в центре зерна	0,132	1,76
	2	0,042	1,17
	6	0,038	1,13
	16	0,020	1,04
Сталь (сорбит)	Отпечаток в центре зерна	0,072	1,21
	6	0,041	1,12
	22	0,028	1,08

ных размеров 100x100 мм, ослабленные круговым и эллиптическим отверстием с отношением полуосей a/b=2, материал пластины – монокристаллы различных металлов.

Эпюры нормальных напряжений, построенные по результатам расчета пластин из алюминия и меди при одноосном напряженном состоянии, приведены на рис. 6. Ориентация кубических кристаллов в направлении наименьшего значения модуля Юнга приводит к уменьшению растягивающих напряжений (рис. 6, *а*, *в*), при этом чем более анизотропным является металл, тем значительнее уменьшаются коэффициенты концентрации напряжений: для алюминия $\alpha_{\sigma_y} = 4{,}62$, для меди – $\alpha_{\sigma_y} = 3{,}68$ (что меньше по сравнению с изотропным решением на 6,3 % и 25,4 % соответственно). Ориентация кубических кристаллов в направлении наибольшего значения модуля Юнга приводит к повышению значений растягивающих напряжений (рис. 6, *б*, *г*), при этом наибольшее значение коэффициента концентрации наблюдается для пластины, выполненной из меди (α_{σ_y} = = 7,21, что больше на 46,1 % по сравнению с изотропным решением).

Анализируя рис. 6, можно отметить, что распределение напряжений σ_x для пластины с эллиптическим отверстием имеет незначительные отклонения от распределения напряжений, полученных для изотропного тела, что характерно и для пластины, ослабленной круглым отверстием.

Результаты расчетов значений коэффициентов концентрации α_{σ_y} и α_{σ_x} при чистом сдвиге приведены в табл. 2 и 3.

Таблица 2

Значения коэффициентов концентрации напряжений при чистом сдвиге для пластины с круглым отверстием

Ориентация кристаллов в направлении	α_σ	Алюминий	Железо	Медь
$E_{\min}$	α_{σ_y}	3,881	3,431	3,274
	α_{σ_x}	3,802	3,38	3,233
$E_{\max}$	α_{σ_y}	4,229	5,024	5,548
	α_{σ_x}	4,02	4,214	4,294

Таблица 3

Значения коэффициентов концентрации напряжений при чистом сдвиге для пластины с эллиптическим отверстием

Ориентация кристаллов в направлении	α_σ	Алюминий	Железо	Медь
$E_{\min}$	α_{σ_y}	5,575	4,713	4,413
	α_{σ_x}	2,997	2,749	2,668
$E_{\max}$	α_{σ_y}	6,205	7,572	8,483
	α_{σ_x}	3,11	3,163	3,18

Для монокристаллов железа и меди наблюдается значительная зависимость коэффициентов концентрации напряжений от ориентации кристаллов. Например, в зависимости от ориентации кристаллов коэффициент концентрации для меди уменьшается на 18 % и 27 % или увеличивается на 39 % и 41,2 % для пластин с круглым и эллиптическим отверстием соответственно.

В общем случае значения коэффициентов концентрации напряжений в пластинах, выполненных из монокристаллов различных металлов, в зависимости от анизотропии упругих свойств могут принимать значения, существенно отличающиеся от решений, полученных для изотропного тела.

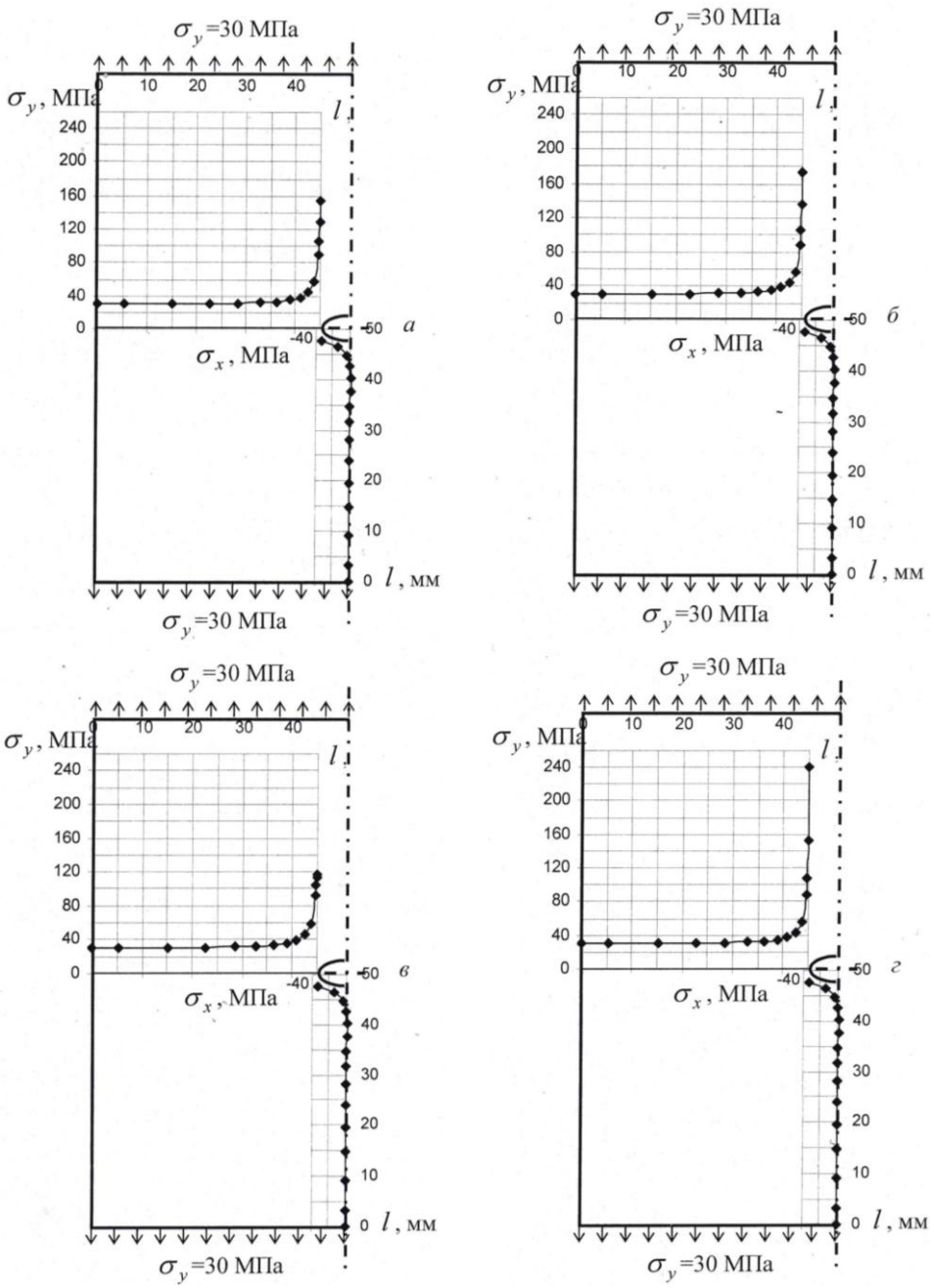


Рис. 6. Эпюры нормальных напряжений для пластины, ослабленной эллиптическим отверстием: *а*, *б* – из алюминия, *в*, *г* – из меди. Ориентация кристаллов в направлении $E_{\min}$ (*а*, *в*) и $E_{\max}$ (*б*, *г*)

Приведенные результаты исследований показывают перспективность и целесообразность дальнейшей разработки методов расчета элементов конструкций на основе физико-механических моделей структурно-неоднородных тел.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. *Безухов, Н. И.* Приложение методов теории упругости и пластичности к решению инженерных задач / Н. И. Безухов, О. В Лужин. – М.: Высшая школа. 1974. – 200 с.

3. *Ашкенази, Е. К.* Анизотропия конструкционных материалов / Е. К Ашкенази, Е. В. Ганов. – Л.: Машиностроение, 1980. –247 с.

4. *Болотин, В. В.* Механика многослойных конструкций / В. В. Болотин, Ю. Н. Новичков. – М.: Машиностроение, 1980. – 375 с.

5. *Кукса, Л. В.* Методы расчета элементов конструкций на основе построения физико-механических моделей структурно-неоднородных материалов / Л. В. Кукса,

Л. М. Арзамаскова, Е. Е. Евдокимов, А. В. Сергеев // Материалы IX Всероссийского съезда по теоретической и прикладной механике. – Нижний Новгород, 2006. – Т. 3. – С. 19–20.

6. *Ломакин, В. А.* Масштабный эффект упругих свойств поликристаллических материалов / В. А. Ломакин, Л. В. Кукса, Ю. А. Бахтин / Прикладная механика. – 1982. – № 9. – Т. 18. – С. 10–15.

7. *Кукса, Л. В.* Концентрация напряжений в элементах конструкций из изотропных и анизотропных структурно-неоднородных материалов / Л. В. Кукса, Е. Е. Евдокимов // Известия ВолгГТУ. – № 3. – Волгоград, 2007. – С. 81–85.

УДК 539.4.015/019

Л. В. Кукса *– д-р техн. наук,* ***А. В. Черепенников*** *– канд. техн наук*

МИКРОМЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ, СЖАТИИ И ИСПЫТАНИЯХ НА УСТОЙЧИВОСТЬ

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет (e-mail: its@vgasu.ru)

Приведены результаты исследований микромеханизма деформации и физико-механических свойств стали при различных испытаниях.

Results of researches of the micromechanism of deformation and physicomechanical properties of a steel are resulted at various tests.

Ключевые слова:поликристаллическая структура, микромеханизи деформации, критическое напряжение, площадка текучести.

Keywords: polycristallic structure, micromechanism of deformations, critical pressure, a fluidity platform.

При проектировании инженерных сооружений большую роль играет качество используемых металлических материалов (в частности, их механические свойства), которые в конечном счете и определяют поведение элементов конструкций при эксплуатации [1]. В зависимости от химического состава и способа термической обработки можно получить различные по размерам, форме и свойствам структурные составляющие, которые при взаимодействии между собой формируют механические свойства металлов [2, 3], поэтому является актуальным исследование микромеханизма деформации и физико-механических свойств стали при различных испытаниях.

Применение различных методов исследования микромеханизма деформации и физико-механических свойств

В настоящее время практически все металлы, применяемые в строительстве и машиностроении, обладают неоднородной поликристаллической структурой. Изучение микромеханизма деформации реальных мелкозернистых поликристаллических металлов требует применения малой базы измерения [2]. Наиболее удобным для исследования деформации реальных поликристаллических сплавов является метод реперных точек, с помощью которых может быть образована делительная сетка [2]. Применение метода реперных точек позволяет автоматизировать процесс их нанесения на поверхность металла, а также создает возможность для автоматизации процесса измерения и вычисления деформаций. Для нанесения реперных точек использовался микротвердомер ПМТ-3, установленный на независимый фундамент, имеющий механизм автоматического опускания индентора, при этом настройку нагружающего устройства можно выполнить при нагрузке 0,1 гс в отличие от рекомендованной 0,5 гс [4]. Это дает возможность получать четкие отпечатки при весьма малых нагрузках на индентор, что и обеспечивает возможность применения малой базы измерения 10 мкм.

С помощью микротвердомера уколами алмазной пирамиды на поверхности рабочей части образца наносится реперная линия, длина которой может составлять до 300 микроучастков с базой 10 мкм. Участки образца с реперными точками фотографируются на пленку в определенной строгой последовательности на микроинтерферометре МИИ-4 при увеличении около ×300, где фотографируется и интерференционная картина для наблюдения за изменением рельефа вдоль реперных точек и развитием деформации в зернах.

Деформация образца осуществляется рядом последовательных ступеней нагружения, при этом вычисляется деформация *i*-го микроучастка на первой и следующих ступенях нагружения:

$$\varepsilon_{i(1)} = \frac{l_{i(1)} - l_{i(0)}}{l_{i(0)}}, \quad \varepsilon_{i(2)} = \frac{l_{i(2)} - l_{i(1)}}{l_{i(1)}} \text{ и т. д.}, \qquad (1)$$

где $\varepsilon_{i(1)}$, $\varepsilon_{i(2)}$ – относительные деформации на первой и второй ступенях нагружения *i*-го микроучастка; $l_{i(0)}$, $l_{i(1)}$, $l_{i(2)}$ – длина *i*-го микроучастка (расстояние между реперными точками), соответственно до деформации, после первой и второй ступеней.

Для количественной оценки микронеоднородной деформации в целом использовали среднее квадратическое отклонение:

$$\sigma_{ск} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n}(\varepsilon_i - \overline{\varepsilon})^2}{n-1}}, \qquad (2)$$

а для оценки степени микронеоднородности деформации находили коэффициент вариации:

$$\upsilon = \sigma_{ск} / \overline{\varepsilon}, \qquad (3)$$

где $\overline{\varepsilon}$ – средняя деформация на длине реперной линии, $\sigma_{ск}$ – среднее квадратическое отклонение.

Измерение расстояний между реперными точками до и после деформации производится на негативах в проходящем свете на инструментальном микроскопе БМИ-1 при дополнительном увеличении ×10. Для измерения расстояний на негативах применяется также инструментальный микроскоп УМИ-2Ц с цифровым отсчетом.

Для исследования изменения геометрии поперечного сечения образца в процессе растяжения применялся метод измерения отклонений от диаметра окружности с помощью специального приспособления, снабженного индикатором часового типа с ценой деления 1 мкм (0,001мм). При этом испытуемые образцы изготавливались с допуском на отклонение по диаметру 0,001мм.

Для исследования упругих свойств стальных образцов применялся специально разработанный и изготовленный коленчато-рычажный индикаторный тензометр, обеспечивающий достаточно высокую точность измерения упругих деформаций.

Микромеханизм деформации на площадке текучести

Начальная стадия пластической деформации для сталей с содержанием углерода до 0,8 %, в состоянии после нормализации или отжига, характеризуется наличием горизонтального участка на машинной диаграмме (рис. 1), который называют площадкой текучести. При растяжении образца можно наблюдать верхний и нижний пределы текучести [5]. Верхний предел текучести соответствует достижению такого уровня напряжения, при котором начинается (рис. 1, *а*) развитие линий Чернова-Людерса [6], свидетельствующих о начале пластического течения. Нагрузка в этот момент падает, и на машинной диаграмме записывается зуб текучести (рис. 1, *б*).

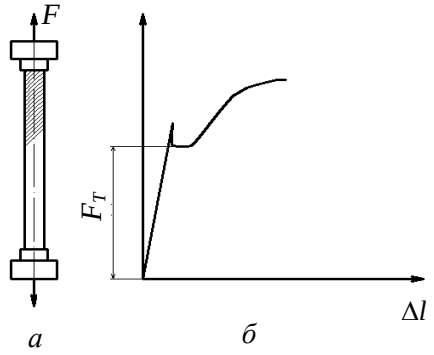


Рис. 1. Образование площадки текучести при деформировании образца из стали:
а – продвижение фронта пластической деформации; *б* – образование зуба текучести

Согласно диаграммам растяжения, исследование физико-механических свойств должно включать изучение предела пропорциональности $\sigma_{пц}$, предела текучести σ_T, и модуля Юнга E. Эти физико-механические характеристики, полученные в опытах на растяжение и сжатие, имеют одинаковые значения, так как кривые деформации для пластичных сталей имеют одинаковый вид при растяжении и сжатии [7]. В результате испытания образцов из стали 45 в нормализованном состоянии были записаны диаграммы (рис. 2), из которых видна идентичность начальных участков, при этом значения пределов текучести получились равными: на растяжение – $\sigma_T = 382$ МПа, на сжатие – $\sigma_T = 387$ МПа (процент расхождения составил 1,3 %).

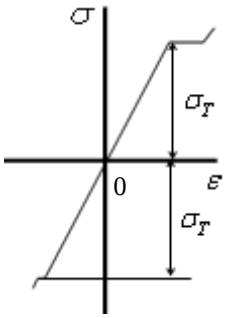


Рис. 2. Диаграммы испытаний на растяжение и сжатие для стали 45

При исследовании микромеханизма деформации на площадке текучести было установлено, что при растяжении стальных образцов, деформирующихся с образованием площадки текучести, фронт пластической деформации перемещается с образованием линий Чернова-Людерса (рис. 1, *а*) от одной из головок образца по всей длине рабочей части. Если в момент прохождения фронта пластической деформации остановить нагружение, то можно получить на одном образце пластически деформированную и недеформированную части, разделенные границей.

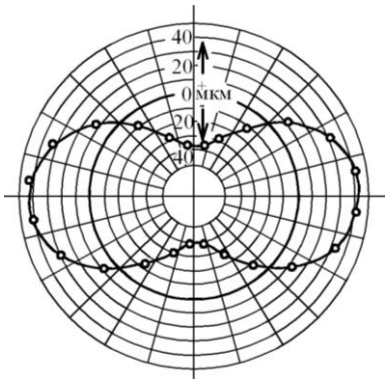


Рис. 3. Изменение круглого поперечного сечения после прохождения площадки текучести при растяжении образца из стали 10. Сплошной линией показаны отклонения от окружности для теоретического эллипса, окружностями – опытные точки

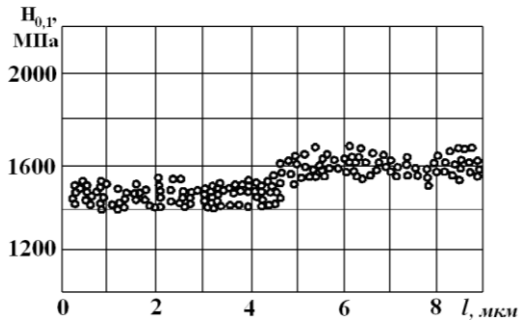


Рис. 4. Изменение микротвердости при прохождении площадки текучести в образце из стали 10 на границе раздела упругой и пластической деформации:
1 – в упругой зоне, *2* – в пластической зоне

В процессе прохождения пластической деформации происходит изменение формы первоначального круглого поперечного сечения образца в эллиптическое за счет массового параллельного сдвигообразования в зернах феррита под действием наибольших касательных напряжений (рис. 3).

Измерение микротвердости, являющейся косвенной характеристикой прочностных свойств микрообъемов, при переходе через границу раздела упругой и пластической деформации выявляет скачкообразный ее рост на 130 МПа (рис. 4).

На основе измерений деформаций в процессе нагружения установлено, что если максимальное напряжение ни разу не превышало верхнего предела текучести, то материал образца с высокой степенью точности следует закону Гука (прямые *1* на рис. 5, *а, б*). Если установить тензометр на той части образца, где пластическая деформация уже прошла, то измеряемая величина мгновенного модуля $E_м$ (касательного модуля $E_к$) будет существенно зависеть от уровня напряжений (прямые *2* на рис. 5, *а, б*). Происходит уменьшение значения модуля Юнга. Так, для стали 20 при напряжениях, близких к началу пластического деформирования, при повторном нагружении $\sigma = 240$МПа, $E \approx 175$ГПа, а для стали 45 при $\sigma = 320$МПа, $E \approx 140$ГПа. Уменьшение модуля Юнга при нагружении после прохождения площадки текучести для стали 45 происходит более резко, что отражается большим углом наклона прямой *2* к прямой *1* (рис. 5, *б*) по сравнению с углом наклона прямой *2* к прямой *1* на рис. 5, *а* для стали 20. Это связано с более высоким уровнем микронеоднородной деформации для стали 45 (рис. 6).

Применение различных методов исследования деформации образцов на площадке текучести позволяет сделать вывод о том, что значения предела пропорциональности $\sigma_{пц}$ предела упругости $\sigma_{уп}$ и физического предела текучести $\sigma_Т$ одинаковы (равны между собой), так

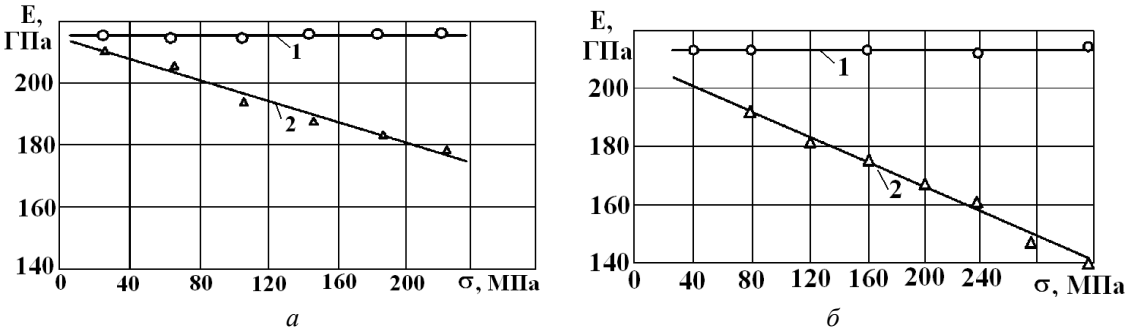


Рис. 5. Изменение величины мгновенного модуля упругости для стали 20 (*а*) и стали 45 (*б*) в состоянии после отжига при напряжениях, меньших предела текучести:
1 – до срыва зуба текучести; *2* – после срыва зуба текучести (для стали 20 $\sigma_Т$ = 290 МПа, для стали 45 $\sigma_Т$ = 380 МПа)

как вплоть до достижения $\sigma_т$ и образования площадки текучести деформация по одну сторону от границы раздела остается упругой и зависимость $\sigma - \varepsilon$ подчиняется закону Гука. Это приводит к необходимости дополнительных исследований зависимости критического напряжения от гибкости при испытаниях на устойчивость.

Микромеханизм деформации и физико-механические свойства стали в зависимости от химического состава и термической обработки

С целью изучения микромеханизма протекания деформации в зависимости от химического состава и термической обработки были проведены испытания на растяжение образцов, изготовленных из технического железа и углеродистых сталей различных марок: стали 10, 20, 45, У7 и У8.

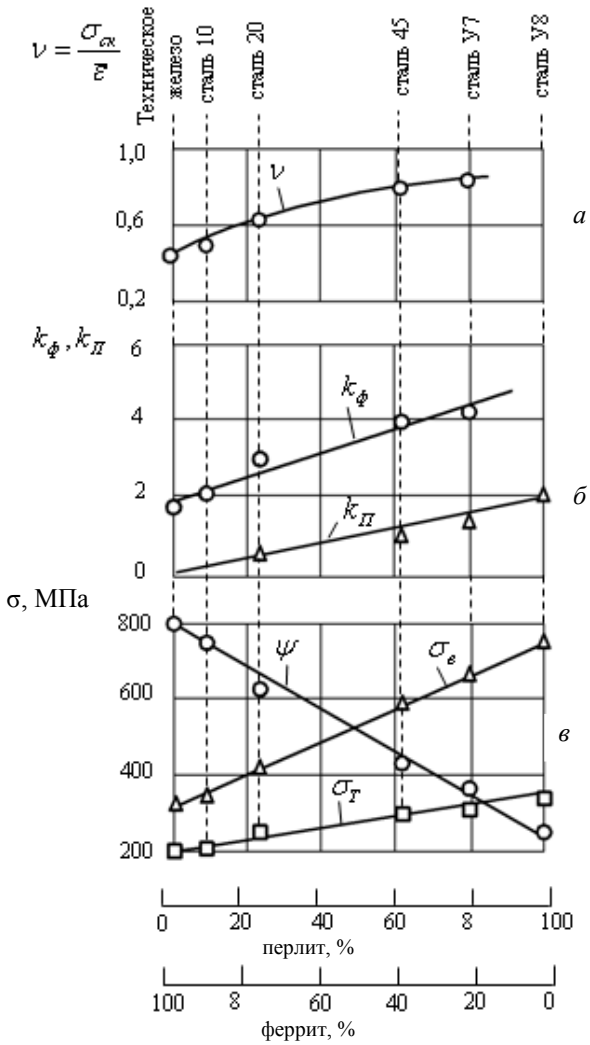


Рис. 6. Изменение характеристик микронеоднородной деформации и механических свойств сталей в зависимости от процентного содержания структурных составляющих: *а* – изменение коэффициента вариации *v*; *б* – изменение критериев локальности по ферриту $k_ф$ и перлиту $k_П$; *в* – изменение относительного остаточного сужения ψ, предела прочности $\sigma_в$ и предела текучести $\sigma_т$

Изучение микронеоднородной деформации производилось на базе 10 мкм, при этом определялись критерии локальности по ферриту и перлиту следующим образом:

$$k_Ф = \frac{\varepsilon_{Ф\max}}{\varepsilon_{Ш}}, \quad k_П = \frac{\varepsilon_{П\max}}{\varepsilon_{Ш}}, \qquad (4)$$

где $\varepsilon_{Ф\max}$ и $\varepsilon_{П\max}$ – максимальные значения деформаций соответственно ферритных и перлитных зерен, которые определялись по среднему уровню локальных всплесков пластической деформации; $\varepsilon_{Ш}$ – средняя деформация образца до разрушения.

Степень неоднородности деформации оценивалась с помощью коэффициента вариации *v*, который определялся по формуле (3).

С увеличением степени микронеоднородной деформации (рис. 6), оцениваемой с помощью коэффициента вариации *v* и критериев локальности по структурным составляющим ферриту $k_ф$ и перлиту $k_П$, существенно снижаются пластические свойства стали [2]. В тоже время повышение содержания перлита по сравнению с ферритом вызывает увеличение предела текучести $\sigma_т$ и временного сопротивления $\sigma_в$. С увеличением доли перлитных зерен неоднородность деформированного состояния возрастает не только у феррита ($k_ф$ изменяется от 1,7 до 4,2), но и перлита ($k_П$ изменяется от 0,3 до 2).

Зависимость критического напряжения от гибкости при испытаниях на устойчивость

С помощью разработанного устройства для испытания на устойчивость металлических образцов [8] были проведены испытания на устойчивость образцов из сталей 20, 45 с использованием универсальной испытательной машины Р-20. Результаты экспериментальных исследований представлены на рис. 7.

Если стержень достаточно короткий, то разрушение стержня происходит вследствие разрушения самого материала. Такое разрушение может иметь различный характер: хрупкое разрушение (например, в бетоне) или появление пластического течения (например, в сталях) [9].

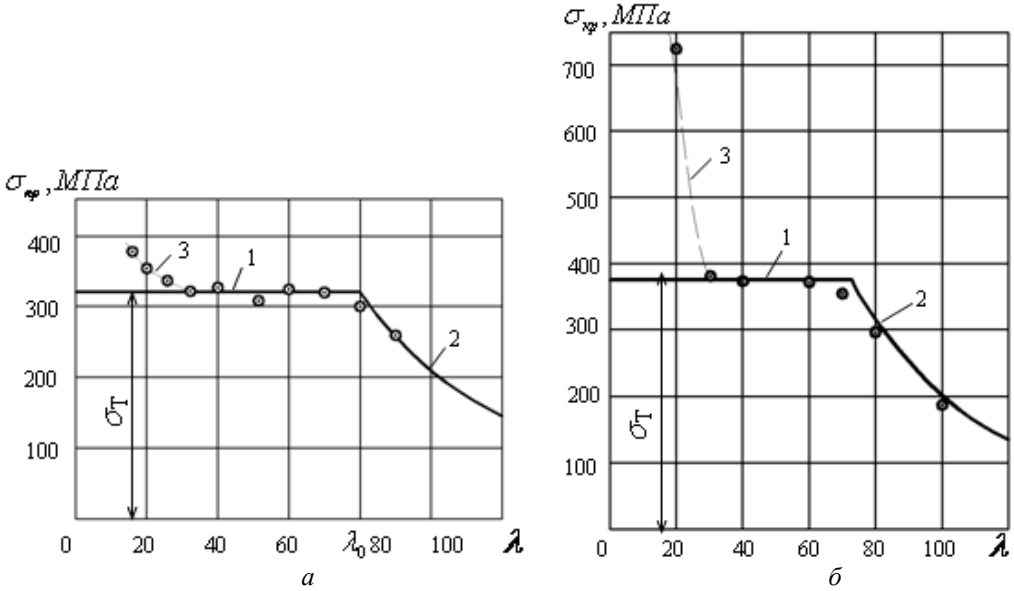


Рис. 7. Зависимости критических напряжений $\sigma_{кр}$ от гибкости λ:
а – для стали 20; *б* – для стали 45; прямая *1* – $\sigma_{кр} = \sigma_Т$; кривая *2* – $\sigma_{кр} = \pi^2 E/\lambda^2$; ○ – экспериментальные точки; кривая *3* – $\sigma_{кр}$ при малых значениях гибкости

Если иметь в виду, что для сталей, деформирующихся с образованием площадки текучести $\sigma_{пц} = \sigma_{упр} = \sigma_Т$, то линию *1* (рис. 7) можно продолжить до пересечения с кривой Эйлера, то есть в этом случае график зависимости критического напряжения $\sigma_{кр}$ от гибкости λ можно строить из двух частей. Это соответствует действительному виду зависимости $\sigma_{кр}$ от λ. Кривая *2* строится на основе вычисления значений критических напряжений по формуле Эйлера. Если гибкость стержня $\lambda < 12$, то потеря устойчивости не происходит. В этом случае наблюдается простое сжатие до больших значений усилий. Для стержней, гибкость которых лежит в пределах $\lambda \approx 12 - 35$, потеря устойчивости при упруго-пластическом деформировании происходит тогда, когда критические напряжения $\sigma_{кр}$ превышают предел текучести (рис. 7, кривые *3*). Увеличение длины испытываемых образцов при значении гибкости от $\lambda \approx 35$ до $\lambda = \lambda_0$ приводит к тому, что потеря устойчивости происходит при значении $\sigma_{кр}$, равном пределу текучести. При $\lambda > \lambda_0$ стержень теряет устойчивость при критическом напряжении, определяемом по формуле Эйлера, причем ход кривых *2* (рис. 7) одинаков и зависит только от модуля упругости, который имеет близкие значения для стали 20 и стали 45 (рис. 5).

Результаты экспериментов для сталей 20, 45 (рис. 7) подтверждают вывод о том, что для сталей, деформирующихся с образованием площадки текучести, график зависимости критического напряжения $\sigma_{кр}$ от гибкости λ можно представлять состоящим из двух частей.

На основании приведенных результатов установлен действительный вид зависимости критического напряжения от гибкости, что необходимо для выполнения расчетов на устойчивость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Золоторевский, В. С.* Механические свойства металлов: учебник для вузов / В. С. Золоторевский. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.

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

3. *Кукса, Л. В.* Микронеоднородность деформации и механические свойства стали в зависимости от структуры при различных условиях испытания / Л. В. Кукса, А. В. Черепенников // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. научн. ст. № 3(29) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – С. 84–90. (Серия Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 1).

4. А.с. 627381 СССР, МКИ G01F3/42. Устройство для опускания индентора к микротвердомеру / Л. В. Кукса, В. А. Васильев. Заявлено 23.01.78. Опубликовано 30.07.82. БЮЛ. № 28

5. *Надаи, А.* Пластичность / А. Надаи. – М.: Главная редакция общетехнической литературы. 1936. – 280 с.

6. *Гурьев, А. В.* Исследование границы раздела упругой и пластической деформации в стали / А. В. Гурьев,

Л. В. Кукса // Физика металлов и металловедение. – 1966. – Т. 21. – Вып. 1. – С. 116–124.

7. *Гурьев, А. В.* О построении действительной кривой упрочнения металлов по испытаниям на растяжение и сжатие / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса // Заводская лаборатория. – 1964. – Т. 30. – Вып. 10. – С. 1258–1259.

8. Патент №2289804 РФ, МПК G01N 3/02. Устройство для испытания на устойчивость металлических образцов / Кукса Л. В., Черепенников А. В. Опубл. 20.12.2006. Бюл. № 35

9. *Александров, А. В.* Сопротивление материалов / А. В. Александров, В. Д. Потапов, Б. П. Державин. – М.: Высшая школа, 2001. – 560 с.

УДК 539.4.015/019

Л. В. Кукса *– д-р техн. наук,* ***В. И. Клименко*** *– канд. техн. наук*

ФОРМИРОВАНИЕ МАТРИЦЫ УПРУГИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ТЕКСТУРЫ

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет (e-mail: its@vgasu.ru)

В статье приведены расчетная модель и упругие свойства на трех уровнях поликристаллического материала: микро, мезо и макро.

In article the settlement model and elastic properties at three levels of a polycrystalline material are resulted: micro, meso and macro.

Ключевые слова: деформация, анизотропия,расчетная модель, конечно-элементная модель, упругие свойства.
Keywords: deformation, anisotropy, settlement model, is final-element model, elastic properties.

Учет реальных свойств материалов имеет большое значение в развитии механики деформируемого твердого тела. Исследования монокристаллов показывают, что их механические свойства анизотропны даже для кристаллов с кубической решеткой; для материалов с другими типами решеток эта анизотропия может быть выражена еще более ярко. Может показаться, что эффект анизотропии можно легко устранить в поликристаллическом материале, если добиться полностью беспорядочной ориентировки кристаллов. Однако ни формирование отожженной поликристаллической структуры в процессе первичной обработки слитка, ни дальнейшая рекристаллизация на различных стадиях деформации или после ее завершения обычно не приводят к полностью беспорядочной ориентировке зерен. Если ориентировка зерен не беспорядочная, то в этом случае говорят о преимущественной ориентировке зерен или текстуре [1, 2].

Большинство процессов деформации имеет тенденцию к порождению анизотропии. Почти всегда в результате деформирования поликристаллического металла в большинстве кристаллитов, образующих металл, начинает преобладать определенное кристаллографическое направление или определенная кристаллографическая плоскость, располагающаяся параллельно направлению деформации [1].

Процесс прокатки можно представить в виде двух простых процессов деформации: сжатие в направлении, перпендикулярном плоскости прокатки, и растяжение в направлении прокатки. Для прокатки характерны определенное кристаллографическое направление, параллельное плоскости прокатки, и разброс относительно идеальной ориентировки, который уменьшается с возрастанием степени деформации.

Расчетная модель и упругие свойства

При построении расчетной модели используется рассмотрение материала на трех уровнях (рис. 1) [3]:

• микроуровень – самый нижний уровень структурной неоднородности, его масштаб равен размеру зерна в поликристаллическом агрегате или части размера зерна. Характерна наибольшая неоднородность напряженно-деформированного состояния;

• мезауровень – средний уровень, когда группа зерен поликристаллического агрегата образует минимальный объем, который можно наделить осредненными свойствами макрообъема;

• макроуровень – самый высокий уровень, определяется характерными размерами рассчитываемого элемента конструкции.

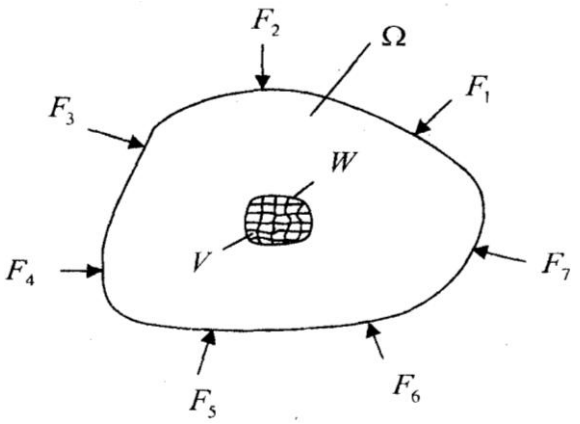


Рис. 1. Три уровня рассмотрения поликристаллического материала:
V – размер зерна (или части зерна) в поликристалле; *W* – минимальный объем поликристалла; Ω – характерный размер рассчитываемого элемента конструкций

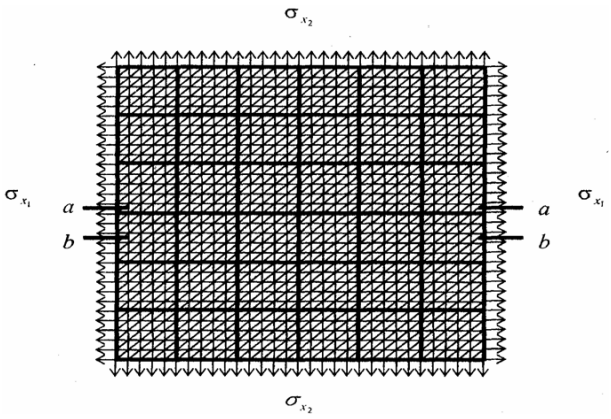


Рис. 2. Конечно-элементная модель поликристалла

На рис. 2 представлена конечно-элементная модель поликристалла.

Для расчета модели применяется метод конечных элементов (МКЭ). При использовании МКЭ формирование системы уравнений (1) включает вычисление матрицы жесткости всей конструкции (2) как сумму соответствующих n членов матриц жесткости отдельных элементов (3):

$$[K]\cdot\{\delta\}=\{P\} \qquad (1)$$

$$K_{sl}=\sum_{1}^{n}k_{ij} \qquad (2)$$

$$[k]=[D]^{T}\cdot[E_{\varepsilon}]\cdot[D]\cdot A\cdot t, \qquad (3)$$

где $[k]$ – матрица жесткости отдельного элемента; $[D]$ – некоторая прямоугольная матрица, элементы которой зависят от вида конечного элемента и координат рассматриваемой точки; $[E_{\varepsilon}]$ – матрица упругих свойств; A – площадь элемента; t – толщина элемента.

При использовании МКЭ формирование системы уравнений включает вычисление матрицы жесткости всей конструкции как сумму соответствующих n членов матриц жесткости отдельных элементов. Возможность применения МКЭ для расчета поликристалла связана с особенностями получения матрицы упругих свойств. Связь между напряжениями и деформациями анизотропного тела в тензорной форме задается зависимостями:

$$\sigma_{ij}=c_{ijkl}\cdot\varepsilon_{kl}; \qquad (4)$$

$$\varepsilon_{ij}=s_{ijkl}\cdot\sigma_{kl}. \qquad (5)$$

При изменении системы координат происходит поворот кристаллографических осей. Компоненты c'_{ijkl} и s'_{ijkl} для лабораторной системы координат определяются по правилам преобразования тензора четвертого ранга [4]:

$$c'_{ijll}=a_{im}\cdot a_{jn}\cdot a_{kp}\cdot a_{lq}\cdot c_{mnpq}; \qquad (6)$$

$$s'_{ijll}=a_{im}\cdot a_{jn}\cdot a_{kp}\cdot a_{lq}\cdot s_{mnpq}. \qquad (7)$$

Упругие свойства одного кристалла для анизотропного материала задаются значениями матриц упругих модулей c_{ij} и податливостей s_{ij}. Для кубических кристаллов (3 константы упругости) они имеют вид [3, 5]:

$$\begin{pmatrix} \tilde{n}_{11} & \tilde{n}_{12} & \tilde{n}_{12} & 0 & 0 & 0 \\ \tilde{n}_{12} & \tilde{n}_{11} & \tilde{n}_{12} & 0 & 0 & 0 \\ \tilde{n}_{12} & \tilde{n}_{12} & \tilde{n}_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \tilde{n}_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \tilde{n}_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \tilde{n}_{44} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} s_{11} & s_{12} & s_{12} & 0 & 0 & 0 \\ s_{12} & s_{11} & s_{12} & 0 & 0 & 0 \\ s_{12} & s_{12} & s_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & s_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & s_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & s_{44} \end{pmatrix}. \qquad (8)$$

$$c_{44}\neq\frac{1}{2}\cdot(c_{11}-c_{12}) \qquad s_{44}\neq 2\cdot(s_{11}-s_{12})$$

Используется правило перехода от матричных обозначений к тензорным; матрица направляющих косинусов рассчитывается с помощью углов Эйлера.

Модуль упругости E определяется по формуле [5]:

$$E=\frac{1}{s'_{11}}. \qquad (9)$$

Если переход осуществляется от кристаллографических осей, то:

$$s'_{11}=s_{11}-2\cdot\left[(s_{11}-s_{12})-\frac{1}{2}\cdot s_{44}\right]\times$$
$$\times\left(a_{11}^{2}\cdot a_{12}^{2}+a_{12}^{2}\cdot a_{13}^{2}+a_{13}^{2}\cdot a_{11}^{2}\right). \qquad (10)$$

Наличие анизотропии в поликристаллах может быть выражено в виде векториальных

моделей. Для ее получения необходимо рассмотреть все возможные направления ориентации кристаллов. Для кубического кристалла железа векториальная модель модуля упругости представлена на рис. 3:

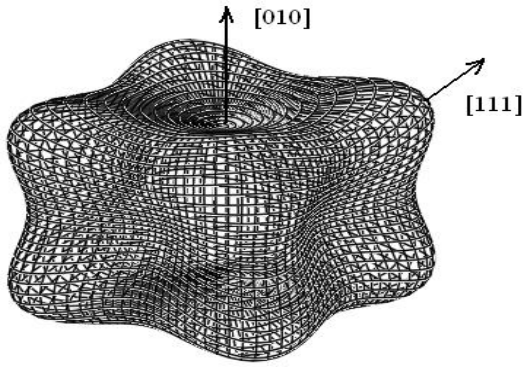


Рис. 3. Векториальная модель упругих свойств железа

Можно выделить направления с максимальным и минимальным модулями упругости. Например, для кубических кристаллов направление максимального модуля [111], а минимального [100]. По формулам (9) и (10) получаем $E_{\max}$ = 263,5ГПа, а $E_{\min}$ = 131,2ГПа.

Осреднение упругих свойств

Чтобы получить матрицу упругих свойств поликристалла необходимо производить осреднение для определенного числа зерен. Осреднение производились с помощью приближений Фойгта и Ройсса, которые образуют достаточно узкую вилку. Поэтому можно воспользоваться приближением Хилла, взяв среднее арифметическое или среднее геометрическое между приближениями Фойгта и Ройсса [6]:

$$\left\langle s_{ij} \right\rangle_H = \frac{1}{2} \cdot \left(\left\langle c_{ij} \right\rangle_V^{-1} + \left\langle s_{ij} \right\rangle_R \right). \qquad (11)$$

В металлах с объемно-центрированной кубической решеткой преобладает преимущественная ориентировка {001} (110) с плоскостью куба, параллельной плоскости прокатки [1] (рис. 4).

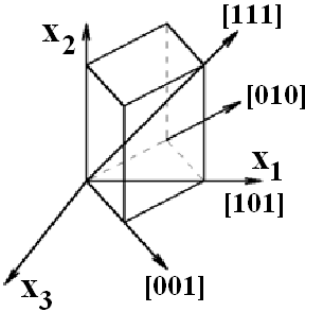


Рис. 4. Ориентировка кристалла:
x_1, x_2, x_3 – лабораторные оси координат;
1, 2, 3 – кристаллографические оси

Если принять небольшой разброс положений кристаллографических осей относительно преимущественного направления: 3^0, 5^0, 7^0, произвести расчет матриц упругих свойств и их осреднение по Хиллу и посчитать значение модуля Юнга, получим следующие результаты (см. таблицу):

Показатели	3^0	5^0	7^0
10 зерен	219,3	219,6	221,6
100 зерен	219,5	219,9	220,0

Для одного зерна E = 219,3 ГПа.

За исходные значения для расчета принимались следующие упругие постоянные:

$$c_{11} = 22{,}8 \cdot 10^{10}\ \ddot{I}\ \grave{a}; \qquad s_{11} = 0{,}762 \cdot 10^{-11}\ \ddot{I}\ \grave{a}^{-1};$$
$$\tilde{n}_{12} = 13{,}2 \cdot 10^{10}\ \ddot{I}\ \grave{a}; \qquad s_{12} = -0{,}279 \cdot ;10^{-11}\ \ddot{I}\ \grave{a}^{-1}$$
$$\tilde{n}_{44} = 11{,}65 \cdot 10^{10}\ \ddot{I}\ \grave{a}; \qquad s_{44} = 0{,}858 \cdot 10^{-11}\ \ddot{I}\ \grave{a}^{-1}.$$

Ниже приведены полученные значения осредненной матрицы упругих свойств.

Осреднение по Ройссу матрицы упругих податливостей:

$$Sr = \begin{pmatrix} 4.582 \times 10^{-12} & -2.715 \times 10^{-12} & 1.73 \times 10^{-13} & 2.257 \times 10^{-14} & 2.369 \times 10^{-14} & 7.119 \times 10^{-14} \\ -2.715 \times 10^{-12} & 7.499 \times 10^{-12} & -2.744 \times 10^{-12} & -3.895 \times 10^{-14} & 6.021 \times 10^{-14} & -1.754 \times 10^{-13} \\ 1.73 \times 10^{-13} & -2.744 \times 10^{-12} & 4.611 \times 10^{-12} & 7.825 \times 10^{-15} & -7.374 \times 10^{-14} & 1.042 \times 10^{-13} \\ 2.257 \times 10^{-14} & -3.895 \times 10^{-14} & 7.825 \times 10^{-15} & 8.763 \times 10^{-12} & 1.188 \times 10^{-13} & -4.068 \times 10^{-12} \\ 2.369 \times 10^{-14} & 6.021 \times 10^{-14} & -7.374 \times 10^{-14} & 1.188 \times 10^{-13} & 2.043 \times 10^{-11} & 1.17 \times 10^{-13} \\ 7.119 \times 10^{-14} & -1.754 \times 10^{-13} & 1.042 \times 10^{-13} & -4.068 \times 10^{-12} & 1.17 \times 10^{-13} & 8.881 \times 10^{-12} \end{pmatrix}$$

Осреднение по Фойгту матрицы упругих податливостей:

$$Sv = \begin{pmatrix} 4.496\times10^{-12} & -2.633\times10^{-12} & 1.693\times10^{-13} & 2.045\times10^{-14} & -1.947\times10^{-14} & 1.004\times10^{-13} \\ -2.633\times10^{-12} & 7.334\times10^{-12} & -2.668\times10^{-12} & -3.759\times10^{-14} & 1.342\times10^{-13} & -1.978\times10^{-13} \\ 1.693\times10^{-13} & -2.668\times10^{-12} & 4.531\times10^{-12} & 1.714\times10^{-14} & -1.147\times10^{-13} & 9.746\times10^{-14} \\ 2.045\times10^{-14} & -3.759\times10^{-14} & 1.714\times10^{-14} & 8.661\times10^{-12} & 1.875\times10^{-13} & 5.295\times10^{-14} \\ -1.947\times10^{-14} & 1.342\times10^{-13} & -1.147\times10^{-13} & 1.875\times10^{-13} & 1.996\times10^{-11} & 4.111\times10^{-14} \\ 1.004\times10^{-13} & -1.978\times10^{-13} & 9.746\times10^{-14} & 5.295\times10^{-14} & 4.111\times10^{-14} & 8.726\times10^{-12} \end{pmatrix}$$

Среднее арифметическое значение, осреднение по Хиллу:

$$\frac{Sr + Sv}{2} = \begin{pmatrix} 4.539\times10^{-12} & -2.674\times10^{-12} & 1.711\times10^{-13} & 2.151\times10^{-14} & 2.111\times10^{-15} & 8.578\times10^{-14} \\ -2.674\times10^{-12} & 7.416\times10^{-12} & -2.706\times10^{-12} & -3.827\times10^{-14} & 9.721\times10^{-14} & -1.866\times10^{-13} \\ 1.711\times10^{-13} & -2.706\times10^{-12} & 4.571\times10^{-12} & 1.248\times10^{-14} & -9.424\times10^{-14} & 1.009\times10^{-13} \\ 2.151\times10^{-14} & -3.827\times10^{-14} & 1.248\times10^{-14} & 8.712\times10^{-12} & 1.532\times10^{-13} & -2.007\times10^{-12} \\ 2.111\times10^{-15} & 9.721\times10^{-14} & -9.424\times10^{-14} & 1.532\times10^{-13} & 2.02\times10^{-11} & 7.903\times10^{-14} \\ 8.578\times10^{-14} & -1.866\times10^{-13} & 1.009\times10^{-13} & -2.007\times10^{-12} & 7.903\times10^{-14} & 8.803\times10^{-12} \end{pmatrix}$$

Расчет показывает, что небольшой разброс положений кристаллографических осей не приводит к существенным изменениям значений модуля упругости.

Данный подход может быть использован для определения матрицы упругих свойств как для произвольно ориентированных кристаллов, так и с преобладанием преимущественного направления. Полученные матрицы упругих свойств необходимы для выполнения расчетов напряженно-деформированного состояния с помощью МКЭ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Хоникомб, Р.* Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб; пер. с англ., под ред. Е. Н. Любова. – М.: Изд-во "Мир", 1972.

2. *Bunge, H. J.* Physical Properties of Textured Materials / H. J. Bunge / Technical University of Clausthal. – Germany, 1993. – 150 p.

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

4. *Най, Дж.* Физические свойства кристаллов и их описание при помощи тензоров и матриц / Дж. Най; пер. с англ. Л. А. Шувалова. – М.: Изд-во иностранной литературы, 1960.

5. *Шмидт, Е.* Пластичность кристаллов в особенности металлических / Е. Шмидт, В. Боас; пер. с нем. М. П. Шаскольской, под ред. А. В. Шубникова. – М.: Редакция технико-теоретической литературы, 1938.

6. *Шермергор, Т. Д.* Теория упругости микронеоднородных сред / Т. Д. Шермергор. – М.: Изд-во "Наука", Главная редакция физико-механической литературы, 1977. – 400 с.

УДК 669.14.252.2:621.77

Д. А. Гурьянов *– инж.,* ***Б. Н. Замотаев*** *– канд. техн. наук,* ***И. В. Рубежанская*** *– инж.*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ ПРИ ВТМО НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

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

В статье приведены результаты исследований структуры и механических свойств стали 30ХНМС после прокатки с ВТМО. Использование дробной деформации по убывающему и возрастающему режимам распределения обжатий, изменение размера зерна происходит в сравнительно узком интервале (10-26 мкм).

In article results of researches of structure and mechanical properties of a steel 30CrNiMoSi after rolling with high-temperature *thermomechanical processing*. Use of fractional deformation on decreasing and increasing modes of distribution обжатий, change of the size of grain occurs in rather narrow interval (10-26 microns).

Ключевые слова: высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО), прокатка, частотное распределение, изотермическая выдержка.

Keywords: high-temperature thermomechanical processing, rolling, frequency distribution, isothermal endurance

Эффект повышения механических свойств проката зависит от деформационных параметров высокотемпературной термомеханической обработки, к которым относятся: дробность деформации n и характер распределения обжатий по проходам k_ε.[1; 2].

В лабораторных условиях провели планируемый эксперимент с использованием ортого-

нального плана второго порядка по термомеханической обработке исходных заготовок размером 8,5х70х150мм из стали 30ХНМС. Режим ВТМО следующий: температура начала деформации $t_{н.д}$ = 880 ºС, время изотермической выдержки между проходами и перед окончательной закалкой в воду Δt = 20 с и $\tau_в$ = 14 с соответственно, температура отпуска $t_{отп}$ = 250 ºС, 2 ч. [3; 4].

Область изменения деформационных параметров ВТМО стали 30ХНМС и их кодирование приведены ниже:

Наименование	n	k_ε
Нулевой уровень (Xi = 0)	4	$k_р$
Интервал варьирования δ_i	2	–
Нижний уровень Xi = - 1	2	$k_у$
Верхний уровень Xi = + 1	6	$k_в$
Кодовое обозначение факторов	X_1	X_2

При проведении полного факторного эксперимента второго порядка исследовали влияние указанных выше параметров ВТМО на механические свойства проката Y_1($\sigma_в$, МПа), Y_2($\sigma_{0,2}$, МПа), Y_3(δ_5, %), Y_4(ψ, %), Y_5(KCV, Дж/см^2).

Результаты лабораторных экспериментов приведены в таблице.

Условия и результаты экспериментов, полученные при исследовании совместного влияния режима и дробности деформации на механические свойства стали 30ХНМС с ВТМО

Номер опыта	Факторы		Отклики				
	n (X_1)	k_ε (X_2)	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5, %	ψ, %	a_{KCV}, Дж/см^2
1	6	$k_у$	1960	1805	7,0	45	8,7
2	2	$k_в$	1740	1500	8,0	47	8,5
3	6	$k_в$	1905	1790	8,0	48	9,5
4	2	$k_у$	1860	1730	7,0	43	7,0
5	6	$k_р$	1930	1850	7,5	46	9,0
6	2	$k_р$	1810	1670	7,5	48	7,8
7	4	$k_в$	1870	1740	9,0	52	9,2
8	4	$k_у$	1900	1765	8,5	48	8,5
9	4	$k_р$	1900	1760	8,6	50	8,6

Примечание: $k_у$, $k_в$, $k_р$ – убывающий, возрастающий и равномерный режимы деформации.

При исследовании влияния числа проходов и характера распределения обжатий по проходам постоянными были значения скорости и суммарной степени деформации. В соответствии с методикой исследования реализовали ортогональный план второго порядка. Условия и результаты планирования представлены в таблице. Полученные при обработке результатов экспериментов уравнения регрессии имеют вид:

$$Y_1(\sigma_в) = 1915 - 44{,}167X_2 - 43{,}75X_1X_2 - 52{,}499X_1^2 \quad (1)$$

$$Y_2(\sigma_{0,2}) = 1811{,}67 - 60{,}83X_2 + 61{,}25X_1X_2 - 87{,}5X_1^2 \quad (2)$$

$$Y_3(\delta_5) = 8{,}28 - 0{,}25X_1 - 0{,}5X_1X_2 - 0{,}42X_1^2 \quad (3)$$

$$Y_4(\psi) = 49{,}22 - 1{,}75X_1X_2 - 1{,}83X_2^2 \quad (4)$$

$$Y_5(a_{KCV}) = 8{,}8 - 0{,}35X_1 - 0{,}45X_2 - 0{,}38X_1X_2. \quad (5)$$

Проверка, выполненная с помощью критерия Р. Фишера [3], подтвердила адекватность полученных уравнений экспериментальным данным при уровне значимости 0,05.

Совместное влияние дробности и режима деформации, построенное по уравнениям (1)–(5), представлено на рис. 1.

С увеличением числа проходов при постоянной суммарной степени деформации характеристики прочности ($\sigma_в$, σ_{02}) также увеличиваются, однако интенсивность этого увеличения существенно зависит от принятого распределения обжатий по проходам. В частности, абсолютное значение увеличения $\sigma_в$ и σ_{02} оказывается наибольшим при убывающем и наименьшим при возрастающем режимах деформации (рис. 1, *а)*.

Полученные зависимости отражают механизм формирования структуры при ВТМО. Кривые частотного распределения размеров выявленных травлением на аустенитное зерно объемов стали 30ХНМС показывают (рис. 2), что при ВТМО с использованием дробной деформации по убывающему и возрастающему режимам распределения обжатий изменение размера зерна происходит в сравнительно узком интервале (10–26 мкм). Использование

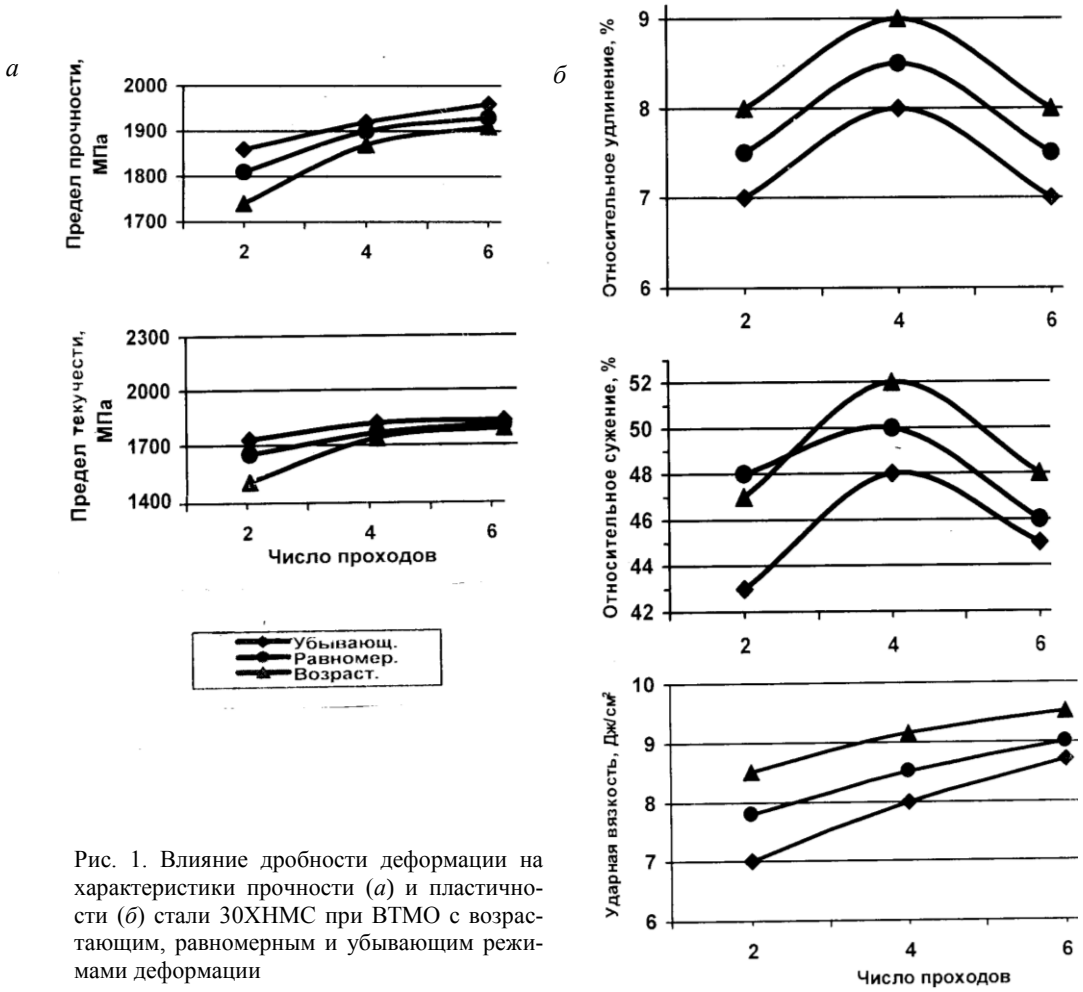


Рис. 1. Влияние дробности деформации на характеристики прочности (*а*) и пластичности (*б*) стали 30ХНМС при ВТМО с возрастающим, равномерным и убывающим режимами деформации

равномерного режима деформации приводит к большей разнозернистости, в структуре стали наряду с мелкими зернами наблюдали отдельные крупные зерна с диаметром до 80 мкм.

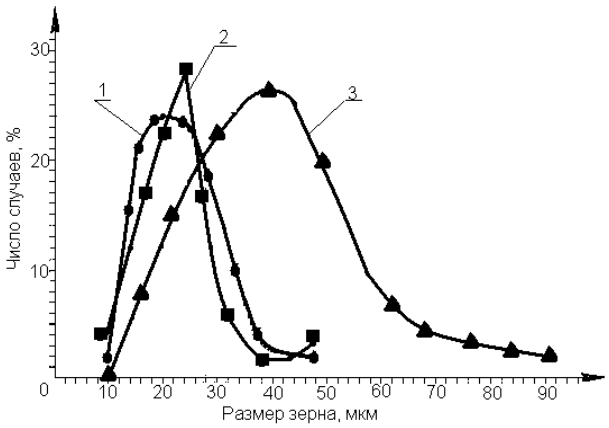


Рис. 2. Кривые частотного распределения размеров вытравленных объемов аустенита в стали 30ХНМС с различным распределением обжатий по проходам:
1 – прокатка по возрастающему закону распределения обжатий по проходам ($Д_в$ = 24 мкм); *2* – прокатка по убывающему закону распределения обжатий по проходам ($Д_у$ = 26 мкм); *3* – прокатка по равномерному закону распределения обжатий по проходам ($Д_р$ = 41 мкм)

Таким образом, применение убывающего режима деформации позволяет получить более однородную структуру стали 30ХНМС с ВТМО.

Протекание различных стадий разупрочняющих процессов и с различной интенсивностью во время деформации и в процессе последеформационной выдержки до закалки, в зависимости от применяемого распределения обжатий по проходам, фиксирует различную плотность введенных деформацией дефектов кристаллического строения.

Данные рентгеноструктурного исследования стали 30ХНМС показывают, что физическое уширение дифракционной линии (110)α имеет для разных режимов неодинаковые значения. Так, при ВТМО с прокаткой по убывающему режиму распределения обжатий по проходам $\beta(110)\alpha = 14{,}5\ 10^{-3}$ рад, при равномерном режиме – $11{,}6\ 10^{-3}$ рад, при возрастающем режиме – $10{,}9\ 10^{-3}$ рад. Эти данные свидетельствуют о сохранении более высокой плотности дефектов кристаллического строения в

структуре стали, деформируемой при ВТМО с убывающим режимом деформации (по сравнению с равномерным и возрастающим).

Кривые, характеризующие изменение пластических свойств (рис. 1, *б*), имеют экстремум-максимум. Это означает, что с увеличением числа проходов при постоянной суммарной степени деформации происходят структурные изменения. При увеличении количества проходов с двух до четырех происходит увеличение характеристик δ_5, ψ и a_{KCV}.

Таким образом, осуществляя прокатку с одинаковым числом проходов, но варьируя распределением обжатий, можно получить различное структурное состояние металла и широкий диапазон изменения механических свойств.

Результаты экспериментальных исследований влияния деформационных параметров прокатки на формирование структуры и комплекса механических свойств могут быть использованы при разработке математической модели технологического процесса производства листового проката с ВТМО на листовых станах.

Выводы

Экспериментально исследовано комплексное влияние деформационных параметров ВТМО на формирование структуры и механических свойств специальной стали 30ХНМС. С помощью математической обработки результатов экспериментов получены уравнения регрессии и построены графики зависимости механических характеристик стали от исследуемых факторов процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Бернштейн, М. Л.* Прочность стали / М. Л. Бернштейн. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.

2. *Гуляев, А. П.* Структура и свойства стали после термомеханической обработки / А. П. Гуляев. – М.: Машиностроение, 1972. – 44 с.

3. *Мастеров, В. Н.* Практика статистического планирования эксперимента в технологии биметаллов / В. Н. Мастеров. – М.: Металлургия, 1974. – 158 с.

4. *Хартман, К.* Планирование эксперимента в исследованиях технологических процессов / К. Хартман, Э. Лецкий, В. Шефер. – М.: Мир, 1977. – 535 с.

УДК 669.14.252.2:621.77

Д. А. Гурьянов *– инж.,* ***Б. Н. Замотаев*** *– канд. техн. наук,* ***И. В. Рубежанская*** *– инж.*

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ ПРИ ВТМО НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОЙ СТАЛИ

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

В статье приведены результаты исследования механических свойств многослойной стали после прокатки ВТМО. Для оптимизации режимов прокатки стали 30ХНМС и механических свойств композиционной стали проведен планируемый эксперимент второго порядка. Установлено, что абсолютное значение увеличения $\sigma_в$, σ_{02} оказывается наибольшим при убывающем и наименьшим при возрастающем режиме деформации.

In article results of research of mechanical properties of a multilayered steel after rolling *high-temperature thermomechanical processing* are resulted. For optimisation of modes proskating rinks became 30CrNiMoSi and mechanical properties of a composite steel planned experiment of the second order is made. Absolute value of increase of $\sigma_в$ and σ_{02} is established, that, it appears the greatest at decreasing and the least at an increasing mode of deformation.

Ключевые слова: высокотемпературная, термомеханическая обработка (ВТМО), прокатка, композит, субструктура.
Keywords: high-temperature, thermomechanical processing, rolling, a composite, a substructure

Создание многослойных сталей – одно из перспективных направлений в разработке конструкционных материалов с высоким сопротивлением хрупкому разрушению при баллистическом нагружении [3]. Особый интерес представляет композиция, состоящая из сталей, близких по химическому составу. При этом нет существенного различия в коэффициентах линейного расширения материалов слоев, вследствие чего внутренние напряжения, возникающие в процессе изготовления и последующего нагружения материала, имеют меньшую величину [1].

В работе была исследована трехслойная композиция на основе высокопрочной специальной стали марки 30ХНМС, полученная методом плакирования [5]. В качестве основного слоя была использована науглероженная сталь 30ХНМС толщиной 7 мм на глубину 1,5 мм с двух сторон. В качестве плакирующих материалов использовали сталь 30ХНМС без науглероживания. Соединительной прослойкой (локализатором) служил порошок технически чистого железа ПЖ-3М, количество которого задавалось из расчета 0,6 г/см^2. У трехслойной стали толщина основного слоя составляла 60 %, а плакирующего 40 % от общей толщины композиционной пластины.

Для оптимизации режимов прокатки и исследования механических свойств композиционной стали в лабораторных условиях был проведен планируемый эксперимент с использованием ортогонального плана второго порядка [2] по термомеханической обработке плакированных заготовок размером 100×70×8,5 мм с суммарным обжатием ε_Σ = 30 % на толщину 5,5 мм. Режим ВТМО следующий: $t_{н.д}$ = 860 ºС, $\Delta t_{и.в}$ = = 20 с (изотермическая выдержка металла в пе-

чи между проходами), $\Delta t_{и.з}$ = 14 с (изотермическая выдержка металла в печи перед закалкой в воду), $t_{отп}$ = 250 ºС, 2 ч.

Область изменения деформационных параметров ВТМО композиционной стали 30ХНМС и их кодирование:

Наименование	n	k_ε
Нулевой уровень (Xi = 0)	4	$k_р$
Интервал варьирования δ_i	2	–
Нижний уровень Xi = - 1	2	$k_у$
Верхний уровень Xi = + 1	6	$k_в$
Кодовое обозначение факторов	X_1	X_2

При проведении полного факторного эксперимента второго порядка исследовали влияние указанных выше параметром ВТМО на механические свойства проката Y_1($\sigma_в$, МПа), Y_2(σ_{02}, МПа), Y_3(δ_5, %), Y_4(ψ, %), Y_5(a KCV, Дж/см^2).

Условия и результаты планирования представлены в таблице. Полученные при обработке результатов экспериментов уравнения регрессии имеют вид:

$$Y_1\ (\sigma_в) = 2011{,}67 - 33{,}3X_2 + 48{,}75X_1X_2 - 7{,}75X_1^2; \quad (1)$$

$$Y_2\ (\sigma_{02}) = 1881{,}15 - 26{,}67X_2 + 50X_1X_2 - 71{,}67X_1^2; \quad (2)$$

$$Y_3\ (\delta_5) = 8{,}463 - 0{,}23X_1 - 0{,}23X_2 + 4{,}1X_1X_2 - 0{,}5X_2^2; \quad (3)$$

$$Y_4\ (\psi) = 26 - 1{,}67X_2 - 3X_1X_2 - 2{,}5X_2^2; \quad (4)$$

$$Y_5\ (a_{kcv}) = 4{,}39 - 0{,}375X_1X_2 - 0{,}316X_2^2. \quad (5)$$

Проверка, выполненная с помощью критерия Р. Фишера [2], подтвердила адекватность получаемых уравнений экспериментальным данным при уровне значимости 0,05.

Исследование совместного влияния режима и дробности деформации на механические свойства многослойной стали 30ХНМС с ВТМО

№ п/п	Факторы		Отклики				
	n (X_1)	k_ε (X_2)	$\sigma_в$, МПа	σ_{02}, МПа	δ_5, %	ψ, %	a KCV, Дж/см^2
1	6	$k_у$	2020	1900	7,6	26,0	3,8
2	2	$k_в$	1805	1700	8,6	28,0	4,4
3	6	$k_в$	1920	1810	8,4	28,0	4,5
4	2	$k_у$	1900	1810	7,0	18,0	3,6
5	6	$k_р$	2000	1890	8,2	26,0	4,4
6	2	$k_р$	1980	1860	8,0	25,0	4,3
7	4	$k_в$	1900	1750	8,6	23,0	4,3
8	4	$k_у$	2015	1890	7,0	20,0	3,8
9	4	$k_р$	1980	1850	8,0	22,0	4,0

Примечание: $k_у$, $k_в$, $k_р$ – убывающий, возрастающий и равномерный режимы деформации.

Совместное влияние дробности и режима деформации, построенное по уравнениям (1)–(5), представлено на рис. 1. С увеличением числа проходов при постоянной суммарной степени деформации характеристики прочности ($\sigma_в$ и σ_{02}) также увеличиваются, однако интенсивность этого увеличения существенно зависит от принятого распределения обжатий по проходам. В частности, абсолютное значение увеличения $\sigma_в$ и σ_{02} оказывается наибольшим при убывающем и наименьшим при возрастающем режимах деформации (рис. 1, *а*). Аналогичную зависимость ранее наблюдали авторы работы [4]. С увеличением дробности деформации (что при ε_Σ = const приводит к уменьшению частных обжатий) скорость рекристаллизационных процессов заметно снижается, при этом прочностные характеристики проката ($\sigma_в$, σ_{02}) повышаются (рис. 1, *а*). Наличие больших степеней обжатий в первых проходах (до 25 %) и снижение частных обжатий к концу деформации способствует в дальнейшем формированию развитой субструктуры. Кривые, характеризующие изменение пластических свойств (рис. 1, *б*, *в*), имеют экстремум-максимум. Это означает, что с увеличением числа проходов при постоянной суммарной степени деформации происходят структурные изменения. При этом следует

иметь в виду [5], что субструктура, образованная с увеличением числа проходов, при снижающейся температуре (в достаточно большом интервале), в условиях, когда затруднены процессы рекристаллизации, неоднородна. Поэтому необходимо обращать внимание на выбор паузы между проходами.

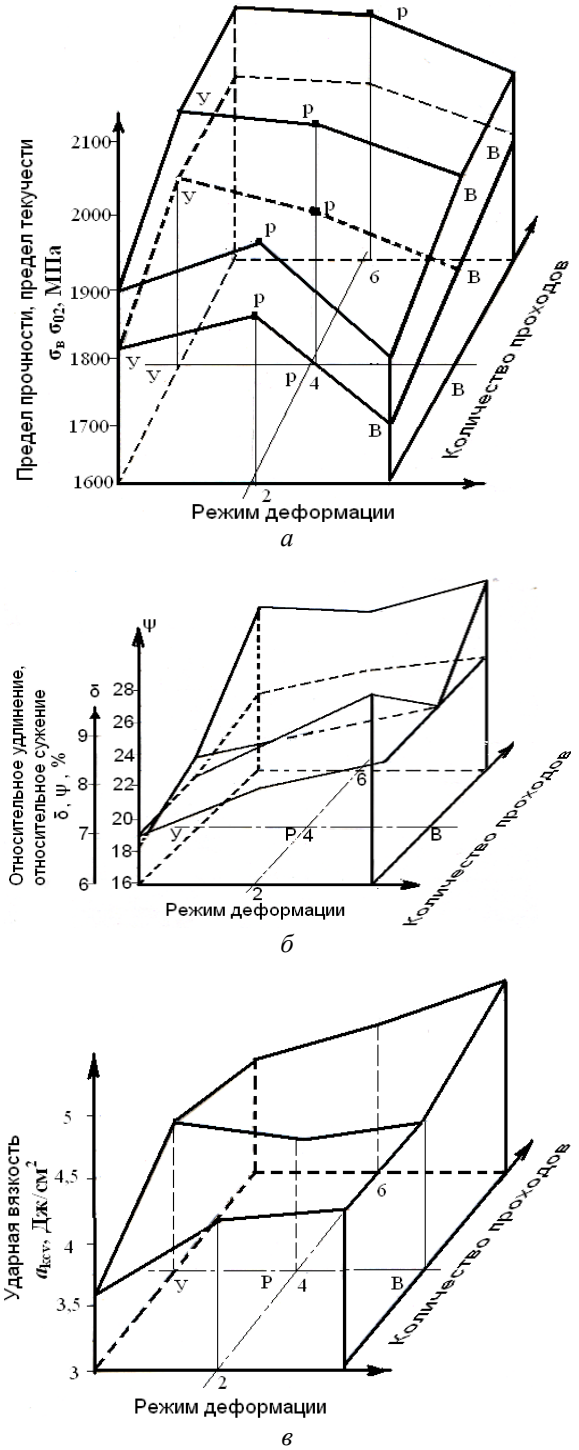


Рис. 1. Поверхность откликов $Y_1(\sigma_в)$, $Y_2(\sigma_{02})$–(*а*), $Y_3(\delta_5)$, $Y_4(\psi)$–(*б*), Y_5 (a_{kcv})–(*в*) при оптимизации режимов прокатки композиционной стали 30ХНМС с ВТМО

В работе было установлено [6], что при оптимизации режимов прокатки стали 30ХНМС с ВТМО изотермические выдержки между проходами и перед закалкой благоприятно влияют на весь комплекс механических свойств стали.

В работе [3] было установлено, что наилучшее сопротивление проникновению пули оказывает поверхностный слой композиционной брони, когда его твердость выше 60 единиц по Роквеллу.

На рис. 2 показан характер распределения микротвердости по сечению многослойного образца, где видно чередование твердых и более мягких слоев в композите, что обеспечивает повышенную стойкость стали при динамическом ударе. При исследовании было выявлено, что трещины, возникающие в плакирующем слое, не переходят непосредственно в основной слой, а локализуются на границе раздела слоев. Их развитие вглубь заготовки приостанавливается локализатором – высокопластичной прослойкой [1].

Рис. 2. Характер распределения микротвердости по сечению многослойного образца

Результаты экспериментальных исследований влияния деформационных параметров прокатки на формирование комплекса механических свойств могут быть использованы при разработке технологического процесса производства композиционного листового проката с ВТМО на листовых станах.

Выводы

Экспериментально исследовано комплексное влияние деформационных параметров ВТМО на формирование механических свойств специальной многослойной стали 30ХНМС. С помощью математической обработки результатов экспериментов получены уравнения рег-

рессии и построены графики зависимости механических характеристик стали от исследуемых факторов процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Прокошкин, Д. А.* Свойства стали после термической и комплексной обработки / Д. А. Прокошкин, А. Г. Васильева, В. Я. Горюшкин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1971. – № 6. – С. 29–33.

2. *Винарский, М. С.* Математическая статистика в черной металлургии / М. С. Винарский, В. Т. Жадан, Ю. К. Купак. – Киев: Техника, 1973. – 220 с.

3. *Адачи, Х.* Методы проектирования артиллерийского оружия, устойчивого против хрупкого разрушения / Х. Адачи // Разрушение. – М.: Машиностроение, 1977. – Т. 5. – С. 259–339.

4. *Жадан, В. Т.* Совместное влияние деформационно-скоростных параметров прокатки при ВТМО на структуру и механические свойства стали / В. Т. Жадан, В. А. Трусов, Е. И. Оратовская // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1983. – № 11. – С. 80–84.

5. *Бернштейн, М. Л.* Прочность стали / М. Л. Бернштейн. – М.: Металлургия, 1974. – 198 с.

6. *Гурьянов, Д. А.* Оптимизация режимов прокатки специальной стали 30ХНМС с ВТМО / Д. А. Гурьянов, Б. Н. Замотаев // Межвуз. сб. науч. тр. // ВолгГТУ. – Волгоград,. 2003. – С. 103–105.

УДК 669.15:620.184.6

О. П. Бондарева *– канд. техн. наук*, ***И. Л. Гоник*** *– канд. техн. наук*

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ФЕРРИТО-АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

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

В статье приведены результаты исследования влияния скоростей охлаждения при воздействии термического цикла сварка на структуру, тонкую структуру и ударную вязкость феррито-аустенитных сталей 08Х22Н6Т и 08Х18Г8Н2Т. Показано, что скорость охлаждения оказывает существенное влияние на значение ударной вязкости, фазовый состав и структуру металла зоны термического влияния феррито-аустенитных сталей.

In article results of research of influence of speeds of cooling are resulted at influence of a thermal cycle welding on structure, thin structure and impact strength ferrite-austenic steels 08Cr22Ni6Ti and 08Cr18Mn8Ni2Ti. It is shown, that speed of cooling makes essential impact on value of impact strength, phase structure and structure of metal of a zone of thermal influence ferrito-austenitnyh steels.

Ключевые слова: феррито-аустенитная сталь, термический цикл сварки, скорость охлаждения, ударная вязкость, параметры тонкой структуры, фазовый состав.

Keywords: ferrite-austenic steel, a thermal cycle of welding, speed of cooling, impact strength, parametres of thin structure, phase structure.

На структуру и свойства зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений сталей и сплавов существенное влияние оказывают параметры термического цикла сварки (ТЦС): максимальная температура нагрева, длительность пребывания в области высоких температур, скорость охлаждения. Область применения феррито-аустенитных сталей уже, чем хромоникелевых сталей аустенитного класса ввиду их охрупчивания при сварке и температурах эксплуатации. Под воздействием ТЦС в зоне перегрева наблюдается интенсивный рост ферритного зерна, изменяется соотношение фаз, происходит распад нестабильных структур [1, 2, 3].

Исследовали влияние скоростей охлаждения при воздействии ТЦС на структуру, тонкую структуру и ударную вязкость феррито-аустенитных сталей 08Х22Н6Т и 08Х18Г8Н2Т. Исследования проводили на образцах, вырезанных из основного металла в состоянии поставки, с последующей имитацией ТЦС на установке скоростного электронагрева. Максимальная температура нагрева составляла 1300 °С, скорость нагрева 100 °С/с, скорость охлаждения 2, 10, 40, 100 °С/с. В процессе нагрева имитировали высокотемпературный участок ЗТВ сварного соединения. Из образцов с имитированной ЗТВ изготавливали ударные образцы типа 11 ГОСТ 9454-78. Результаты испытаний на ударную вязкость представлены в табл. 1.

Таблица 1

Ударная вязкость сталей 08Х22Н6Т и 08Х18Г8Н2Т после воздействия ТЦС (Tmax = 1300 °С)

Марка стали	Скорость охлаждения при ТЦС, Wохл °С/с	Ударная вязкость, KCV, МДж/м^2 при температурах, °С		
		- 40	- 20	20
08Х22Н6Т	Основной металл	0,84	1,15	1,35
	2	0,15	0,18	1,10
	10	0,18	0,50	1,20
	40	0,30	0,61	1,30
	100	0,32	0,84	1,40
08XI8Г8Н2Т	Основной металл	0,89	0,94	1,10
	2	0,16	0,21	1,00
	10	0,19	0,40	1,00
	40	0,24	0,65	1,30
	100	0,32	0,87	1,55

Скорость охлаждения оказывает существенное влияние на ударную вязкость исследуемых сталей. С увеличением скорости охлаждения ударная вязкость возрастает. Минимальные значения ударной вязкости получены при скорости охлаждения 2 °С/с, характерной для электрошлакового способа сварки при всех температурах испытания. При этой скорости охлаждения ударная вязкость обеих сталей при

температурах испытания минус 40 °С, минус 20 °С менее 0,20 МДж/м^2. Увеличение скорости охлаждения до 10 °С/с повышает значения ударной вязкости при температуре испытания минус 20 °С для стали 08Х22Н6Т до значений ~ 0,50 МДж/м^2, для стали 08Х18Г8Н2Т – до 0,40 МДж/м^2, значения ударной вязкости при температуре испытания минус 40 °С остаются низкими – менее 0,20 МДж/м^2 для обеих сталей. При воздействии ТЦС со скоростью охлаждения 40 °С/с значения ударной вязкости несколько возрастают при всех температурах испытания. Наиболее высокая ударная вязкость для сталей 08Х22Н6Т и 08Х18Г8Н2Т получена при скорости охлаждения 100 °С/с. С уменьшением скорости охлаждения увеличивается длительность пребывания металла в высокотемпературной области, то есть увеличивается время для протекания диффузионных процессов. Хром из феррита диффундирует, образуя карбиды хрома. В участках, обедненных хромом, происходит превращение δ-феррита в аустенит. Процентное содержание аустенита максимально и достигает 25 % в стали 08Х22Н6Т и 47 % в стали 08Х18Г8Н2Т при скорости охлаждения 2 °С/с, что связано с большой длительностью пребывания в области высоких температур. С увеличением скорости охлаждения количество аустенита в исследуемых сталях уменьшается, достигая минимального значения 20 % в стали 08Х22Н6Т и 35 % в стали 08Х18Г8Н2Т при скорости охлаждения 100 °С/с. При скорости охлаждения 2, 10, 40 °С/с часть аустенита превращается в мартенсит, образование которого подтверждается возрастанием микротвердости γ′-фазы (табл. 2), а также увеличением параметра решетки α-фазы и микронапряжений второго рода (табл. 3).

Количество мартенсита возрастает с увеличением скорости охлаждения. Металлографическое исследование микроструктуры показало, что при больших скоростях охлаждения ~ 100 °С/с в стали 08Х22Н6Т вторичный аусте-

Таблица 2

Результаты металлографических исследований поверхности разрушения образцов, испытанных на ударный изгиб при минус 40 °С

Марка стали	Скорость охлаждения при ТЦС, °С/с	Диаметр ферритного зерна, мкм	Соотношение фаз, %			Микротвердость, Р = 20 г		Твердость, HV
			γ′-фаза	α-фаза	δ-феррит	δ-феррит	γ′-фазы	
08Х22Н6Т	2	420	25	10	65	243	384	310
	10	410	23	5	72	241	320	291
	40	400	22	5	73	244	310	281
	100	380	20	Нет	80	238	274	270
08Х18Г8Н2Т	2	390	47,1	15	47,9	224	368	300
	10	381	36	10	54	218	351	280
	40	380	30	10	60	215	347	273
	100	360	35	Нет	65	220	342	251

Таблица 3

Влияние скорости охлаждения при воздействии ТЦС (Tmax = 1300 °С) на параметры тонкой структуры сталей 08Х22Н6Т, 08Х18Г8Н2Т

Марка стали	Скорость охлаждения при ТЦС, °С/с	α-фазы		γ′-фазы	
		Параметр решетки, нм	Истинная ширина линии $(211)^{\alpha}$, рад 10^{-3}	Параметр решетки, нм	Истинная ширина линии $(311)^{\alpha}$, рад 10^{-3}
08Х22Н6Т	Основной металл	0,2858	5,1	0,3628	2,8
	2	0,2856	-	0,3626	2,1
	10	0,2856	3,7	0,3628	2,7
	40	0,2889	4,8	0,3628	2,8
	100	0,2889	5,9	0,3630	3,05
08Х18Г8Н2Т	Основной металл	0,2869	6,7	0,3591	3,09
	2	0,2874	-	0,3594	1,9
	10	0,2874	3,7	0,3595	2,2
	40	0,2875	5,1	0,3596	2,4
	100	0,2876	5,6	0,3599	2,9

нит в виде игл образуется в основном по границам ферритных зерен. В стали 08Х18Г8Н2Т наблюдается образование вторичного аустенита и внутри зерен [1, 2].

Как уже отмечалось, с уменьшением скорости охлаждения, количество аустенита возрастает, и при скорости охлаждения 2 °С/с отдельные зерна феррита целиком превращаются в аустенит. Аустенит в виде прослойки располагается также по границам зерен. Измеряли максимальный диаметр ферритного зерна, которого достигает δ-феррит при сварочном нагреве до того, как из него начинает выделяться вторичный аустенит. С увеличением скорости охлаждения диаметр зерна δ-феррита в исследуемых сталях уменьшается незначительно: в стали 08Х22Н6Т с 420 до 380 мкм и в стали 08Х18Г8Н2Т с 390 до 360 мкм. Параметр кристаллической решетки γ′-фазы и α-фазы сталей 08Х22Н6Т и 08Х18Г8Н2Т при скорости охлаждения 2 °С/с уменьшается по сравнению с основным металлом, что свидетельствует о процессе карбидообразования (табл. 3). При скорости охлаждения 40 и 100 °С/с параметр решетки α-фазы сталей 08Х22Н6Т и 08Х18Г8Н2Т возрастет до 0,2889 нм и 0,2876 нм соответственно. Параметр решетки γ′-фазы с увеличением скорости охлаждения возрастает в обеих сталях, так как тормозится процесс карбидообразования и в твердом растворе увеличивается содержание легирующих элементов, в первую очередь хрома.

Фрактографическое исследование поверхности ударных образцов, испытанных при температуре минус 40 °С, проводили при максимальной и минимальной скоростях охлаждения 100 и 2 °С/с. Фрактограммы образцов, охлажденных со скоростью 2 °С/с, характеризуются преимущественно вязким изломом. В изломе наблюдаются крупные пленочные выделения карбидов, скопления карбидов дендритной формы, крупные выделения карбонитридов.

При скорости охлаждения 100 °С/с в изломах общее количество выделившихся карбидов и карбонитридов значительно меньше, они более мелкодисперсные, не наблюдается грубых выделений дендритного типа. Наряду с вязким изломом наблюдаются участки хрупкого разрушения.

Таким образом, скорость охлаждения после сварки оказывает большое влияние на значение ударной вязкости, фазовый состав и структуру металла зоны феррито-аустенитных сталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Хубрих, М. А.* Кинетика фазовых и структурных превращений стали 08Х22Н6Т под воздействием термического цикла сварки / М. А. Хубрих, Г. А. Сальников, О. П. Бондарева, И. И. Жукова и др. // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1986. – № 3. – С. 23–25

2. *Хубрих, М. А.* Кинетика фазовых превращений в стали 08Х18Г8Н2Т при нагреве по сварочному циклу / М. А. Хубрих, Г. А. Сальников, Ж. А. Лепилина и др.// Автоматическая сварка. –1986. – № 4. – С. 21–23.

3. *Каховский, Н. И.* Сварка высоколегированных сталей / Н. И. Каховский. – Киев: Техника, 1975. – 375 с.

УДК 621.73

В. С. Максимук *– канд. техн. наук*, ***Д. Н. Гурулев*** *– канд. техн. наук*

СПОСОБ И УСТРОЙСТВО ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАБОТЫ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКЕ НА КРИВОШИПНЫХ ПРЕССАХ

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

В статье обоснована необходимость определения энергосиловых параметров горячей штамповки на кривошипных горячештамповочных прессах (КГШП) уникальных поковок методом прямого и обратного выдавливания, пластическое формоизменение которых совершается при большом рабочем ходе ползуна пресса .

In article necessity of definition power-force parametres of hot punching on eccentric hot stamp press unique forgings is proved by a method of direct and return expression, plastic forming which is made at the big working course of slide block of the press.

Ключевые слова: энергосиловые параметры, штамповка выдавливанием, работа пластического деформирования.
Keywords: power parameters, punching by expression, work of plastic deformation

При штамповке обычной номенклатуры поковок на кривошипных горячештамповочных прессах (КГШП) пластическое деформирование металла осуществляется на небольшом пути рабочего хода ползуна пресса до нижней мертвой точки (нмт), соответствующем углу поворота эксцентрикового вала 15–25°. Но иногда возникает необходимость освоения специальной технологии штамповки (например, методом прямого или обратного выдавливания) особой номенклатуры поковок, формоизменение которых осуществляется при значительно большем рабочем ходе ползуна пресса (угол поворота эксцентрикового вала 30–50°) и требует значительно больших затрат энергии.

Однако известно, что энергетические возможности КГШП и запас прочности деталей его привода не допускают перегрузок. Так, по информации НКМЗ запасенная энергия привода КГШП с номинальным усилием Рном=63 МН при холостом ходе составляет 8000кДж, но в процессе одиночного рабочего хода допускается расходовать около 48 % этой энергии, то есть около 3800 кДж. Величина энергии, которая

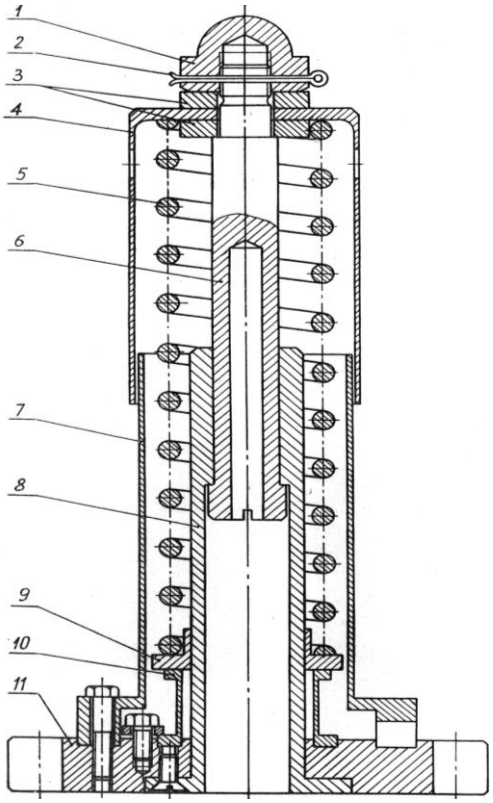
может быть израсходована на полезную работу пластического деформирования, еще меньше: 10–50 % от допускаемой (в зависимости от величины к.п.д. привода, изменяющегося в зависимости от угла поворота эксцентрикового вала) и составляет 380–1900 кДж.

В связи с этим при разработке специальных энергоемких технологических процессов требуется проведение экспериментальных исследований (в том числе в производственных условиях) по их моделированию с целью отработки оптимальных вариантов с минимальными значениями усилий и работы пластического деформирования. Для исследования силовых параметров штамповки разработан способ и портативное электротензометрическое устройство, обеспечивающее повышенную точность измерений в сравнении с традиционными методами [1, 2].

Однако для экспериментального определения работы пластического деформирования требуется синхронная запись изменения усилий по ходу ползуна до НМТ. Для решения этой задачи разработан портативный, простой и надежный электротензометрический ходограф, не имеющий жесткой кинематической связи с ползуном пресса (см. рисунок).

Ходограф и вышеупомянутое тензометрическое устройство [2] успешно использованы для исследования и обработки в производственных условиях оптимальных вариантов новых технологических процессов штамповки на КГШП уникальных поковок звеньев гусеницы промышленного трактора Т330 [1] и коронной шестерни бортовой передачи гусеничного трактора типа "Волгарь" [3].

Устройство пружинного тензометрического ходографа показано на рисунке. В качестве тензометрического элемента используется тонкостенная втулка *10*, на боковой поверхности которой наклеены рабочие и компенсационные тензорезисторы. Материал втулки – латунь марки ЛС59-1, толщина стенки 0,5 мм, что обеспечивает достаточно высокую чувствительность тензометрического элемента. Ходограф устанавливают основанием *11* на нижний штамп пресса и закрепляют. Регулируемый упор, закрепленный на верхнем штампе, в начальный момент пластического деформирования металла касается колпачковой гайки *1* и начинает перемещать защитный стакан *4*, сжимая пружину *5*, которая через опорную шайбу *9* передает усилие тензометрической втулке *10*.



Пружинный тензометрический ходограф:
1 – гайка колпачковая; *2* – шплинт; *3* – шайба; *4* – защитный стакан; *5* – пружина; *6* – шток; *7* – корпус; *8* – направляющая втулка; *9* – опорная шайба; *10* – тензометрическая втулка; *11* – основание

Тензометрический ходограф предварительно подвергается статической и динамической тарировке, по результатам которой построен тарировочный график зависимости отношения рабочего сигнала электротензорезисторов на втулке *10* к тарировочному сигналу тензостанции от величины перемещения стакана *4*, соответствующей абсолютной пластической деформации поковки в штампе.

Расхождение показаний ходографа при статической и динамической тарировке не превысило 1,7 %, что обеспечивает достаточно высокую точность измерений. Синхронную запись усилий и пути деформирования производили с помощью стандартной электротензометрической аппаратуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Максимук, В. С.* Исследование силовых параметров штамповки звена гусеницы трактора Т330 на КГШП / В. С. Максимук, В. М. Николаев, В. И. Футерман // Кузнечно-штамповочное производство. – 1990. – № 6. – С. 3–6.

2. *Максимук, В. С.* Способ и устройство для повышения точности измерения силовых параметров кривошипных прессов методом электротензометрии / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Кузнечно-штамповочное производство. – 2002. – № 3. – С. 45–46.

3. *Максимук, В. С.* Новый технологический процесс изготовления штампованных поковок коронной шестерни гусеничного трактора типа "Волгарь" / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Известия вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 7. – С. 31–36.

УДК 669.15-4:620.18

Ю. М. Шелухина *– инж.,* ***С. И. Жульев*** *– д-р техн. наук,* ***Н. А. Зюбан*** *– д-р техн. наук*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ ШНУРОВ ВНЕОСЕВОЙ ЛИКВАЦИИ В КРУПНЫХ СЛИТКАХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

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

В статье рассматриваются особенности образования внеосевой ликвационной неоднородности в слитках различной массы. Описывается внутреннее строение и предлагается модель формирования шнура.

In article features of formation extra-axial aliquation heterogeneity in ingots of various weight are considered. The internal structure is described and the model of formation of a cord is offered.

Ключевые слова: слиток, фронт кристаллизации, внеосевая ликвационная неоднородность.
Keywords: an ingot, crystallisation front, extra-axial aliquation heterogeneity

Интенсивное развитие энергетической, атомной, химической и других отраслей промышленности обусловливает необходимость производства крупных кованных заготовок из слитков большой массы. При этом требования к качеству металла готовых изделий постоянно возрастают. Номенклатуру изделий ответственного назначения представляют роторы турбогенераторов, сосуды высокого давления, судовые валы, корпуса атомных и химических реакторов, то есть та металлопродукция, которая изготавливается из слитков массой от 20 до 450 т низколегированных конструкционных сталей 20, 38Х2Н2МА, 38ХН3МФА и др.

Одним из опасных, неустранимых дефектов структуры крупных слитков является Λ–образная внеосевая ликвация, связанная с избирательной кристаллизацией металла и перераспределением легкоплавких элементов (углерода, серы, фосфора и др.), которые оттесняются продвигающимся фронтом кристаллизации, накапливаются в пограничном слое и образуют ликвационные шнуры. В настоящее время отсутствует единая точка зрения на причины образования и развития внецентренной ликвации, что затрудняет разработку эффективных технологических мероприятий по борьбе с этим дефектом. Поэтому изучение особенностей формирования структуры и ликвационных пороков крупных слитков является одной из главных задач повышения качества изделий тяжелого машиностроения.

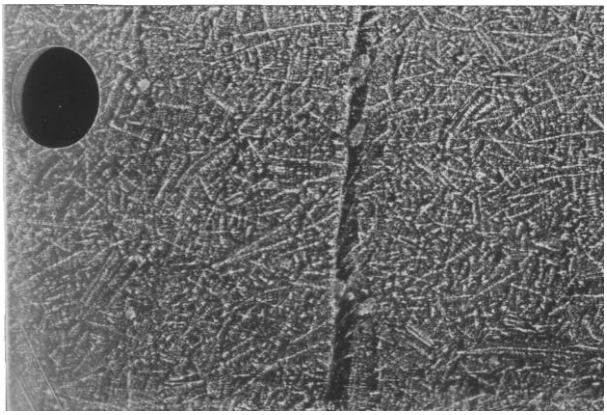
Целью работы являлось исследование особенностей процесса формирования шнуров внецентренной ликвации в крупных слитках низколегированной конструкционной стали массой от 5 до 24,2т.

Характер расположения внеосевой неоднородности, границы ее распространения изучались более чем на 20 серных отпечатках, продольных, поперечных макротемплетах слитков машиностроительных марок сталей. Образование внеосевой неоднородности как в виде ликвационных конусов, так и в виде шнуров имеет общую закономерность: форму и месторасположение зоны ликвации; последовательность образования шнуров через определенные промежутки закристаллизовавшегося металла, ограниченного ликватами; образования шнуров с четкой границей плотноупакованных дендритов (со стороны изложницы).

С увеличением массы слитка происходит укрупнение ликвационных скоплений, приводящих к образованию шнуров. В слитках массой до 6 т наблюдается только ликвационный конус; от 10 т имеются шнуры и ликвационный конус.

В слитках массой 24,2 т марки 38ХН3МФА средний диаметр шнуров составляет 5 мм, единичные шнуры диаметром до 14 мм.

На рисунке представлен фрагмент макроструктуры с продольного темплета 70-тонного слитка с продольным разрезом шнура.



Макроструктура продольного темплета среднего горизонта слитка массой 70 т стали 34ХН1МАР, взятого на 0,4 радиуса

Анализ структур слитков различной массы и изучение особенностей расположения шнуров позволяет предложить следующую модель формирования шнура: шнур – это отдельная область, выделившаяся при кристаллизации слитка, которая заканчивает свое формирование после затвердевания основного металла. В процессе кристаллизации этой области формируются три собственные зоны шнура, которые имеют свои характерные особенности:

1. *Контурная зона* имеет со стороны поверхности слитка четкую белую границу – полосу, состоящую из щетки дендритов основного металла. Эта полоса образовалась тогда, когда фронт кристаллизации остановился из-за скопления ликватов, но направленный отвод тепла был еще сильным. С противоположной стороны наблюдается граница, размытая дендритами, вросшими в шнур из области равномерных различно-ориентированных дендритов слитка, и собственными шнуровыми дендритами, растущими в направлении тепловых центров остывающего слитка.

2. *Осевая зона* – ядро шнура, состоящее из самых легкоплавких соединений.

3. *Зона собственных дендритов*. Образование дендритов внутри шнура можно объяснить тем, что со снижением общей температуры слитка происходит высвобождение Fe из сульфида FeS. При более низкой температуре оно замещается элементами, имеющими большее сродство к сере, например, Mn с образованием MnS. Марганец содержится в конструкционных низколегированных сталях в достаточном количестве для того, чтобы произошла реакция (FeS)+[Mn]↔Fe+(MnS) [1].

Детальное рассмотрение серных отпечатков и макроструктуры с поперечных и продольных темплетов подтверждает последовательный усадочно-ликвационный механизм формирования внеосевой ликвации как в виде шнуров, так и в виде ликвационного конуса.

Формирование внеосевой неоднородности можно представить в виде следующих основных этапов:

• обогащение междендритных ячеек и слоя расплава перед фронтом кристаллизации ликватами;

• перераспределение ликватов по фронту кристаллизации с формированием и фиксацией значительных объемов металла, обогащенных ликватами в твердожидкой части двухфазной зоны;

• затвердевание локализованных объемов металла, обогащенных ликватами, с формированием шнуров.

С увеличением массы слитка скорость кристаллизации снижается, что повышает концентрацию ликвирующих примесей на границе раздела фаз. Слой ликватов задерживает продвижение фронта кристаллизации за счет концентрационного перегрева (он имеет свою более низкую температуру кристаллизации). Одновременно в пограничном слое жидкой сердцевины растут зародыши и кристаллы твердой фазы с выделением в окружающий расплав скрытой теплоты кристаллизации.

С накоплением необходимого количества твердой фазы происходит перемещение вниз слоя жидкотвердого металла, в процессе чего этот гетерогенный слой перераспределяет ликваты таким образом, что обедняет от них выступы фронта кристаллизации и распределяет ликваты по впадинам. Воздействие импульса конвективного потока стимулирует отвод тепла; вследствие чего снижается перегрев жидкого расплава и происходит скачкообразное продвижение фронта кристаллизации к оси слитка. Эти циклы повторяются до встречи боковых фронтов с вязкой гетерогенной сердцевиной.

Перемещение вниз приграничного слоя и перераспределение ликватов приводит к скачкообразной кристаллизации на границе раздела фаз с локализацией обогащенных ликватами объемов внутри затвердевшего кристаллического каркаса, сначала твердожидкого, а потом и твердого. Процессы, влияющие на формирование шнура, протекают как в горизонтальной плоскости, так и в вертикальной, вследствие этого внецентренная ликвация приобретает Λ–образный наклон. Где-то более горячий, жидкий шнур подплавляет сформировавший его каркас дендритов основного металла и течет вниз под действием силы тяжести. Иногда близкорасположенные один под другим шнуры могут соединяться, и этим можно объяснить, почему некоторые шнуры по длине имеют разный угол наклона к оси слитка. Затвердевание обогащенных ликватами шнуров происходит позже, о чем свидетельствует отличное от окружающих объемов кристаллическое строение и направленность больших осей кристаллов на тепловые центры по оси слитка [2].

Таким образом, проанализировав более двадцати серных отпечатков, поперечных и продольных макротемплетов слитков массой от 5

до 24,2 тонны конструкционных марок сталей, было представлено влияние различных процессов, происходящих при кристаллизации слитка на форму внецентренной ликвации. Также было уточнено внутреннее строение и предложена модель формирования шнура.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Гольдштейн, Я. Е.* Инокулирование железо–углеродистых сплавов / Я. Е. Гольдштейн, В. Г. Мизин. – М.: Металлургия, 1993. – 416 с.

2. *Жульев, С. И.* Оптимизация процессов производства крупных кузнечных слитков для поковок ответственного назначения с использованием САПР-технологий: дис. … д-ра техн. наук / С. И. Жульев. – Волгоград, 1991.

УДК 621.73.002.6:658.562

Д. В. Руцкий *– канд. техн. наук,* ***С. И. Жульев*** *– д-р техн. наук,* ***К. Е. Титов*** *– канд. техн. наук,* ***С. Б. Гаманюк*** *– ст.,* ***А. И. Горунов*** *– ст,* ***Ю. М. Шелухина*** *– инж.*

НЕОДНОРОДНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ДЛИННОМЕРНЫХ ИЗДЕЛИЯХ МАШИНОСТРОЕНИЯ*

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

В статье, приведены результаты исследования ликвационной неоднородности трубных заготовок из кузнечных слитков конструкционной стали. Определены механические свойства и химический состав металла на различных участках длинномерных заготовок.

In article, results of research aliquation heterogeneity of trumpet preparations from forge ingots of a constructional steel are resulted. Mechanical properties and a metal chemical compound on various sites of lengthy preparations are defined.

Ключевые слова: кристаллизация, слиток, поковка, химическая, физическая, структурная неоднородность, ликвация, уровень механических свойств.

Keywords: crystallisation, ingot, forging, chemical, physical, structural heterogeneity, aliquation, level of mechanical properties

Высоконагруженные особоответственные изделия изготавливаются из конструкционных марок сталей (20, 38Х2Н2МА, 38ХН3МФАР и др.) ковкой из слитков массой 10,0–200,0 т. Увеличение массы слитков, требуемых для изготовления крупногабаритных изделий, усиливает неоднородность механических свойств металла по их длине и сечению. Цель работы заключалась в изучении свойств металла длинномерных кованых изделий, определение причин их неоднородности и разработка предложений по стабилизации показателей механических свойств.

Качество толстостенных трубных заготовок (1 и 2) изучали по длине и сечению (рис. 1). Из колец отбирались образцы для определения химического состава металла на спектральном анализаторе. Из каждого диска вырезались пробы для механических испытаний по ГОСТ 5192–78.

Коэффициент равномерности механических свойств в изделиях подсчитывали по формуле:

$$W = \frac{W_{max} - W_{min}}{W_{ср}} \cdot 100\ \%, \qquad (1)$$

где $W_{max\ (min)}$ – максимальное (минимальное) значение механических свойств; $W_{ср}$ – среднее значение механических свойств.

На рис. 2, *а* представлены графики распределения углерода по длине заготовок 1 и 2, а также результаты механических испытаний

* Работа выполнена в рамках проекта РФФИ №07-08-00511 "Изучение фундаментальных закономерностей формирования дефектов при кристаллизации сверхкрупных металлических тел".

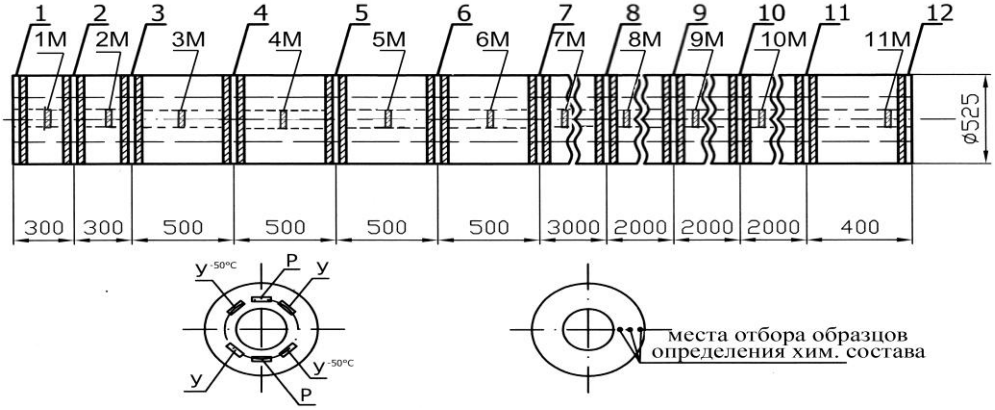


Рис. 1. Схема отбора проб металла для уровня механических свойств в трубной заготовке:
Iк, IIк – конец заготовки, соответствующий нижней и верхней части слитка; У, $У^{-50\ °C}$ – образцы исследуемые на удар при t = +20 ºС и при t = –50 ºС; Р – образцы исследуемые на разрыв

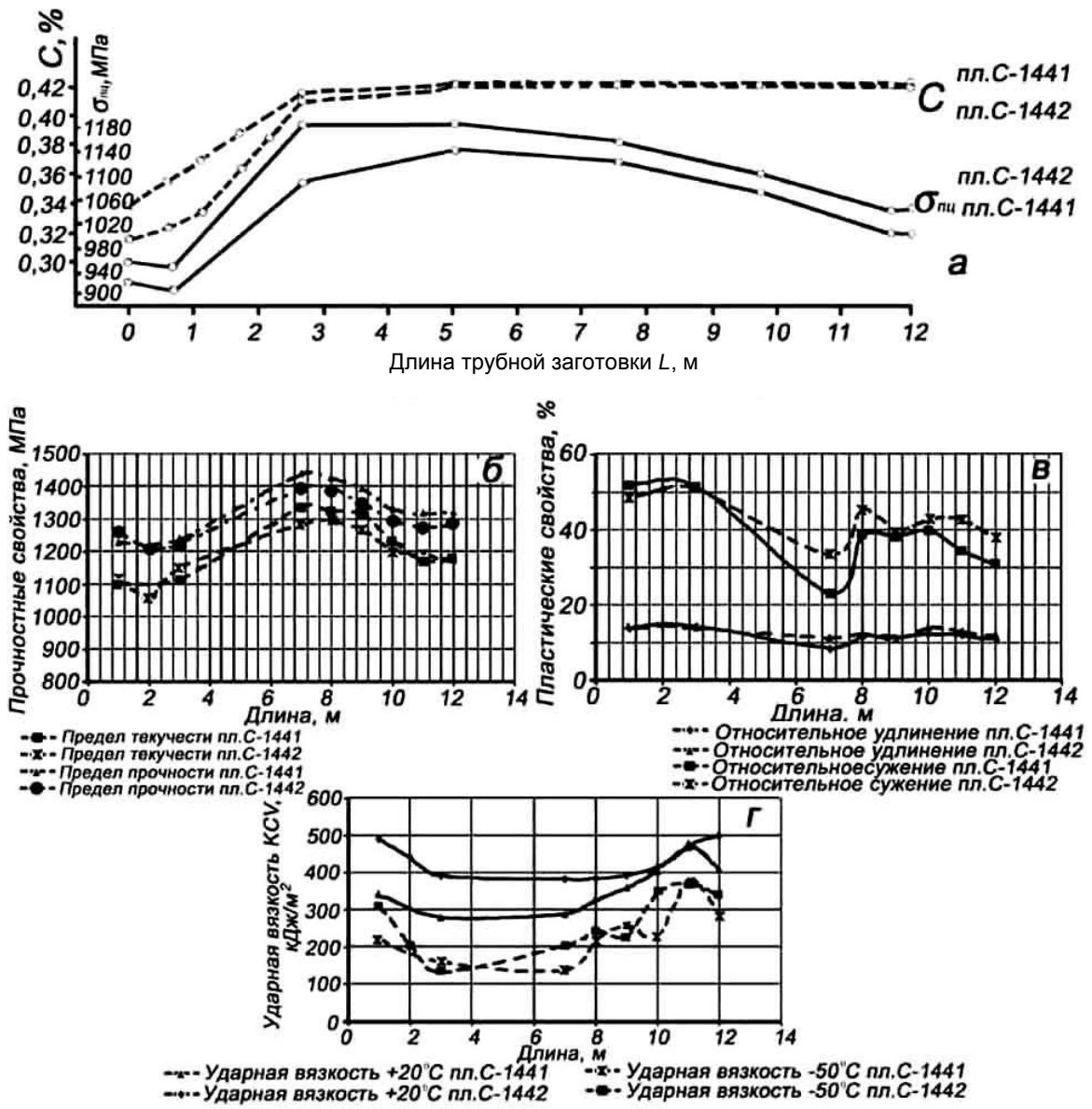


Рис. 2. Изменение содержания углерода, предела пропорциональности (*а*), прочностных свойств (*б*) и пластических свойств (*в, г*) по длине трубной поковки, изготовленной из слитка массой 24,2 т стали 38ХН3МФА

(рис. 2, *б, в, г*), из которых видно, что в металле поковок с конца, соответствующего нижней части слитков (рис. 2, *а*) на длину, равную двум метрам, содержание углерода равно 0,30–0,36 %, что существенно отличается от состава металла поковки на остальной ее длине. При этом на первом конце трубных заготовок уровень прочностных свойств значительно ниже, чем на остальной длине (рис. 2, *б*). Пластические свойства имеют обратную закономерность в изменении своих величин. Также обнаружены провалы значений ударной вязкости на средине длины поковки (рис. 2, *в, г*).

При получении значительной разницы в показателях величин механических свойств на противоположных концах одной заготовки, превышающих 20 %, назначается ее повторная термическая обработка с различной температурой нагрева противоположных концов изделия перед закалкой. При этом ее разница по длине достигает 250 °С. Такие режимы термической обработки могут обеспечить требуемый уровень механических свойств только по концам готовых изделий, но не могут дать стабильности этих свойств по всей их длине, что требует поиска других мер для получения деталей более однородных по показателям механических свойств.

Для выявления причин развития химической неоднородности металла готовых изделий

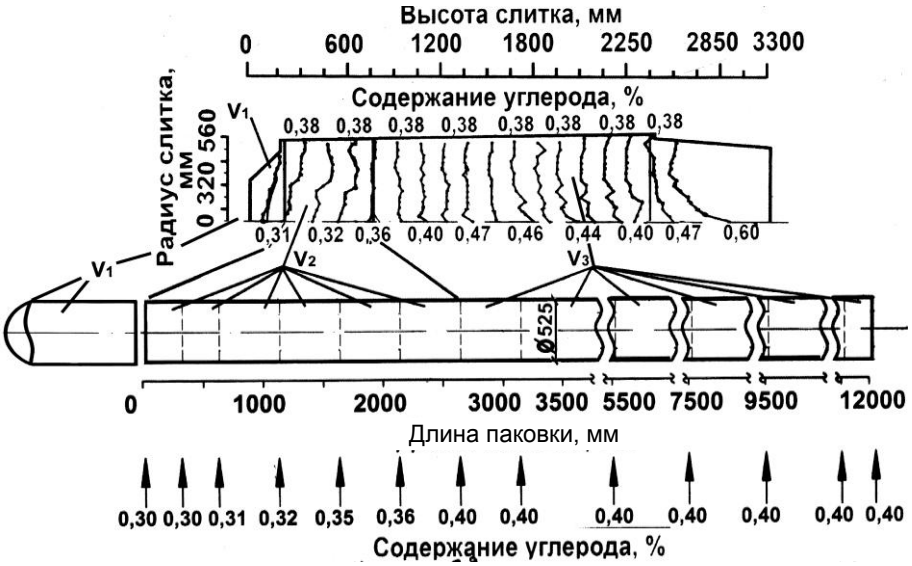


Рис. 3. Химическая неоднородность слитка массой 24,2 т и получаемой из него заготовки из стали 38ХН3МФА

был отлит, разрезан и исследован исходный стальной слиток из стали 38ХН3МФА массой 24,2 т, отлитый с вакуумированием металла в струе.

Исследование химической неоднородности производилось отбором проб стружки сверлом ∅ 15 мм из вертикального осевого темплета. Установлено, что в нем имеется как область положительной ликвации (верхняя подприбыльная часть), так и область отрицательной ликвации (нижняя 1/3 часть тела слитка), (рис. 3, табл. 1).

Сопоставление результатов исследований химической неоднородности в трубных заготовках и в слитке массой 24,2 т показало, что содержание углерода в нижней ее части соответствует химическому составу металла конуса осаждения (0,30–0,36 %).

В табл. 1 приведены массы поковки и слитка, имеющие пониженное и повышенное содержание углерода.

Таблица 1

Сопоставление ликвационных объемов металла слитка и трубной заготовки

Показатели	Масса поковки / слитка, кг	Объем поковки / слитка, %	Хим. состав металла поковки / слитка, %
V_1	600 / 672	4,1 / 3,4	0,30 / 0,30
V_2	3689 / 5152	25,3 / 26,1	0,33 / 0,33
V_3	10273 / 13920	70,5 / 70,5	0,40 / 0,40

При сопоставлении относительных масс поковки и слитка (табл. 2) с учетом донной и головной обрези установили, что объем металла слитка, содержащего конус осаждения, составляет 26,1 %, в поковке этот объем занимает 25,3 %.

Детальное исследование химической неоднородности поковок и слитков показало, что причиной неравномерности свойств является значительная химическая неоднородность слитка. Одним из эффективных способов повышения ликвационной однородности стального слитка является внедрение в струю при разливке инокуляторов [1–4], которые создаются в процессе разливки распылением части струи, расплава, истекающего в вакууме. По данной технологии был отлит слиток массой 24,2 т стали 38ХН3МФА, из которого изготовлена длинномерная трубная заготовка. Распределение углерода в осевых зонах заготовки согласуется с химическим составом осевых объемов слитка, отлитого с инокуляцией струи.

Сравнение масс слитка и поковки с различным химическим составом показывают, что данная технология позволяет получать химически однородные заготовки с одинаковыми значениями механических свойств по длине и сечению изделий. Оценку влияния технологии на стабильность механических свойств проводили на трубной заготовке, полученной из данного слитка.

В табл. 2 показано изменение химического состава и показателей механических свойств в

Таблица 2

Сравнение значений механических свойств и химического состава по длине трубных заготовок из опытного и сравнительного слитков

Номер диска	Механические свойства							Содержание углерода, %
	$\sigma_{пц}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	ψ, %	KCV^{+20}, кДж/м^2	KCV^{-50}, кДж/м^2	
1 (Iк)	950/980	1160/1210	1050/1080	14,5/14	45/51	480/500	300/140	0,35/0,30
12 (IIк)	970/1100	1190/1310	1080/1140	14,0/12,0	38/27	440/400	380/360	0,40/0,40
Отклонение от ТУ	120	110	80	8,0	4,0	200,0	150	0,05
Разница между максимальным и минимальным значением	80/250	90/240	100/270	2,5/7	9/32	70/220	80/300	0,05/0,10
Коэффициент равномерности механически свойств, W, %	8/23	8/18	9/22	19/35	22/53	16/60	23/126	–
Коэффициент ликвации, α_c, %	–	–	–	–	–	–	–	13/26

Примечание. Числитель – для заготовки из слитка с инокуляторами; знаменатель – для заготовки из слитка свидетеля.

трубных заготовках из слитков, отлитого по новой и стандартной технологиям, откуда видно, что содержание углерода по длине заготовок из опытного слитка более равномерное. Степень ликвации углерода в два раза меньше по сравнению с трубной заготовкой, полученной по штатной технологии, что повлияло на механические свойства в поковках. Результаты расчета коэффициента равномерности механических свойств показали существенное повышение их стабильности по длине.

Выводы

1. Установлено наследование ликвационных зон слитка изготавливаемыми из них поковками. При этом различие в химическом составе (по углероду) металла на противоположных концах одного изделия достигает 0,05–0,10 %. Это обстоятельство служит причиной различных величин характеристик механических свойств по концам одних и тех же ответственных изделий.

2. Исследованием металла полых длинномерных поковок установлено, что применение технологии жидкотвердой разливки позволяет в 1,5–2 раза снизить химическую ликвацию, что обеспечивает двух-трехкратное повышение стабильности механических свойств крупных кованых изделий ответственного назначения по длине и сечению.

3. Заготовка из слитка, отлитого по опытной технологии, более технологична для термической обработки, так как разница в содержании углерода не превышает 0,05 %, что упрощает технологию термической обработки при назначении одинаковой температуры отпуска по концам длинномерного изделия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Жульев, С. И.* Исследование структуры слитка, отлитого с инокуляторами / С. И. Жульев, Д. В. Руцкий, Д. Н. Федоров // Современные проблемы металлургического производства: сб. тр. Междунар. науч.-техн. конф., Волгоград, 1–3 октября 2002 г. / ВолгГТУ и др. – Волгоград, 2002. – С. 184–187.

2. Патент на полезную модель 46694, РФ, МПК B 22 D 41/50 / Огнеупорный разливочный стакан для отливки слитков и непрерывнолитых заготовок в вакууме / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан, К. Е. Титов. – Опубл. 27.07.05. Бюл. № 21.

3. Патент на полезную модель № 42454, РФ B 22 D 27/15 / Устройство для отливки слитков в вакууме с инокуляторами. / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан. – Опубл. 16.06.04. Бюл. № 34.

УДК 669.18-412

О. А. Шевцова *– асп.*, ***С. И. Жульев*** *– д-р техн. наук*,
С. А. Пегишева *– канд.техн.наук*, ***Д. В. Руцкий*** *канд.техн.наук*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОЛИВКИ ПРИБЫЛИ НА ЛИКВАЦИЮ И СТРУКТУРНУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ В СЛИТКЕ СТАЛИ 38ХН3МФА

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

В статье приведены результаты исследования дендритной структуры, химической неоднородности, неметаллических включений четырех горизонтов слитка с доливкой прибыли. Установлено влияние доливки прибыли на процессы затвердевания и структурообразования в слитке.

In article results of research dendric structures, chemical heterogeneity, nonmetallic inclusions of four horizons of an ingot with доливкой profits are resulted. Influence afterteeming of profits on processes of hardening and structurization in an ingot is established.

Ключевые слова: белая линия, дендритный параметр, структурная неоднородность, ликвация, неметаллические включения.

Keywords: a white line, dendric parameter, structural heterogeneity, aliquation, nonmetallic inclusions.

Производство изделий ответственного назначения для тяжелой промышленности является важным направлением в развитии отечественного машиностроения. Все крупные уникальные изделия изготавливаются из стальных слитков большой массы. Трудности получения поковок из крупных слитков связаны с тем, что при ковке не устраняется большинство дефектов обрабатываемой заготовки, что приводит к снижению эксплуатационных и служебных свойств получаемых изделий. С увеличением массы слитка проблема получения качественного металла становится еще более значимой [1]. Целью данной работы является установление влияния доливки прибыли на ликвацию и структурную неоднородность в слитке массой 23,52 т стали 38ХН3МФА.

В работе приведены результаты исследования ликвации и структурной неоднородности слитков стали 38ХН3МФА массой 23,52 и 24,2 тонны с доливкой прибыли и обычной разливки. Сталь исследуемых слитков выплавлялась в мартеновских печах дуплекс-процессом, доливка прибыли осуществлялась через 75 минут после заливки тела слитка. Отливка слитков производилась с вакуумированием струи металла в процессе разливки. Разливка велась через промежуточный ковш емкостью 8 т. Перед разливкой давление составляло 0,13–0,27 кПа, в процессе разливки вследствие выделения газов из стали давление повышалось до 0,66–1,33 кПа. Геометрические размеры слитков и технологические параметры разливки представлены в таблице.

Геометрические размеры слитков и технологические параметры разливки

Тип слитка	$m_{сл}$, т	H/D	$T_{вып}$, °C	$T_{разл}$, °C	$\tau_{тела}$, мин	$\tau_{пр}$, мин	$k_{тс}$, %	$V_{пр}$, %
С доливкой прибыли	23,52	2,05	1650	1630	6,7	6,2	4,01	18,0
Обычный прибыльный	24,2	2,15	1650	1565	6,30	5,80	4,0	18,0

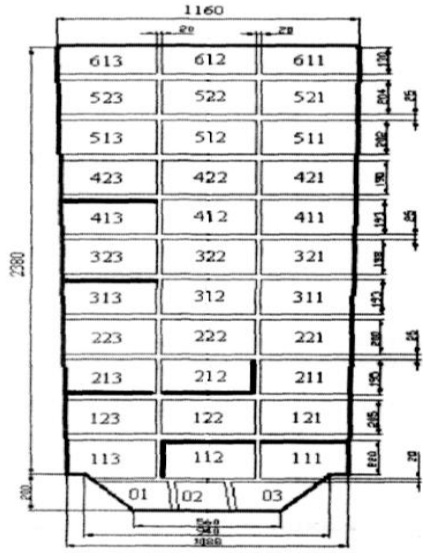


Рис. 1. Схема порезки слитка с доливкой прибыли

Образцы для исследования выбрали с четырех горизонтов слитка (№ 413, № 313, № 213–212, № 112–111) в соответствии с рис. 1.

Химический анализ образцов проводился спектральным методом на приборе ARC-Met 930. Загрязненность стали, размер пор и неметаллических включений и их идентификация определялись на микроскопе "METAM PB" с фотокамерой "Olympus".

Анализ результатов общей загрязненности литого металла различными видами включений показал, что преобладающим видом включений являются оксисульфиды и сульфиды, а оксиды появляются преимущественно в области конуса осаждения. Снижение содержания оксидов, вероятно, связано с дополнительным кипением (1 час 15 минут) жидкого металла перед доливкой прибыли и вследствие этого с дополнительной дегазацией металла слитка (уменьшение содержания кислорода). По сравнению с обычным слитком индекс загрязненности неме-

Рис. 2. Загрязненность различными видами неметаллических включений обычного слитка и слитка с доливкой на горизонте № 213-212:
□ – с доливкой; ■ – обычный

таллическими включениями в слитке с доливкой прибыли в 1,65 раза ниже (рис. 2).

Поскольку в верхних горизонтах слитка определяющую роль в распределении неметаллических включений играет доливка прибыли, то происходящий разогрев металла вследствие доливки смывает ликваты в нижнюю часть слитка и образуется белая линия очень чистого металла в этой части слитка, по расположению которой была рассчитана скорость роста фронта кристаллизации слитка, которая составила в верхней части 2,26 мм/мин, в средней – 2,32 мм/мин, а в нижней – 2,61 мм/мин.

В результате сопоставления данных расчета с данными по ликвации S, P, C, было установлено, что с увеличением скорости роста фронта кристаллизации степень объемной ликвации уменьшается (рис. 3).

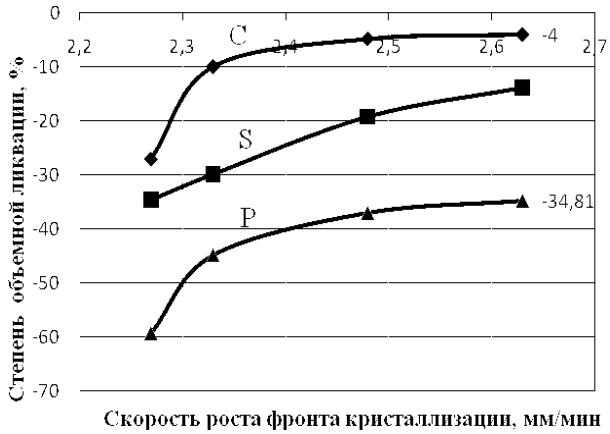


Рис. 3. Зависимость степени объемной ликвации от скорости продвижения фронта кристаллизации:
—♦— C; —■— S; —▲— P

Характер изменения загрязненности порами свидетельствует о провале индекса загрязненности порами в районе белой линии и резком возрастании его к центру слитка от белой линии, что говорит о ее плотном строении.

Результаты, представленные на гистограмме распределения степени объемной ликвации по горизонтам (рис. 4), наглядно показывают, что в нижней части слитков содержание C, S, P ниже ковшевой пробы как в обычном, так и в слитке с доливкой. Но поскольку доливка прибыли способствует увеличению времени кристаллизации и большему очищению как периферийных зон, так и особенно нижних горизонтов слитка, то наблюдается большая отрицательная ликвация по сравнению с обычным слитком [2].

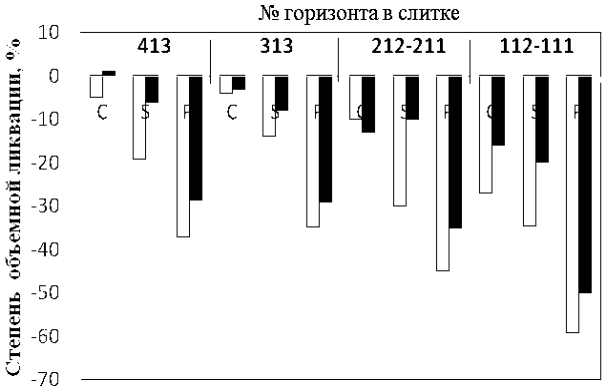


Рис. 4. Сравнение степени объемной ликвации C, S, P по горизонтам для обычного слитка и слитка с доливкой прибыли:
□ – с доливкой; ■ – обычный

Изменение направленности кристаллизации в результате доливки оказало влияние и на дендритный параметр, то есть от боковой поверхности слитка наблюдается рост дендритного параметра, а в районе белой линии наблюдается его резкое увеличение в 1,6 раза.

Объемная доля дендритов снижается к белой линии и далее возрастает к центру слитка, то есть доливка прибыли замедлила кристаллизацию. При этом плотность дендритной структуры в слитке с доливкой прибыли больше в 1,4 раза, чем в обычном слитке в результате большей подпитки жидким металлом междендритного пространства.

Таким образом, выявленные закономерности свидетельствуют о повышении плотности дендритной структуры, повышении отрицательной ликвации и снижении количества неметаллических включений за счет их большего

выноса конвективными потоками жидкого металла, находящегося в жидкой фазе дольше вследствие доливки, в прибыль.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Жульев, С. И.* Производство и проблемы качества кузнечного слитка: монография / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан / ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. – 168 с.

2. *Руцкий, Д. В.* Исследование химической неоднородности кузнечных слитков для крупногабаритных заготовок тяжелого машиностроения: дис. … канд. техн. наук / Д. В. Руцкий / ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 140 с.

УДК 669.18-412

Е. А. Колесниченко *– ст.,* ***С. И. Жульев*** *– д-р техн. наук,*
С. А. Пегишева *– канд.техн.наук,* ***Д. В. Руцкий*** *– канд.техн.наук*

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ЛИТОГО МЕТАЛЛА ВБЛИЗИ ВТОРИЧНОЙ УСАДОЧНОЙ РАКОВИНЫ СЛИТКА С ПРЯМОЙ КОНУСНОСТЬЮ

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

Исследован слиток стали 20 массой 5,9 т с прямой конусностью, имеющий узкую и длинную вторичную усадочную раковину. Установлено, что в слоях, прилегающих к усадочной раковине, наблюдается наибольшая пористость, наименьшая плотность дендритных осей, значительная степень ликвации по сере и углероду с увеличением ширины ликвационной зоны.

The ingot of a steel in 20 weight 5,9 t from a straight line taper, having a narrow and long secondary shrinkable bowl is investigated. It is established, that in the layers adjoining to a shrinkable bowl, the greatest porosity, the least density dendrite axes, considerable degree ликвации on sulphur and carbon with increase in width aliquation zones is observed.

Ключевые слова: слиток, прямая конусность, вторичная усадочная раковина, степень ликвации, пористость, плотность дендритных осей, междендритное расстояние.

Keywords: ingot, a straight line taper, a secondary shrinkable bowl, aliquation degree, porosity, density dendrite axes, interdendrite distance.

В настоящее время особенно остро стоит вопрос о снижении себестоимости продукции при сохранении ее высокого качества. С целью повышения выхода годного металла предложен новый слиток с прямой конусностью. В обычных слитках осевая рыхлость сосредоточена в верхней части, тогда как в слитках с прямой конусностью дефекты осевой зоны, имеют благоприятное расположение – зона осевой неоднородности имеет большую длину, но меньшую ширину.

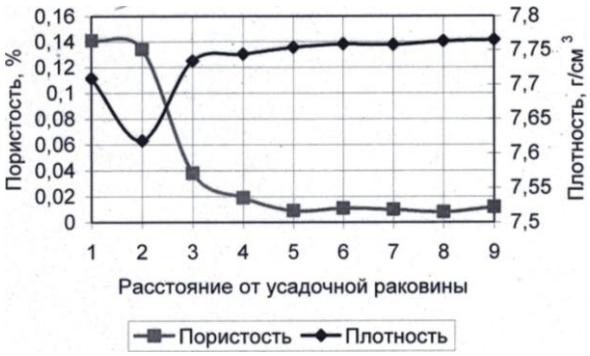
Исследование выполняли на металле слитка стали 20 массой 5,9 т измененной конфигурации (с прямой конусностью), обусловливающей получение узкой вторичной усадочной раковины в теле слитка, которая должна закатываться при прокатке сорта. Целью данной работы было изучение металла вокруг вторичной усадочной раковины, представляющего особый ин-терес для заваривания этого дефекта при прокатке.

В работе изучалась ликвационная неоднородность, загрязненность стали неметаллическими включениями, параметры микроструктуры, пористость и плотность металла вдоль и вблизи вторичной усадочной раковины по мере удаления от центра к краю слитка. Исследование проводили на образцах, вырезанных из темплетов, непосредственно прилегающих к вторичной усадочной раковине, на трех горизонтах с послойным шлифованием через 1 мм.

В результате исследования было выявлено, что наибольшая степень ликвации по углероду (25 %) наблюдается в слоях, непосредственно прилегающих к усадочной раковине на каждом горизонте, но глубина ликвационной зоны увеличивается от устья усадочной раковины к ее верхней части примерно в два раза. В нижней части вторичной усадочной раковины ширина зоны скопления ликвирующих примесей составляет 9 мм, а в верхней части – 22 мм. В процентном соотношении ширина ликвационной зоны от диаметра слитка составляет: 4,5 % внизу вторичной усадочной раковины и 10 % в верхней ее части. Ликвация углерода подтверждается изменением количества перлита в структуре пропорционально изменению содержания углерода. Содержание серы и фосфора в пределах ликвационной зоны изменяется нелинейно: оно максимально на расстоянии 3–4 мм от усадочной раковины. Изменение индекса загрязненности стали неметаллическими включениями (в частности, сульфидами и оксисульфидами) согласуется с химической неоднородностью серы в пределах ликвационной зоны.

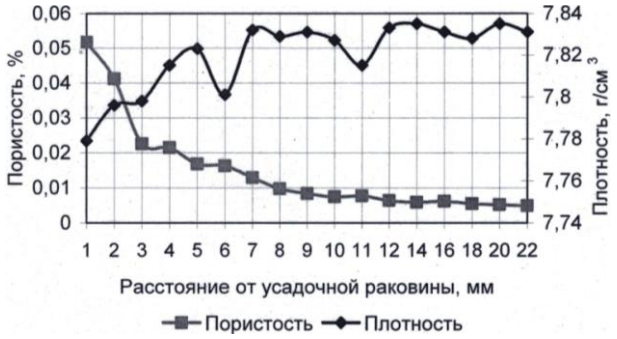
Установлено также изменение плотности и пористости стали по мере удаления от поверхности вторичной усадочной раковины к краю слитка. Наибольшая пористость наблюдается в слоях, непосредственно прилегающих к усадочной раковине, что связано с оттеснением газов в жидкие слои металла движущимся фронтом кристаллизации и выносом их в верхнюю часть под мост затвердевшего металла. Снижение пористости в образце верхнего устья вторичной усадочной раковины свидетельствует об их выделении в данную раковину (см. рисунок).

Плотность металла находится в обратной зависимости от его пористости. Значительные изменения значений плотности можно наблюдать в первых четырех-пяти слоях образцов.



а

б



в

Изменение значений пористости и плотности металла вокруг и вдоль вторичной усадочной раковины:
а – значения плотности и пористости металла на нижнем горизонте вторичной усадочной раковины; *б* – значения плотности и пористости металла на среднем горизонте вторичной усадочной раковины; *в* – значения плотности и пористости металла на верхнем горизонте вторичной усадочной раковины

Параметры дендритной структуры

Номер слоя (от оси слитка)	Междендритное расстояние, мм			Объемная доля дендритных осей, %		
	Низ раковины	Середина раковины	Верх раковины	Низ раковины	Середина раковины	Верх раковины
1	0,438	0,432	0,434	58,1	60,7	62,3
2	0,356	0,4	0,351	68,9	64,9	58,8
3	0,416	0,411	0,43	64,9	64,2	61,8
4	0,398	0,405	0,429	65,4	63,8	62,3
5	0,29	0,398	0,425	68,5	65,7	62,2

Это также можно объяснить тем, что именно в этой области находится наибольшее количество ликватов. А, как известно, примесные атомы, скапливаясь в междендритных пространствах, уменьшают плотность металла*. Это подтверждается изменением значения дендритного параметра в исследуемых областях – по мере удаления от центра слитка к его боковой поверхности плотность дендритных осей увеличивается, а междендритное расстояние уменьшается (см. таблицу).

Таким образом, в первых трех-четырех слоях (3–4 мм) максимальная степень ликвации углерода равна +25 %, серы – от -1,1 до +25 %; фосфора – от –8,8 до +7,5 % (первая цифра соответствует низу, вторая – верху вторичной усадочной раковины). Однако при значительной степени ликвации углерода и серы в этих слоях отсутствуют избыточные карбидные включения, а сульфидных и оксисульфидных включений большее количество. При дальнейшей деформации они пластично деформируются, не приводя к хрупкому разрушению проката. Это позволит при определенных степенях обжатия заварить данную вторичную раковину при прокатке.

* *Ефимов, В. А.* Технологии современной металлургии / В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.

УДК 672.622

А. В. Мозговой *– инж.,* ***С. И. Жульев*** *– д-р техн. наук,*
Д. В. Руцкий *– канд. техн. наук,* ***Д. Н. Федоров*** *– канд. техн. наук,* ***Н. А. Зюбан*** *– д-р техн. наук*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ СЛИТКА, ИСПОЛЬЗУЕМОГО ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА СОРТОВОГО ПРОКАТА

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

В статье приводятся результаты исследования структурной и физической неоднородности слитка применяемого для производства сортового проката. Произведено термометрирование наружной поверхности изложницы в процессе затвердевания слитка, рассчитана тепловая работа прибыльной части.

In article results of research of structural and physical heterogeneity of an ingot of high-quality hire applied to manufacture are resulted. It is made thermometring an external surface chill mould in the course of ingot hardening, thermal work of a profitable part is calculated.

Ключевые слова: прокат, слиток, кристаллическое строение, термометрирование, тепловая работа прибыльной надставки, осевая рыхлость, тепловой баланс.

Keywords: hire, ingot, a crystal structure, thermometring, thermal work of profitable stage, axial friability, thermal balance.

Мониторинг конкурентной среды показал, что сортовой прокат в диаметрах 280–330 мм производят всего пять заводов в мире, а, следовательно, переход на этот вид продукции может значительно повысить конкурентоспособность завода. Исходя из этого, перспективным направлением развития большинства существующих производств, и в том числе ЗАО ВМЗ "Красный Октябрь", является усложнение профиле-марочного сортамента выпускаемой продукции, в частности, увеличение в ней доли крупносортового проката (диаметром 280–330 мм и выше). Однако при существующем уровне развития технологии попытки получить сортовой прокат большего диаметра зачастую сталкиваются со значительным увеличением брака, выявляемого при ультразвуковом контроле (УЗК) изделий.

Традиционно для производства сортового проката применяются слитки массой 6,61 т (табл. 1). Прибыльная надставка таких слитков футеруется песчанно-глинистыми тепловкладышами, а утепление головной части слитков осуществляется перлитно-графитовой смесью.

Таблица 1

Параметры слитка для сортового проката

Параметры слитка	Показатели
Масса слитка, т	6,61
H/D	2,94
Конусность тела слитка, %	3,7
Конусность прибыли, %	22,6
Объем прибыли, %	13,3

Для выявления причин возникновения брака при производстве крупногосортового проката исследовали строение и макроструктуру рассматриваемого слитка и провели термометрирование наружной поверхности изложницы в период кристаллизации слитка.

Для исследования макроструктуры из слитка стали 20 была вырезана продольная осевая плита, которая разрезалась на темплеты. Разная окраска осей дендритов и межосных участков контрастно выявляет дендритную структуру и позволяет производить ее изучение. Для выявления границ структурных зон слитков в графическом редакторе измерялись длина и угол наклона больших осей дендритов, попавших на секущую. Причем угол считался между осью и горизонталью.

В результате исследования макроструктуры слитка 6,61 т были определены следующие структурные и дефектные зоны (табл. 2).

Таблица 2

Структурные зоны слитка

Зона слитка	Значения параметров
1. Корковая зона: – ширина зоны в верхней части слитка, мм – ширина зоны в нижней части слитка, мм	 10 15
2. Зона столбчатых дендритов: – ширина зоны в верхней части слитка, мм – ширина зоны в нижней части слитка, мм	 70 110
3. Конус осаждения: – высота, мм – % к высоте тела слитка	 636 33,9
4. Зона крупных различно ориентированных дендритов: – % к площади осевого темплета	 49,1
5. Осевая зона: – протяженность, мм – % к высоте тела слитка – % к диаметру слитка	 836 44,5 19,4

В рамках данной работы наибольший интерес представляет зона осевой рыхлости, так как именно этот дефект наследуется готовым изделием и приводит к его отбраковке. Зона осевой рыхлости является областью сосредоточения V-образных трещин и несплошностей в виде пор. Она сформирована из дендритов размером 3–8 мм. Относительный диаметр осевой зоны в исследуемом слитке составляет 10–20 % от ширины тела слитка.

В исследованном слитке массой 6,61 т величина раскрытия V-образных трещин (рис. 1)

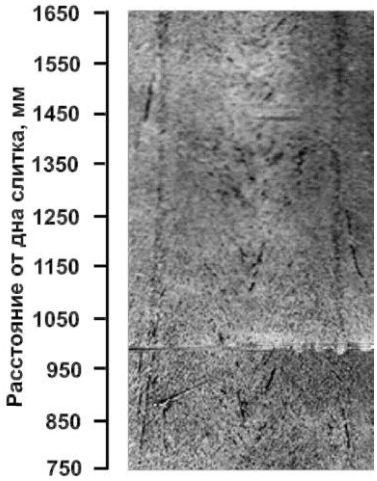


Рис. 1. Осевая зона слитка массой 6,61 т стали 20

изменяется в пределах 0,75–4,5мм, длина от 0,7 до 12,7 мм, и их средняя длина составляет 5,8 мм.

В осевой зоне наблюдается большое количество пор, помимо отдельных пор существуют протяженные их скопления. Поры в основном небольшие 0,3–0,7 мм, в их расположении прослеживается V-образная закономерность.

Таким образом, как показали исследования, слитки, предназначенные для дальнейшего передела – прокатки и обжатия, имеют широко развитые осевые дефекты, которые не всегда устраняются в процессе деформационной обработки заготовки.

Анализ зависимости уровня брака от степени суммарного обжатия показал, что при степенях обжатия более ≈ 3 (что соответствует диаметру ≈220 мм), диаметр проката мало влияет на уровень брака, однако при меньших значениях степени обжатия количество отбракованных изделий резко возрастает пропорционально их диаметру. Это связано с тем, что усилий деформации становится недостаточно для того, чтобы полностью заварить дефекты осевой зоны при обработке давлением, и они наследуются прокатом и выявляются при последующем ультразвуковом контроле.

Возникновение осевых дефектов в слитке зависит от многих факторов, в том числе и от правильно организованной работы прибыли.

Для оценки эффективности работы прибыли были проведены замеры температуры поверхности изложницы во время кристаллизации слитка, что позволило осуществить математическое моделирование тепловых процессов при затвердевании металла. В результате были построены графики распределения температур по сечению слитка и изложницы (рис. 2). Затвердевание осевой области происходит в условиях максимального переохлаждения расплава и характеризуется ускоренным образованием твердожидкой фазы в вертикальном направлении. Вследствие того, что скорость формирования кристаллического каркаса осевой зоны в вертикальном направлении значительно превышает скорость полного затвердевания металла, в осевой области образуется протяженная твердожидкая зона сравнительно небольшого диаметра. Затвердевание данной области происходит практически одновременно по всей высоте слитка, сопровождаясь усадкой металла. Важнейшую роль при формировании осевой зоны играет прибыльная надставка слитка, она призвана обеспечивать подпитку жидким металлом центральных объемов слитка при их кристаллизации. Кристаллизация металла прибыльной части слитка и осевых объемов происходит с приблизительно одинаковой скоростью (рис. 2), что не позволяет добиться эффективной подпитки осевой зоны на последних этапах кристаллизации и приводит к образованию развитой зоны осевой рыхлости.

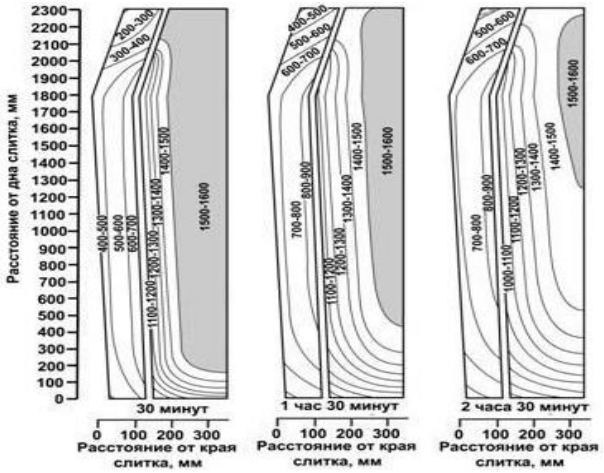


Рис. 2. Распределение температур по сечению слитка при кристаллизации

На основании полученных результатов, а также с учетом технических рекомендаций ВМЗ "Красный Октябрь" был разработан слиток массой 7,0 т для производства крупносортового проката, параметры которого представлены в табл. 3.

Предложенный слиток обладает меньшим параметром H/D, что в совокупности с уменьшением высоты тела слитка позволяет добиться

Таблица 3

Параметры слитка для крупносортового проката 7,0 т

Параметры слитка	Показатели
Масса слитка, т	7,0
H/D	2,07
Конусность тела слитка, %	6,0
Конусность прибыли, %	20
Объем прибыли, %	13

Таблица 4

Тепловой баланс прибыльных надставок слитков 6,61 и 7,0 т

Показатели	Количество тепла			
	Слиток массой 6,61 т		Слиток массой 7,0 т	
	Мдж	%	Мдж	%
Приход				
Охлаждение металла до температуры солидуса (Q_1)	50,74	14,50	60,60	14,52
Охлаждение металла до температуры ликвидуса (Q_2)	26,02	7,45	31,08	7,45
Охлаждение металла до средней температуры по слитку (Q_3)	11,72	3,35	13,98	3,35
Скрытая теплота кристаллизации (Q_4)	260,90	74,68	311,62	74,68
Расход				
Потери на нагрев футеровки и прибыли (Q_5)	165,39	47,39	157,96	40,90
Потери с наружной поверхности прибыли (Q_6)	53,40	15,30	45,07	11,67
Потери от зеркала металла (Q_7)	33,47	9,59	20,08	5,20
Работа прибыли (Q_8)	96,74	27,72	163,09	42,23

большей степени обжатия при производстве крупносортового проката.

Кроме того, применение восьмигранной прибыльной надставки, утепленной теплоизоляционными плитами ПВК в сочетании с экзотермической смесью EXOLUPU 30-J-590/S, позволило в значительной степени повысить эффективность работы прибыли по сравнению со слитком массой 6,61 т (табл. 4).

Опытно-промышленное опробование слитка массой 7,0 т с измененными геометрическими параметрами для получения крупносортового проката диаметром от 270 до 340 мм показало, что по результатам ультразвукового контроля во всех 72 опытных заготовках осевых дефектов обнаружено не было.

Выводы

1. Установлено, что дефекты УЗК, выявляемые на крупносортовом прокате являются следами зоны осевой рыхлости, которая не заковывается при степенях обжатия менее 3.

2. Наличие протяженной осевой дефектной области в используемых слитках обусловлено низкой эффективностью работы прибыли.

3. Изменение геометрии изложницы и прибыльной надставки в совокупности с применением более качественных теплоизоляционных материалов позволило получить слиток, адаптированный для производства крупносортового проката.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Жульев, С. И.* Слитки для крупных поковок / С. И. Жульев, А. П. Фоменко, К. Е. Титов, Е. И. Бузинов, Д. Н. Федоров, Д. В. Руцкий // Сталь. – 2005. – № 11. – С. 41–44.

2. *Вейник, А. И.* Теплообмен между слитком и изложницей / А. И. Вейник. – М.: Металлургиздат, 1959. – 358 с.

3. *Жульев, С. И.* Структурная неоднородность крупного кузнечного слитка конструкционной стали / С. И. Жульев, К. Е. Титов, С. Н. Чекалин // Современные проблемы металлургического производства: сб. тр. Междунар. науч.-техн. конф., Волгоград, 1–3 октября 2002 г. – Волгоград, 2002. – С. 180–184.

УДК 669.15-4:620.18

В. Ф. Петрова *– канд. техн. наук,* ***С. И. Жульев*** *– д-р техн. наук,* ***К. Е. Титов*** *– канд. техн. наук*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНОКУЛИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ЗОН И ХИМИЧЕСКУЮ ОДНОРОДНОСТЬ КРУПНОГО СЛИТКА

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

В статье приведены результаты исследования влияния инокуляторов, получаемых непосредственно в процессе вакуумной разливки, на химическую однородность крупных слитков и на формирование структурных зон слитков. Установлено, что инокулирование частицами той же стали, полученными при распылении струи в вакууме, сокращает время затвердевания в 1,2 раза, приводит к уменьшению дендритного параметра, что в конечном итоге ведет к общему снижению химической неоднородности, устраняет дугообразные трещины.

In article results of research of influence inoculation, obtained directly in the course of vacuum casting, on chemical uniformity of large ingots and on formation of structural zones of ingots are resulted. It is established, that inoculation by the particles of the same steel received at dispersion of a stream in vacuum, reduces hardening time in 1,2 times, leads to reduction dendrite parametre, that finally conducts to the general decrease in chemical heterogeneity, eliminates bow-shaped cracks.

Ключевые слова: инокулятор, вакуумная разливка, ликвация, дендритный параметр.
Keywords: inoculator, vacuum casting, aliquation, dendrite parameter

Первичная структура литого металла во многом определяет его вторичную структуру и свойства деформированной стали в готовом изделии. Межветвенные расстояния кристаллов

влияют на дисперсность и распределение сегрегаций примесей, выделение первичных и вторичных фаз, в том числе и неметаллических включений, а также условия зарождения центров перекристаллизации при охлаждении металла. При больших объемах затвердевающего металла образуются крупные примесные сегрегации, влияющие на служебные характеристики готовых изделий. Воздействуя на литую кристаллическую структуру металла, например, введением в расплав инокуляторов, возможно управление формированием конечной структуры и свойствами металла изделий [1].

Авторами проводилось исследование литой дендритной структуры двух слитков стали 38ХН3МФА массой 24,2 т, отлитых по обычной технологии и с инокуляцией. Инокуляторы формировались распылением части струи расплава.

После термообработки из сравниваемых слитков были вырезаны продольные осевые плиты толщиной 25 мм (рис. 1).

Дендритную структуру выявляли реактивом Обергоффера. Для определения дендритного

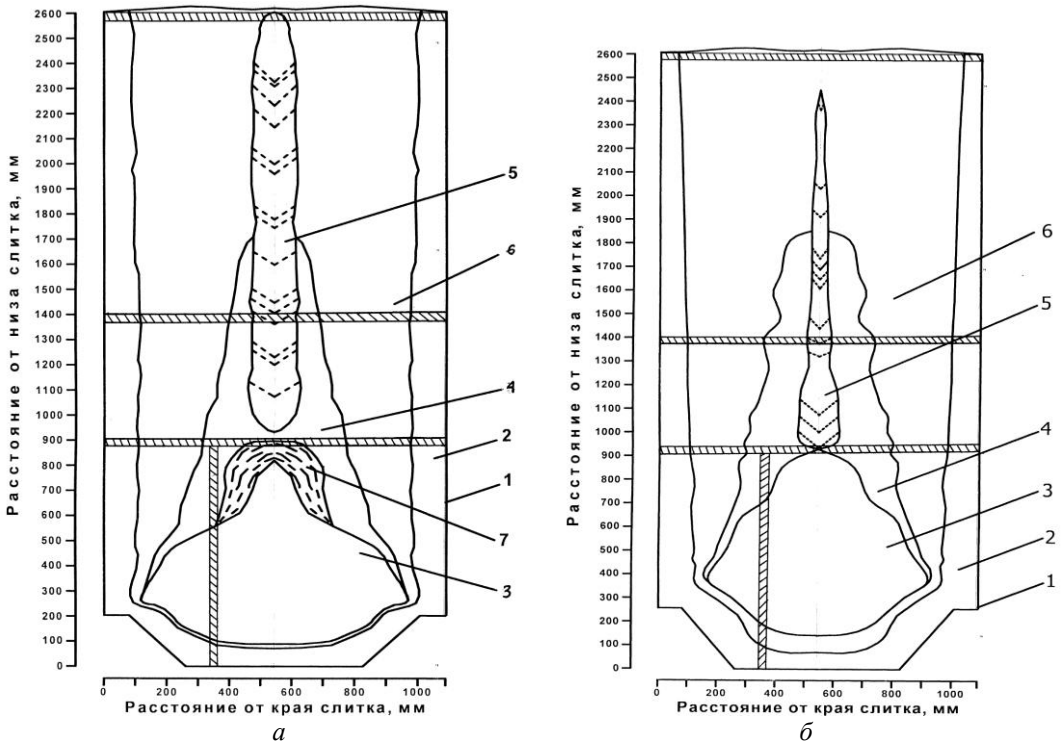


Рис. 1. Структурные зоны в слитках стали 38ХН3МФА:
а – обычный слиток, *б* – инокулированный слиток; *1* – корковая зона; *2* – зона столбчатых кристаллов; *3* – конус осаждения; *4* – зона мелких равноосных кристаллов; *5* – осевая зона; *6* – зона крупных равноосных кристаллов; *7* – зона дугообразных трещин; ▨ – места отбора проб

параметра использовали линейный метод Розиваля. Кристаллическую структуру фотографировали цифровым фотоаппаратом через микроскоп МБС-9 с дальнейшей обработкой полученных фотографий с помощью редактора Adobe PhotoShop. Для определения скорости затвердевания по замеренным величинам дендритного параметра пользовались графиками М. Флемингса [2]. Химический состав металла исследовался спектральным анализом проб. Параметры дендритной структуры металла слитков представлены в таблице.

Параметры дендритной структуры различных зон слитков

Параметр в обычном/инокулированном слитке	Зоны слитков				
	Крупные различно ориентированные	Мелкие различно ориентированные	Конус осаждения	Осевая зона	Среднее значение
Размер кристаллов, мм	9,9/9,7	5,0/6,8	4,5/4,9	5,6/9,7	6,3/7,8
Плотность кристаллов, см-1	1,7/1,8	2,7/2,7	2,7/3,0	2,0/2,1	2,3/2,4
Дендритный параметр, мм	0,194/0,184	0,165/0,147	0,160/0,131	0,166/0,117	0,171/0,145

Введение инокуляторов снижало температуру расплава в изложнице на 15 °С и уменьшало градиент температур между твердой и жидкой фазами, что отразилось на уменьшении суммарной доли корковой и столбчатой зон слитка, отлитого с инокуляцией, на 5,7 %. Известно, что столбчатые кристаллы прекращают свой рост после снятия перегрева жидкого ядра. При этом уменьшается скорость кристаллизации (рис. 2).

Следующая зона крупных различно ориентированных глобулярных дендритов (рис. 1) формировалась при постепенном снижении скорости кристаллизации. При этом слиток, отлитый с инокуляторами, наращивал твердую фазу быстрее, чем обычный (рис. 2), глобулярные кристаллы этой зоны были меньше и имели большую плотность и меньшие величины дендритного параметра, чем в обычном слитке (см. таблицу).

По мнению авторов, это может быть объяснено тем, что инокуляторы, расплавляясь, распадались на фрагменты (кластеры, сиботаксисы), которые сохраняли ближний порядок атомов и служили зародышами твердых кристаллов, растущих в жидком ядре. Последние, оседая вниз, формировали конус осаждения, увеличив его на 8,5 %, и зону мелких различно ориентированных кристаллов, объем которой вырос на 156 %.

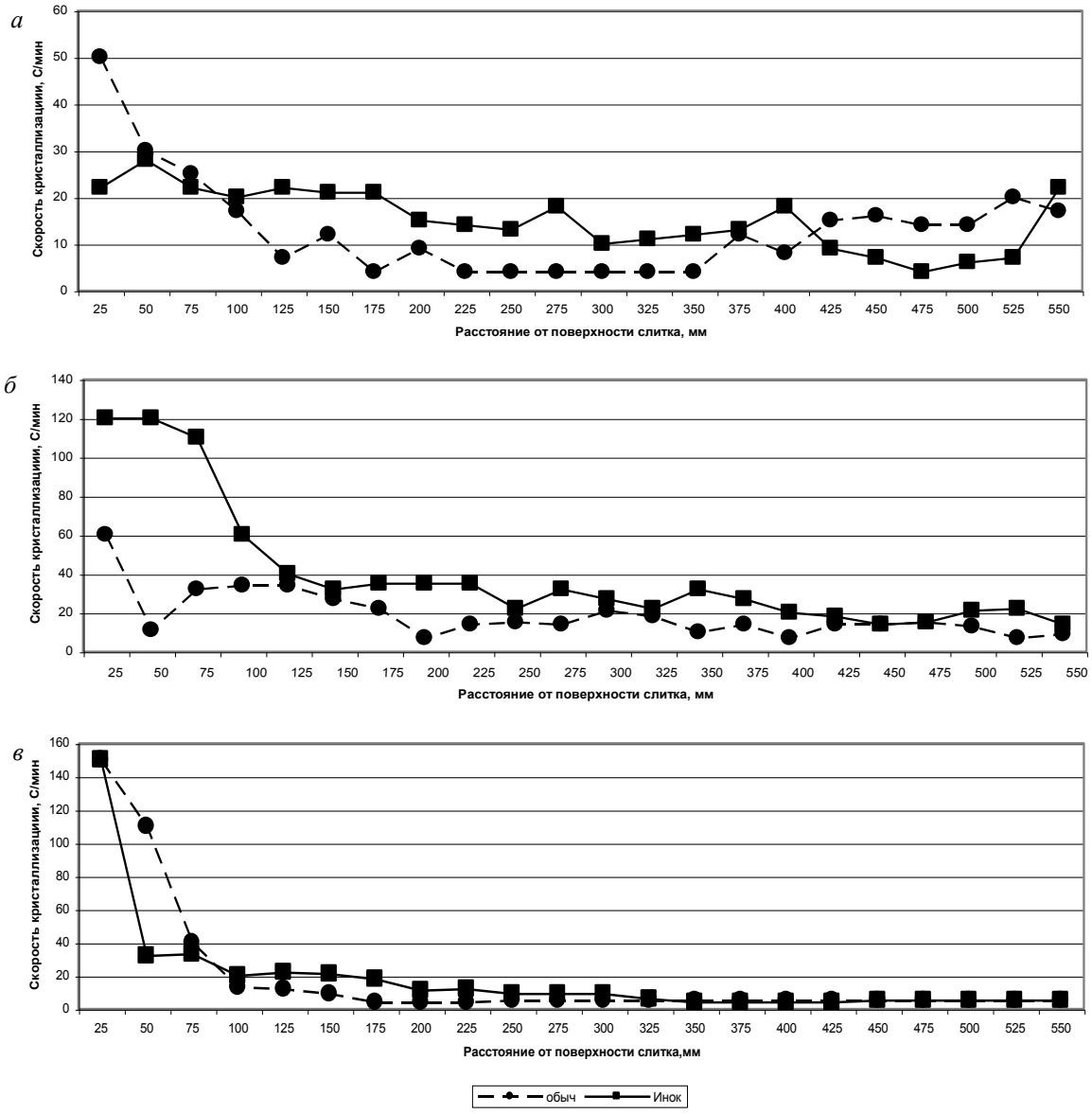


Рис. 2. Скорость кристаллизации на различных горизонтах слитков:
а – горизонт 2600 мм, *б* – горизонт 1400 мм, *в* – горизонт 900 мм

Раннее формирование большого количества зародышей и их оседание в нижнюю часть слитка очистило расплав жидкого ядра, кристаллы которого в меньшей степени участвовали в формировании твердой фазы, кристаллизующейся последовательно от стенок изложниц. Зона крупных глобулярных кристаллов в обычном слитке больше и сформирована из более крупных кристаллов. Скорость затвердевания всех кристаллических зон, замеренная по дендритному параметру кристаллов, была выше в слитке, отлитом с инокуляцией (рис. 2).

Ускоренное формирование нижней части слитка за счет большего количества выпадающих на более ранней стадии кристаллов при более успешной подпитке жидким расплавом их дальнейшего затвердевания обеспечивало более плотное строение металла, что не позволило зародиться дугообразным трещинам над вершиной конуса осаждения в слитке, отлитом с инокуляцией. Это существенный результат данного способа разливки, устраняющий один из дефектов осевой зоны крупного кузнечного слитка [3].

Существенное снижение ликвации углерода как по сечению, так и по высоте инокулированного слитка (рис. 3) объясняется меньшим развитием микроликвации по всему объему слитка при ускоренном наращивании твердой фазы в инокулированном слитке, а также сокращением объема жидкой фазы при быстром формировании высокого конуса осаждения.

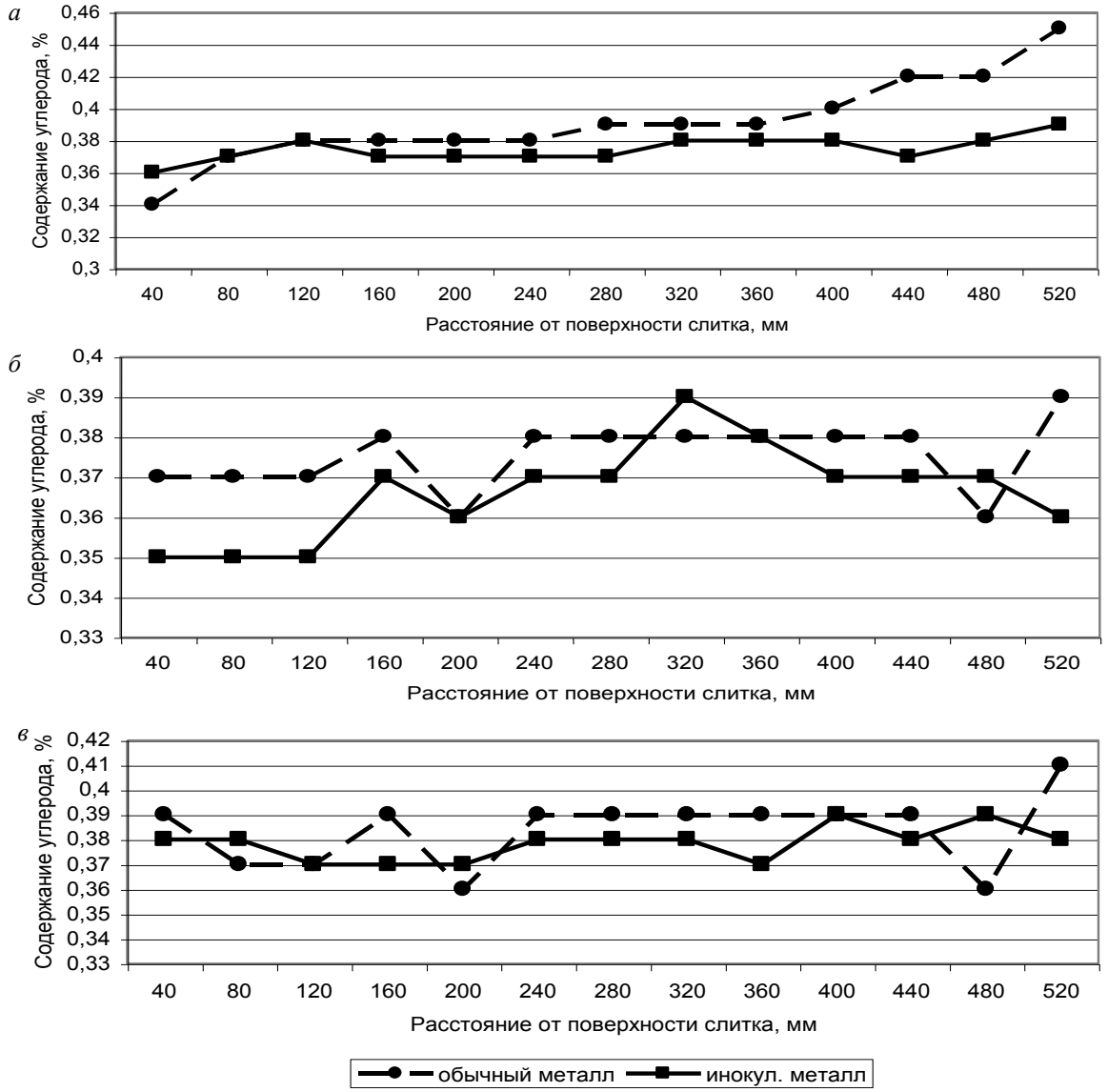


Рис. 3. Распределение углерода по сечению различных горизонтов:
а – горизонт 2600 мм, *б* – горизонт 1400 мм, *в* – горизонт 900 мм

Выводы

1. Установлено, что инокулирование приводит к уменьшению дендритного параметра, формирующего слиток кристаллов, на всех исследованных горизонтах в среднем в 1,2 раза и сокращает время затвердевания слитка, что обеспечивает общее снижение его химической неоднородности в 1,5–2 раза.

2. За счет более раннего формирования конуса осаждения и зоны мелких различно ориентированных дендритов и лучшей подпитки этих зон жидким маточным расплавом почти полностью устранены дугообразные трещины в осевой зоне инокулированного слитка.

3. Снижение кристаллической и химической неоднородности металла слитка, отлитого с инокуляцией, гарантирует более высокую стабильность механических свойств металла готовых изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Жульев, С. И.* Влияние инокуляторов на качество слитков и изделий / Н. А. Зюбан, С. И. Жульев // Сталь. – 2001. – № 6. – С. 57–60.

2. *Флемингс, М. К.* Процессы затвердевания / М. К. Флемингс; пер. с англ. – М.: Мир, 1977. – 423 с.

3. *Жульев, С. И.* Дугообразные трещины в крупном кузнечном слитке / С. И. Жульев, Г. П. Шевкун, В. Ф. Петрова, Н. С. Масловская // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 11. –С. 31–35.

УДК 669.15-4:620.18

Ю. А. Посламовская *– канд. техн. наук,* ***С. И. Жульев*** *– д-р техн. наук,*
А. И. Горунов *– студ.,* ***С. Б. Гаманюк*** *– студ.*

ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ ДОННОЙ ЧАСТИ КРУПНЫХ КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКОВ*

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

В статье приведены результаты исследования кристаллического строения донной части крупных кузнечных слитков конструкционной стали марки 35ХН3МФА. Выявлено существование переходной зоны, наличие которой свидетельствуют о реализации как последовательного, так и объемного механизмов кристаллизации в процессе затвердевания стального слитка.

In article results of research of a crystal structure of a ground part of large forge ingots of a constructional steel 35CrNi3MoVA are resulted. Existence of the transitive zone which presence testify to realisation both consecutive, and volume mechanisms of crystallisation in the course of hardening of a steel ingot is revealed.

Ключевые сова: крупный кузнечный слиток, кристаллическое строение, конус осаждения, переходная зона, направленный теплоотвод, столбчатые кристаллы, различно ориентированные кристаллы.

Keywords: a large forge ingot, a crystal structure, a sedimentation cone, the transitive zone, the directed heat-conducting path, fringe crystals, variously focused crystals.

Развитие отечественного машиностроения ставит задачу повышения качества крупногабаритных изделий ответственного назначения, для изготовления которых необходимы кузнечные слитки массой от 10 до 200 т. Затвердевание крупных объемов металла сопровождается значительным развитием структурной и химической неоднородностей. Причем увеличение массы слитка усиливает неоднородность металла. В связи с этим актуально комплексное углубленное исследование дендритного строения крупных кузнечных слитков, которое позволяет установить закономерности затвердевания жидкого металла в изложнице и управлять процессом структурообразования с целью повышения однородности стальных изделий и снижения степени развития внутренних дефектов. *

В рамках данной работы проводилось исследование кристаллического строения донной части крупных кузнечных слитков конструкционной стали марки 35ХН3МФА, отлитых по традиционной технологии в литейную оснастку обычной геометрии (масса 24,2 т) и с выпуклым поддоном (масса 22,5 т).

Структура металла изучалась после электрохимического травления в 20 %-ном растворе серной кислоты. В изучаемой области слитков строились дугообразные секущие с шагом 10 мм, повторяющие контуры конуса осаждения, по которым производили измерения параметров дендритной структуры. В результате исследований в донной части стальных слитков была обнаружена ранее мало изученная переходная зона, которая занимает промежуточное положение между зоной столбчатых кристаллов, растущих от поддона, и зоной мелких глобулярных кристаллов конуса осаждения. Протяженность зоны непостоянна и меняется в зависимости от высоты столбчатых кристаллов.

В работе [1] ранее был изучен характер изменения зоны столбчатой кристаллизации в слитках обычной геометрии и с вогнутой донной частью. В слитке обычной конфигурации высота столбчатых кристаллов у основания поддона (секущие 0–200) меньше, чем на боковых его участках (секущие 200–500). В слитке с вогнутым поддоном, наоборот, на горизонтальном участке ширина столбчатой зоны больше, чем у боковых сторон (рис. 1).

* Работа сделана при поддержке РФФИ проекта № 07-08-0051 от 02 апреля 2007 года "Изучение фундаментальных закономерностей формирования дефектов при кристаллизации сверхкрупных металлических тел".

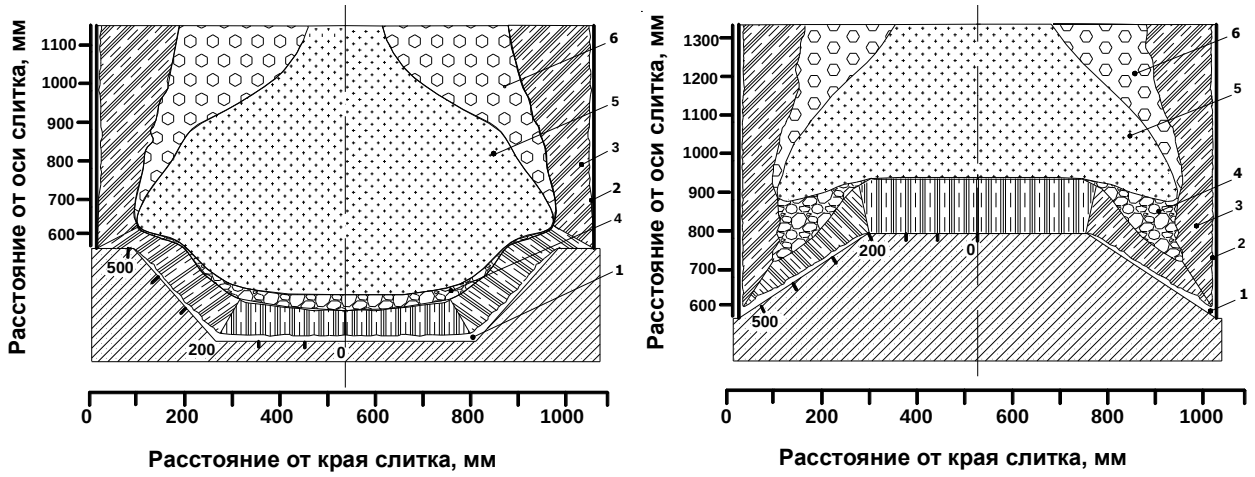


Рис. 1. Схема строения донной части обычного слитка (*а*) и слитка с вогнутым поддоном (*б*):
1 – воздушный зазор, *2* – корковая зона, *3* – зона столбчатых кристаллов, *4* – переходная зона, *5* – конус осаждения, *6* – зона различно ориентированных кристаллов

Характер расположения зоны столбчатой кристаллизации обусловливается условиями теплоотдачи в донной части слитка. В слитке обычной конфигурации интенсивность отвода тепла от его основания понижена из-за меньшей толщины поддона и воздушного зазора, образующегося в результате линейной усадки кристаллизующихся объемов металла. На стыке поддона с изложницей образуется своеобразная ступенька из литейной оснастки, на которой в результате усадки происходит зависание слитка. Ширина столбчатой зоны на данном участке максимальна (секущая 570), так как тесный контакт слитка с изложницей исключает образование воздушного зазора и обеспечивает хорошие условия теплопередачи. В слитке с вогнутым поддоном плотное прилегание тела слитка к его снованию, что способствует росту столбчатых кристаллов.

В процессе нарастания твердого остова слитка снижается величина переохлаждения и образующийся воздушный зазор, уменьшается интенсивность направленного теплоотвода. В результате в донной части слитка рост столбчатых кристаллов прекращается и благоприятные условия для своего развития получают различно ориентированные кристаллы переходной зоны (рис. 2).

Размер кристаллов переходной зоны в три раза больше кристаллов, формирующих зону конуса осаждения. Так, например, для слитка обычной геометрии, отлитого по традиционной технологии, длина большой оси кристалла в переходной зоне колеблется от 2,7 до 5,5 мм, в то время как величина кристаллов конуса осаждения в донной части слитка изменяется от 1 до 1,9 мм (см. таблицу). Угол наклона дендритов в переходной зоне относительно горизонтали в среднем больше 45°, и такая ориентировка прослеживается на высоту 15–20 мм до мелкокристаллической области конуса осаждения.

Однако по отношению к однородным кристаллам верхних горизонтов слитка различно ориентированные кристаллы переходной зоны имеют меньший размер. Вероятно, такое строение объясняется высокой скоростью охлаждения донной части слитка. При этом, согласно теории последовательной кристаллизации, мелкоглобулярное строение нижней трети слитка

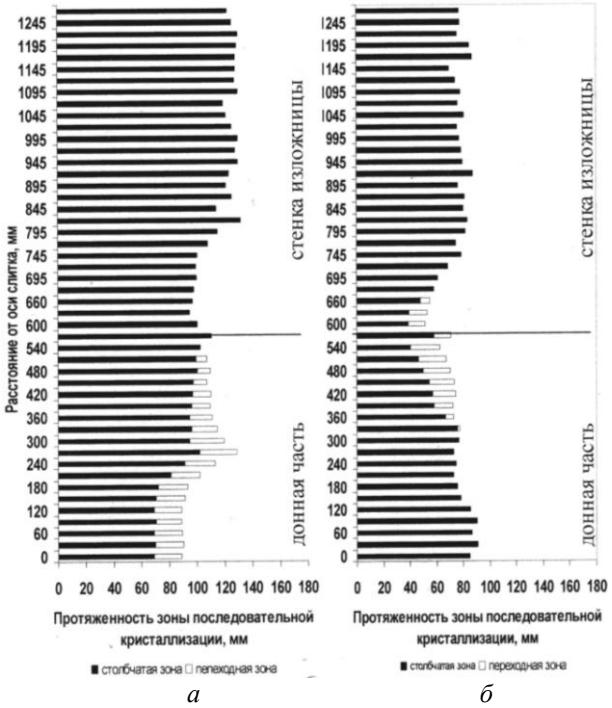


Рис. 2. Ширина зоны последовательной кристаллизации нижней половины слитков:
а – обычный слиток; *б* – слиток с вогнутой донной частью

определятся влиянием "толстого поддона, более тесного контакта слитка с изложницей, а также большим отношением поверхности охлаждения к затвердевающему объему металла" [2].

Таким образом, выявленная промежуточная переходная зона и мелкокристаллическое строение вышележащих горизонтов конуса свидетельствуют о реализации как последовательного, так и объемного механизмов кристаллизации в процессе затвердевания слитка. Ограниченная протяженность переходной зоны связана с формированием области концентрационного переохлаждения у бокового фронта кристаллизации и зарождением в этом объеме дендритов. Неразвитые дендриты оседают в донную часть слитка с образованием слоистой структуры конуса осаждения, останавливая рост последовательного фронта затвердевания в его нижней части.

Параметры кристаллической структуры донной части слитков

Структурная зона	Обычный слиток	Слиток с вогнутой донной частью	Инокулированный слиток	Слиток с доливкой прибыли
Переходная зона, мм	2,7-5,5 / 3,2	2,1-6 / 3,1	2,4-5 / 3,5	2,5-5,2 / 3,3
Конус осаждения, мм	1-1,9 / 1,6	1,2-2,2 / 1,7	1,1-1,9 / 1,5	1-1,9 / 1,6

Примечание. В числителе – интервал разброса значений, в знаменателе – среднее значение.

Подтверждением данной гипотезы может служить еще одна особенность в строении донной части слитков. Как известно, зона столбчатой кристаллизации развивается в результате интенсивного направленного теплоотвода и высокого градиента температур [3]. Массивный поддон литейной оснастки имеет большую теплоаккумулирующую способность по сравнению со стенками изложницы. При этом графики, представленные на рис. 2, свидетельствуют о меньшей протяженности зоны последовательной кристаллизации на секущих от 0 до 570 (донная часть слитка) и от 570 до 800 (максимальный диаметр конуса осаждения) по сравнению с вышележащими горизонтами, что хорошо заметно на слитке обычной геометрии, отлитом по традиционной технологии. Зона столбчатых кристаллов у стенок изложницы продолжает утолщаться и дает картину, схематически изображенную на рис. 1.

Таким образом, проведенное исследование кристаллической структуры донной части крупных кузнечных слитках позволяет сделать следующие выводы:

1. Кристаллическая структура переходной зоны в донной части слитка идентична зоне различно ориентированных равноосных кристаллов его верхних горизонтов.

2. Ограниченная протяженность переходной зоны обусловлена торможением развития последовательной кристаллизации оседающими изолированными кристаллами, образующимися в двухфазной жидкотвердой области вдоль бокового фронта затвердевания.

3. Образование промежуточной переходной зоны в донной части стальных слитков, свидетельствует о реализации как последовательного, так и объемного механизмов кристаллизации в процессе их затвердевания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Шамрей, В. А.* Исследование поверхностных слоев кузнечных слитков / В. А. Шамрей, С. И. Жульев // Научные сообщения КДН: бюл. / Волгогр. клуб докторов наук. – Волгоград, 2004. – № 13. – С. 33–36.

2. *Трубин, К. Г.* Металлургия стали / К. Г. Трубин, Г. Н. Ойкс. – М.: Металлургиздат, 1957. – 714 с.

3. *Гайдай, П. И.* Кристаллизация и строение слитка / П. И. Гайдай // Металлургия: – СУДПРОМГИЗ, 1958. – Т. 1. – С. 95–112.

УДК 669.15 – 4:620.18

С. Б. Гаманюк *– студ.,* ***С. В. Ящук*** *– студ.,* ***Д. В. Руцкий*** *– канд. техн. наук*

ОСОБЕННОСТИ ВНУТРЕННЕГО СТРОЕНИЯ И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСЕЙ В СЛИТКЕ СТАЛИ 38ХН3МФА

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

Проводилось исследование распределения примесей, и плотности металла на различных горизонтах слитка обычной геометрии стали 38ХН3МФА. Результаты исследования показали, что изменение плотности металла связано с особенностями строения слитка.

Research of distribution of impurity, and metal density on various horizons of an ingot of usual geometry of a steel 38CrNi3MoVA was carried out. Results of research have been shown, that change of density of metal is connected with features of a structure of an ingot.

Ключевые слова: слиток, степень ликвации, примеси, плотность металла, дендритная структура.
Keywords: ingot, aliquation degree, impurity, metal density, dendrite structure.

Процесс кристаллизации слитков большой массы сопровождается развитием структурной и химической неоднородностей, поэтому важной задачей при получении качественных

стальных изделий является повышение однородности стального слитка.

Улучшение кристаллического строения, можно, достичь путем активного вмешательства в процесс кристаллизации. Однако без представления о механизме формирования структурных зон слитка, управление этим процессом невозможно. Выяснение механизма процесса формирования слитка, определяющего его структуру, характер и степень развития неоднородности, имеет большое практическое значение. Учитывая влияние ряда факторов на механизм кристаллизации, можно получить литую заготовку с заданным кристаллическим строением.

В данной работе проводилось исследование распределения примесей и плотности металла на различных горизонтах исследуемого слитка. Объектом исследования являлся, слиток обычной геометрии стали 38ХН3МФА массой 24,2 т. После полного затвердевания и термообработки из слитка механической порезкой была вырезана продольная осевая плита толщиной 25 мм, из которой затем были изготовлены темплеты размером 200×350 мм. Для выявления дендритной структуры темплеты подвергались электролитическому травлению в 20 % растворе H_2SO_4.

Химический состав проб металла определялся спектральным анализом. Степень ликвации и суммарная ликвация элементов рассчитывалась по известным формулам [1]. Измерение плотности проб металла проводили методом, регламентированным ГОСТ 25281-82, измерением массы образцов на воздухе и в воде с последующим определением плотности. Результаты исследования химической неоднородности и плотности металла на трех горизонтах слитка приведены на рис. 1, 2.

На рис. 1, *а, б, в* показано распределение C, S и P. Из графиков видно, что на нижнем горизонте от края к центру слитка содержание C, S и P уменьшается. На данном уровне располагается зона конуса осаждения, для которого характерны мелкокристаллическое строение 5–6 мм и отрицательная ликвация примесей. На среднем горизонте с приближением к осевым объемам слитка содержание ликватов имеет тенденцию к повышению. Это вызвано тем, что скорость роста кристаллов от поверхности снижена в связи замедлением теплоотвода, что

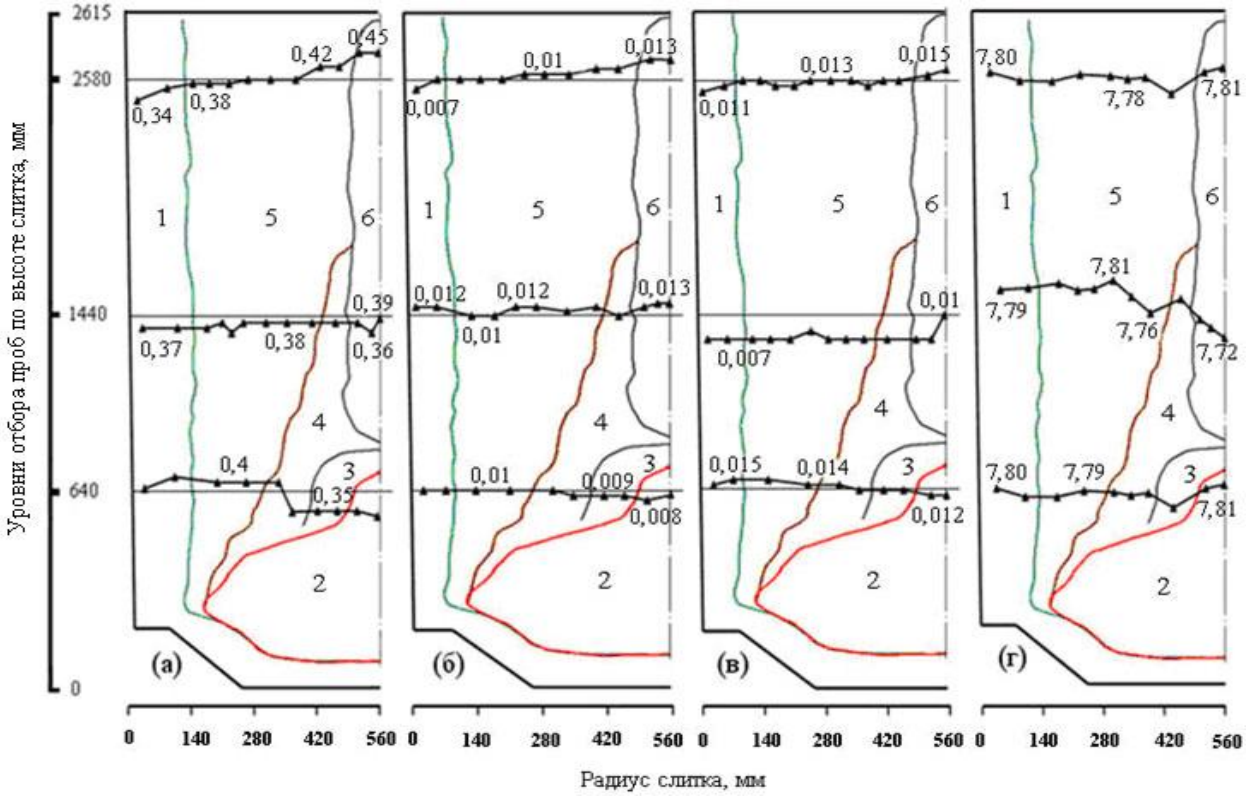


Рис. 1. Распределение углерода (*а*), серы (*б*), фосфора (*в*) и плотности металла (*г*) на различных горизонтах слитка обычной геометрии массой 24,2 т:

1 – зона столбчатых кристаллов; *2* – зона конуса осаждения; *3* – зона дугообразных трещин; *4* – зона мелких различно ориентированных кристаллов; *5* – зона крупных различно ориентированных кристаллов; *6* – зона осевой рыхлости и V-образных трещин

способствует усилению ликвационных процессов. В подприбыльной части слитка содержание ликвирующих элементов (C, S, P) от периферии к центру повышается. Это можно объяснить тем, что в данной части большое влияние оказывает тепловая работа прибыльной надставки, вследствие чего металл более длительное время находится в жидком состоянии, и тем самым увеличивается время его затвердевания. В результате содержание C, S и P по отношению к ковшевой пробе возрастает, обогащая центральную зону слитка, затвердевающую в последнею очередь. Причиной такого распределения ликватов на различных горизонтах слитка является различие в скорости и условиях их затвердевания.

На рис. 1, *г* показано изменение плотности металла на трех горизонтах слитка. В нижней части с приближением к оси плотность металла в зоне дугообразных трещин резко падает, а в зоне конуса осаждения возрастает. Это связано с повышенной пористостью металла в зоне дугообразных трещин.

На среднем горизонте плотность металла от периферии к оси слитка уменьшается. Причем наибольшее снижение наблюдается в осевой зоне, в которой сосредоточено максимальное количество дефектов усадочного происхождения (осевая рыхлость, V-образные трещины и др.). По кристаллическому строению границы этой зоны совпадают с сильно обогащенной ликватами областью положительной ликвации элементов в слитке (рис. 1, *г*).

В подприбыльной части слитка плотность металла от периферии к оси практически не изменяется и на всей ширине слитка остается постоянной, что связано с образованием плотного подприбыльного моста металла в верху слитка. Результаты расчета величины суммарной ликвации приведены на рис. 2.

Расчет степени ликвационной неоднородности показал, что в нижней части слитка, в зоне конуса осаждения, наблюдается отрицательная ликвация элементов, которая составляет –11 % C, –20 % S, –8 % P; с увеличением высоты слитка концентрация примесей повышается, максимальная степень ликвации составляет +18 % C, +30 % S, +15 % P.

Наибольшей склонностью к ликвации обладают C, S и P (рис. 2), что совпадает с литературными данными, так как их коэффициент ликвации (1–k) составляет 0,87; 0,89 и 0,87 соответственно [1–3]. Распределение Mo, V, Ni, Cr,

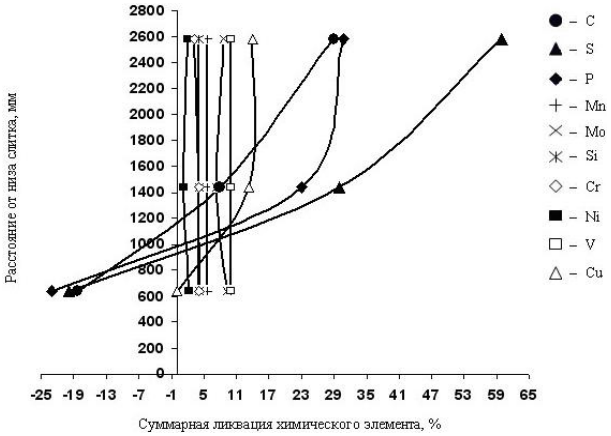


Рис. 2. Изменение суммарной ликвации химических элементов по высоте слитка обычной геометрии массой 24,2 т

Si и Mn равномерное, степень их ликвации не превышает 5 %, а коэффициент ликвации 0,35. Это подтверждает литературные данные о том, что данные элементы не склонны к макроликвации.

Выводы

Изменение плотности металла связано с особенностями строения слитка. На нижнем горизонте с приближением к оси плотность металла в зоне дугообразных трещин резко падает, а в зоне конуса осаждения возрастает. На среднем горизонте плотность металла от периферии к оси слитка уменьшается. Причем наибольшие снижение наблюдается в осевой зоне, в которой сосредоточено максимальное количество дефектов усадочного происхождения (осевая рыхлость, V-образные трещины и др.). В подприбыльной части плотность металла от периферии к оси практически не изменяется и на всей ширине слитка остается постоянной.

Распределение ликватов по высоте слитка неоднородно, что согласуется с изменением параметров дендритной структуры. Наибольшую степень ликвации имеют C, S и P, с увеличением высоты слитка она возрастает. Распределение Mo, V, Ni, Cr, Si и Mn по высоте слитка равномерное.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Руцкий, Д. В.* Повышение качества и эффективности производства крупногабаритных полых изделий / Д. В. Руцкий, С. И. Жульев, А. В. Мозговой, К. Е. Титов // Технология машиностроения. – 2007. – № 10. – С. 8–11.

2. *Кудрин, В. А.* Теория и технология производства стали / В. А. Кудрин. – М.: Мир, 2003. – 528 с.

3. *Воскобойников, В. Г.* Общая металлургия / В. Г. Воскобойников, В. А. Кудрин, А. М. Якушев. – М.: Металлургия, 2000. – 768 с.

УДК 669.15 - 4:620.18

***А. И. Горунов** – студ., **В. В. Науменко** – студ., **Д. В. Руцкий** – канд. техн. наук*

ВЛИЯНИЕ ДОЛИВКИ ПРИБЫЛЬНОЙ ЧАСТИ НА ПРОЦЕСС ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СЛИТКА СТАЛИ 38ХН3МФА

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

В данной статье приведены результаты исследования слитков из стали марки 38ХН3МФА, массой 24,2 и 23,5 тонны соответственно обычной отливки и с доливкой прибыли жидким металлом. Исследованы особенности строения, и расположения структурных зон слитков.

In given article results of research of ingots from a steel 38CrNi3MoVA, by weight of 24,2 and 23,5 tons according to usual casting and with afterteeming profits liquid metal are resulted. Features of a structure, and an arrangement of structural zones of ingots are investigated.

Ключевые слова: кристаллизация, слиток, дендритный параметр, структурная неоднородность, «светлая» полоса.
Keywords: crystallisation, an ingot, dendrtite parameter, structural heterogeneity, a "light" strip.

Повышение требований к качеству металла крупногабаритных изделий атомной энергетики, тяжелого машиностроения обусловливает потребность в получении крупных кузнечных слитков. С увеличением массы слитка и длительности затвердевания в нем повышается физическая, химическая и структурная неоднородность, которые полностью не устраняются во время ковки, механической и термической обработки.

Дефекты слитка, перешедшие в изделие, могут привести к поломке агрегата, в котором они работают, что недопустимо для такого вида изделий [1].

Целью данной работы являлось установление влияния доливки прибыльной части слитка жидким металлом на условия его затвердевания посредством изучения особенностей строения и расположения структурных зон слитков. В работе приведены результаты исследования дендритной структуры слитков из стали марки 38ХН3МФА массой 24,2 и 23,5 т обычной отливки и с доливкой прибыли жидким металлом. В результате исследования были определены границы структурных зон слитков.

После затвердевания и термообработки из слитков были вырезаны продольные осевые плиты толщиной 25 мм, из которых были изготовлены макротемплеты размером 200х300 мм. Структура металла выявлялась электролитическим травлением в 20 %-ном водном растворе серной кислоты. Темплеты с выявленной макроструктурой сканировались на сканере с раз-

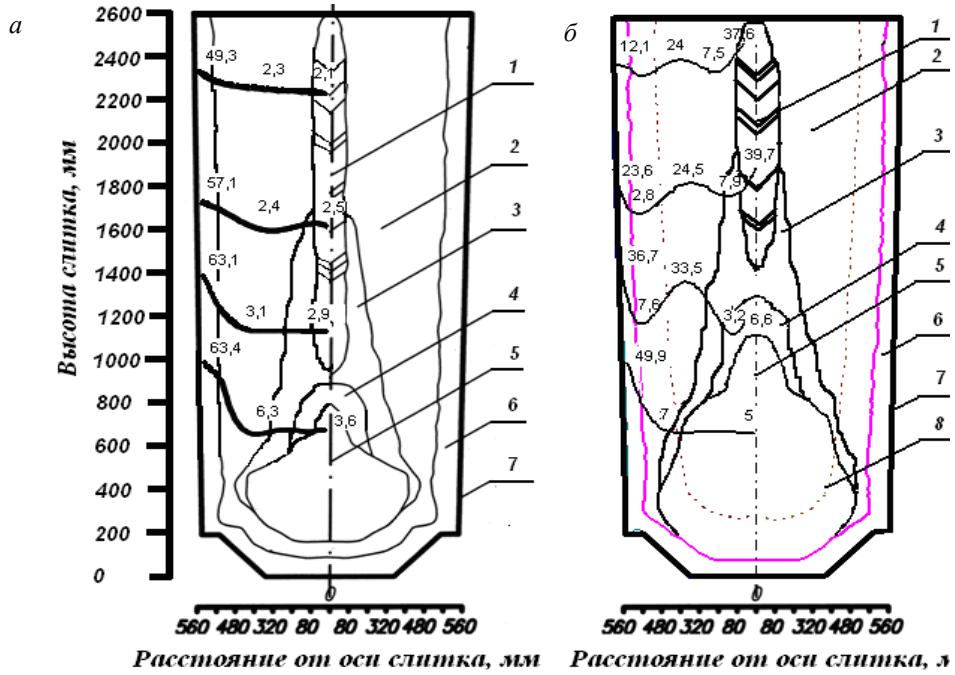


Рис. 1. Сопоставление структурных зон с размерами кристаллов для слитка из стали 38ХН3МФА: *а* – обычный слиток; *б* – слиток с доливкой прибыли; *1* – зона осевой рыхлости и V-образных трещин; *2* – зона крупных различно ориентированных кристаллов; *3* – зона мелких различно-ориентированных кристаллов; *4* – зона дугообразных трещин; *5* – зона конуса осаждения; *6* – зона столбчатых дендритов; *7* – корковая зона; *8* – белая линия

решением 900 dpi и цветностью 256 оттенков серого.

На осевом макротемплете от дна по всей длине тела слитка проводились секущие горизонтали через каждые 50 мм. Затем производился подсчет количества осей дендритов, попавших на секущую. Для выявления границ структурных зон слитков в графическом редакторе измерялись длина и угол наклона больших осей дендритов, попавших на секущую [2].

При исследовании макроструктуры слитка стали 38ХН3МФА массой 24,2 и 23,52 тонны с измерением таких параметров, как длина больших осей дендритов и угол наклона этих осей к горизонту, был определен ряд структурных зон (рис. 1).

По всей высоте слитка 23,52 т обнаружена светлая полоса, образовавшаяся в результате доливки прибыли порцией горячего металла, которая размыла образовавшийся слой ликватов перед фронтом кристаллизации.

В зоне конуса осаждения белая линия имеет нечеткий размытый вид (рис. 2).

В целом анализ кристаллической структуры металла показал имеющуюся разницу в размерах дендритов (рис. 3). Структура конуса осаждения обоих слитков представляет собой кри-

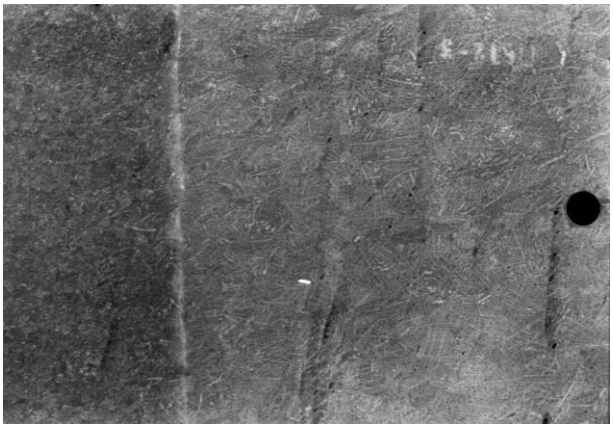


Рис. 2. Участок темплета с выявленной макроструктурой слитка 23,52 т из стали марки 38ХН3МФА (×100)

сталлы размером около 4–5 мм, в то время как в объемах металла, непосредственно к нему прилегающих, дендриты имеют размер 6–7 мм.

Анализ изменения размеров кристаллов по ширине слитка показал, что при переходе в зоне крупных различно ориентированных кристаллов в слитке с доливкой через светлую линию в направлении к оси слитка происходит резкое увеличение размера дендрита, приблизительно в 1,3 раза. Это вызвано тем, что при доливке более горячего металла в изложницу темпера-

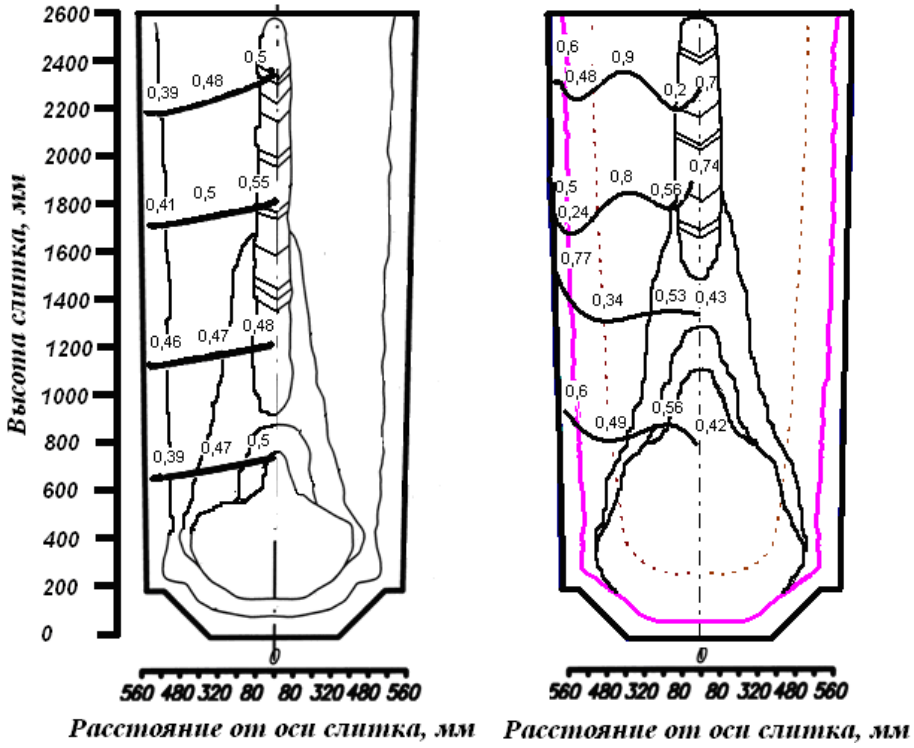


Рис. 3. Сопоставление структурных зон с дендритным параметром кристаллов для слитков из стали 38ХН3МФА: *а* – обычный слиток; *б* – слиток с доливкой прибыли

турный градиент увеличивается, вследствие чего по последовательному механизму кристаллизации образуются дендриты большего размера. Об этом свидетельствует и угол наклона главных осей дендритов, который составляет 60–70° к горизонту, поскольку направление их роста зависит от расположения теплового центра.

В результате исследования было установлено, что доливка прибыли оказала значительное влияние на процесс кристаллизации, в результате которой образовалась обедненная ликвирующими элементами область перед формирующимся фронтом. Это повлекло за собой резкое изменение дендритного параметра и размера главной оси дендритов как в белой линии, так и за ней.

Изучение дендритной структуры слитка с доливкой прибыли по сравнению с обычным позволяет понять процесс формирования дендритной структуры, а, следовательно, и управлять этим процессом. Это дает возможность получать различные свойства в зависимости от назначения изделия, получаемого из слитков.

Выводы

1. Слиток с доливкой прибыли отличается от обычного слитка размерами и протяженностью структурных зон. Протяженность дефектной осевой зоны слитка с доливкой прибыли меньше, чем у обычного. Это говорит о том, что подпитка данной зоны была эффективнее.

2. Во время доливки жидким металлом произошло размывание слоя ликватов и оплавление дендритов перед фронтом кристаллизации в области мелких различно ориентированных кристаллов. Это повлекло за собой образование новой зоны, которая получила название "белая линия", и изменение процесса кристаллизации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Жульев, С. И.* Производство и проблемы качества кузнечного слитка: монография / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан / ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. – 168 с.

2. *Жульев, С. И.* Исследование процесса затвердевания осевой зоны крупного слитка спокойной стали: дис. канд. техн. наук / С. И. Жульев. – М.: МИСиС, 1978. – 161 с.

УДК 658.56.012.7

Д. Н. Федоров *– канд. техн. наук,* ***С. А. Гузенков****, инж.*

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА КРУПНОСОРТОВОГО ПРОКАТА НА ОСНОВЕ ОПТИМИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Волгоградский государственный технический университет (e-mail: tecmat@vstu.ru)
ЗАО "Волгоградский металлургический завод "Красный Октябрь"

В статье приводиться анализ влияния сталеплавильных факторов на отбраковку крупносортового проката по УЗК (на примере стали 45) и разработке мероприятий по стабилизации его качества на основе технологического прогнозирования образования дефектов.

The analysis of influence of steel-smelting factors on rejection large scale rollings on ultrasonic control (on an example of a steel 45) and working out of actions for stabilisation of its quality on the basis of technological forecasting of formation of defects is resulted

Ключевые слова: крупносортовой прокат, скорость кристаллизации ,осевые дефекты, десульфурация, внепечная обработка.

Keywords: large scale rollings, speed of crystallisation, axial defects, sulfur removal, outfurnace processing.

На Волгоградском металлургическом заводе "Красный Октябрь" значительную долю в производимой продукции составляет сортовой прокат диаметром от 250 до 330 мм. Большая часть такого проката изготавливается из среднеуглеродистых низколегированных марок стали, в том числе с нормированным содержанием серы. Причем с каждым годом возрастает производство как круга большого диаметра (280–330 мм), так и стали с регламентированной серой.

В начале 2006 г. увеличилось число плавок с отбраковкой уже обточенных штанг по дефектам в осевой зоне, которые выявлялись ультразвуковым контролем (УЗК). Указанные дефекты обнаруживались как со стороны прибыли слитка (литера "А"), так и со стороны донной части (литера "Н"). Анализ распределения брака штанг по соответствующим сифонам и литерам отливаемых слитков показал, что наибольшая доля брака приходится на слитки первого сифона. Причем, если для плавок с нормированной серой брак штанг с данного сифона в литерах "А" и "Н" находятся примерно на одинаковом уровне, то для плавок с ненормированной серой отсортировка штанг из литеры "А" в 1,5–2 раза выше, чем от литеры "Н". Данное обстоятельство дает возможность полагать, что обнаруженные УЗК дефекты представляют собой незаварившиеся при прокатке слитков остатки усадочной рыхлости (литера "А"), а также осевые трещины по скоплениям ликватов и неметаллических включений (литера "Н").

Образование таких дефектов обычно происходит при кристаллизации слитков и связано как с качеством самого металла (технологией его внепечной обработки), так и с физико-

химическими процессами, происходящими в литейной форме (изложнице) [1, 2].

В работе [3] было показано, что в основном качество сортовых заготовок зависит от сталеплавильных факторов. Однако при нагреве и прокатке заготовок можно ухудшить их качество, но можно его и существенно улучшить, используя информацию в виде регрессионных моделей, полученных для предыдущего передела.

Настоящая работа посвящена анализу влияния сталеплавильных факторов на отбраковку крупносортового проката по УЗК и разработке мероприятий по стабилизации его качества на основе технологического прогнозирования образования дефектов. Анализ выполнялся на примере стали типа "45", выплавляемой с химическим составом и требованиями по стандартам DIN и ASTM. Случайная выборка включала в себя 126 плавок. Первоначально в генеральную совокупность данных вошли 18 анализируемых факторов внепечной обработки и разливки стали. В качестве функции отклика была взята поплавочная доля брака в круге диаметром 280–330 мм.

Процедура статистического анализа в настоящее время достаточно хорошо представлена в пакетах прикладных программ "STADIA", "STATISTICA" и других, поэтому результаты оценки достоверности и значимости полученных моделей по соответствующим критериям опускаются.

Полученное уравнение регрессии (R = 0,56) наиболее статистически значимых технологических факторов:

$$B = 0{,}19 \cdot d_{\text{пр}} - 0{,}02 \cdot \frac{\text{Mn}}{S} - 0{,}94 \cdot \frac{\text{Al}}{S} - 20{,}6 \cdot v_{\text{кр}} - 32{,}1,$$

где B – поплавочный брак, %; $d_{\text{пр}}$ – диаметр проката, мм; Mn, Al, S – содержание марганца, алюминия и серы в окончательном химическом анализе, %; $v_{\text{кр}}$ – средняя скорость кристаллизации тела слитка, определенная экспериментально, см/мин.

Последний фактор ($v_{\text{кр}}$) определяет тип используемого при разливке стали слитка (сортовой или листовой). Характеристики слитков приведены в таблице.

Характеристики слитков ЗАО "ВМЗ "Красный Октябрь"

Тип слитка	Профиль	Масса, т	Отношение длин граней		Конусность, %		H/D	$v_{кр}$, см/мин
			вверху	внизу	по широким граням	по узким граням		
Листовой	Прямоугольник	6,96	1,26	1,45	2,4	4,2	2,81	0,78
Сортовой	Квадрат	6,70	1,03	1,02	3,7	3,7	2,94	0,50

Полученное уравнение позволяет проанализировать влияние каждого из факторов, входящих в него, на вероятность возникновения дефектов. Степень этого влияния определялась по коэффициентам эластичности, которые характеризуют долю воздействия отдельного фактора при прочих зафиксированных на среднем уровне. Наибольшее воздействие на отбраковку сортового проката по УЗК оказывает его диаметр (76,4 %), затем средняя скорость кристаллизации тела слитка (19,1 %), далее отношение алюминия к сере (3,1 %) и марганца к сере (1,4 %).

Первый из приведенных факторов характеризует степень деформации заготовки при использовании существующих на заводе типоразмеров слитков, которая уменьшается с увеличением диаметра проката и не позволяет заваривать осевую рыхлость. Остальные три фактора в той или иной мере ответственны за характер распределения и морфологию сульфидных включений.

Известно [4], что критические скорости кристаллизации, предупреждающие интенсивную ликвацию серы в осевую зону слитка, зависят от состава стали и повышаются с увеличением содержания углерода. Так, для стали с содержанием углерода 0,4–0,6 % критическая скорость кристаллизации находится на уровне 0,5–0,6 см/мин, в то время как для чистого железа она равна 0,18 см/мин. Общеизвестно, что исключительно важную роль в изменении состава, формы и распределения сульфидов в стали играет марганец, а особенно алюминий как более сильный раскислитель [5].

В промышленных слитках всегда реализу-

ются условия, приводящие к возникновению микро- и макронеоднородности по сере и, соответственно, по сульфидным включениям, что, как правило, сопровождается резким снижением пластических и вязких свойств стали с образованием внутренних трещин. Особенно ярко этот процесс выражается при докритических значениях приведенных выше параметров.

На рис. 1 показана динамика поплавочного брака в зависимости от диаметра проката: при наилучшем сочетании сталеплавильных факторов, входящих в уравнение (1), и фактическая при различном содержании в стали серы. Из данного рисунка видно, что, управляя только этими факторами, трудно добиться стабилизации величины брака на низком уровне. Поэтому была предложена технология внепечной обработки и разливки стали, направленная на снижение вероятности образования осевых дефектов слитков, исходящая из полученных выше результатов.

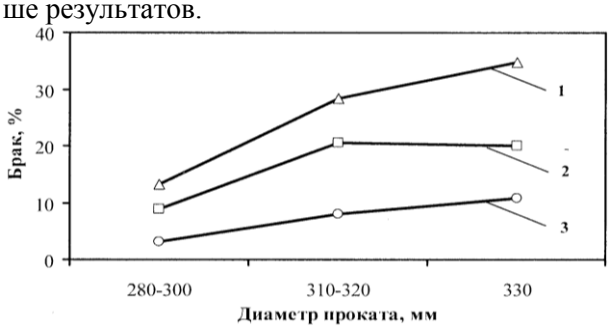


Рис. 1. Динамика изменения поплавочного брака по УЗК в зависимости от диаметра сортового проката:
1 – с нормированным содержанием серы (S=0,020…0,040 %); *2* – с ненормированным содержанием серы; *3* – прогнозируемый при наилучшем сочетании факторов

Она включает в себя следующие основные моменты: проведение десульфурации металла на УПК до содержания серы не более 0,015 %, затем раскисление стали алюминием из расчета получения 0,02–0,04 % Al, ввод 1,0–1,2 кг/т силикокальциевой проволоки, жесткую продувку аргоном, а затем вакуумирование на УВС. При регламентированном содержании серы корректировка ее массовой доли осуществляется серосодержащей проволокой после вакуумирования с последующей мягкой продувкой аргоном.

Разливка стали производится в изложницу для листового слитка, который (как видно из таблицы) обладает характеристиками, отвечающими условиям направленной кристаллизации и подавления осевой ликвации серы. При этом теплоизоляция и обогрев прибыли осуществляется материалами, способствующими улучшению ее тепловой работы.

Вышеописанная технология направлена на повышение эффективности удаления неметаллических включений при внепечной обработке стали, а также на их модифицирование с целью более равномерного распределения в кристаллизующемся слитке, в том числе за счет увеличения скорости затвердевания его тела и улучшения тепловой работы прибыли. Результаты проведения опытных плавок низко- и среднеуглеродистых марок стали с различным содержанием серы сравнивались с данными за январь-март 2006 г., полученными на серийных плавках по действующей технологии (рис. 2). Как видно из рисунка, опробование предложенной технологии позволило стабилизировать средний брак по УЗК в крупном профиле на уровне, не превышающем 5 % по всем маркам стали.

Комплексный подход к управлению качеством продукции металлургических предприятий требует совершенствования также и прокатной технологии. Особенно это относится к процессам нагрева слитков под прокатку и их деформации. Однако данные вопросы выходят за рамки настоящей статьи.

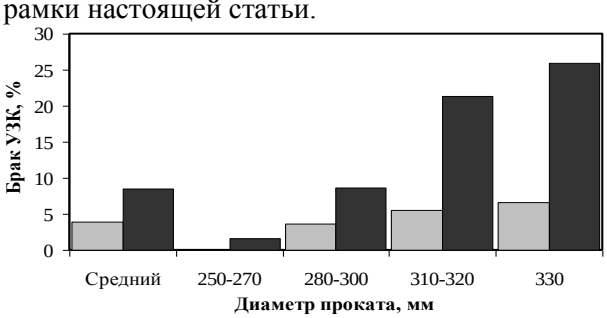


Рис. 2. Изменение доли брака по УЗК в зависимости от технологии внепечной обработки и разливки стали:
■ – опытные плавки; ■ – серийные плавки

Таким образом, проведенный на примере стали "45" анализ влияния сталеплавильных факторов на отбраковку крупносортового проката по УЗК показал необходимость модифицирования сульфидных включений при производстве стали с нормированным и ненормированным содержанием серы. Обнаруживаемые дефекты могут возникать как непосредственно в слитке за счет усадочных явлений, так и в процессе его деформации в виде трещин различной протяженности из-за скоплений в осевой зоне слитка сульфидных включений. Выполненный в данной работе анализ позволил выявить недостатки внепечной обработки и разливки стали и предложить новую технологию, позволяющую снизить брак готовой продукции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Сухарев, С. В.* Совершенствование технологии внепечной обработки колесной стали с использованием комплекса внепечной обработки / С. В. Сухарев // Металлург. – 2005. – № 3. – С. 34–38.

2. *Куклев, А. В.* Механизм образования внутренних трещин в слябах / А. В. Куклев // Сталь. – 2005. – № 8. – С. 83–87.

3. *Стеблов, А. Б.* Комплексный подход к качеству сортового проката / А. Б. Стеблов // Сталь. – 2004. – С. 43–45.

4. *Явойский, В. И.* Неметаллические включения и свойства стали / В. И. Явойский. – М.: Металлургия, 1980. – 176 с.

5. *Поволоцкий, Д. Я.* Алюминий в конструкционной стали / Д. Я. Поволоцкий. – М.: Металлургия, 1970. – 232 с.

УДК 621.746.584

М. В. Колодкин *– инж.,* ***Д. В. Руцкий*** *– канд. техн. наук,* ***С. И. Жульев*** *– д-р техн. наук*

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОИЗВОДСТВА ПОКОВОК ЗА СЧЕТ РАЗРАБОТКИ ГЕОМЕТРИИ БЕСПРИБЫЛЬНЫХ КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКОВ*

Волгоградский государственный технический университет (e-mail: tecmat@vstu.ru)
ОАО "БУММАШ" (г. Ижевск)

В статье, приведен математический расчет затвердевания слитков, показавший, что зона осевой рыхлости прибыльных слитков не развита или развита незначительно (слитки массой 9,5 и 10,0 т), поэтому при значительных величинах обжатия она гарантированно заваривается. Описаны комбинации новых поддонов, изложниц и надставок – холодильников.

Mathematical calculation of hardening of the ingots, is resulted, shown that the zone of axial friability of profitable ingots is not developed or developed slightly (ingots in weight 9,5 and 10,0), therefore at considerable values of drafting it garantee weldings. Combinations of new pallets, casting forms and extensions - refrigerators are described.

Ключевые слова: кристаллизация, слиток, поковка, моделирование, дефекты кристаллизации, ковка, обжатие, математическое моделирование.

Keywords: crystallisation, ingot, modelling, defects of crystallisation, forging, drafting, mathematical modelling.

Развитие техники предъявляет все более высокие требования к качеству кованых стальных изделий. Вместе с тем современные экономические условия требуют от промышленных предприятий, изготавливающих поковки или кованые изделия, постоянного поиска путей оптимизации расходов на них. Один из возможных путей оптимизации расходов – увеличение выхода годного металла слитков и снижение кузнечных припусков. *

Работы [1, 2, 3, 4] и другие позволили изучить и описать закономерности кристаллизации металла, формирование дефектов ликвационного и усадочного происхождения в слитке. Разработанные на основе математических моделей компьютерные программы моделирования формирования отливок, а также накопленные практические данные по исследованию металла слитков позволяют проектировать оптимальные кузнечные слитки с учетом требований, предъявляемых к кованым изделиям.

Слитки ОАО "Буммаш" и пути оптимизации производства поковок

Парк литейной оснастки предприятия ОАО "Буммаш" позволяет отливать верховым способом кузнечные слитки массой от 2 до 20 тонн. Слитки имеют следующие геометрические характеристики: сечение слитка – восьмигранное; отношение высоты тела слитка к среднему диаметру (H/D) – 1.6 ÷1.8; конусность слитка на обе стороны – 10 %.

Геометрические параметры слитков и технология утепления прибыльной части (применение теплоизолирующих вставок и экзотермической смеси) обеспечивают получение плотной макроструктуры осевой зоны слитка. Из слитков производится широкая номенклатура поковок: кольца, диски, трубы, валы, кубики, плиты и др. Полые поковки составляют до 30 % от общего количества производимых поковок. Более 80 % поковок валов подвергаются механической обработке.

Для снижения затрат на производство полых поковок и повышения качества металла был выполнен анализ слитков, применяемых для производства полых поковок. Наиболее экономичными и технологичными в плане достижения низких величин кузнечной обрези слитков и обеспечения качественных характеристик металла поковок являются слитки с захоложенной верхней частью [5]. Для их отливки вместо традиционной утепляющей прибыльной надставки используется массивная надставка-холодильник. Усадочная раковина в таком слитке сконцентрирована вдоль оси и удаляется при прошивке заготовки. Слитки с захоложенной верхней частью характеризуются меньшей трудоемкостью при подготовке литейной оснастки, имеют меньшую головную обрезь, а также характеризуются меньшей химической неоднородностью, что положительно сказывается на характеристиках механических свойств металла готовых изделий.

С целью снижения затрат на производство поковок валов за счет уменьшения кузнечных

* Работа выполнена в рамках проекта РФФИ №07-08-00511 "Изучение фундаментальных закономерностей формирования дефектов при кристаллизации сверхкрупных металлических тел".

припусков для механической обработки, а также для повышения качества кованого металла за счет глубокой проработки литой структуры слитка в процессе ковки был запущен в эксплуатацию четырехбойковый ковочный блок на гидравлическом прессе усилием 20 МН. Технические характеристики пресса и ковочного блока позволяют ковать слитки массой до 10 т с максимальным диаметром сечения слитков до 900 мм. Расчеты показали, что восьмигранные слитки массой 7,0–10,0 т с максимальным диаметром сечения 900 мм имеют параметр H/D > > 1,8. Геометрические параметры таких слитков не гарантируют формирование отливки с получением плотной макроструктуры металла осевой зоны, что негативно скажется на качестве металла кованого вала при небольших величинах укова.

Для снижения затрат на производство поковок и повышения качества металла кованых изделий возникла необходимость решить две задачи:

– спроектировать и внедрить для производства полых поковок слитки с захоложенной верхней частью с сосредоточенной вдоль оси слитка усадочной раковиной. Причем, чтобы не увеличивать парк дорогостоящей литейной оснастки, надставки-холодильники должны быть спроектированы для существующих изложниц;

– спроектировать и внедрить новые изложницы для отливки слитков, предназначенных для откова валов с применением четырехбойкового ковочного блока. Максимальный диаметр окружности, вписанной в поперечное сечение слитка, должен составлять 900 мм, максимальный вес слитков – 10 т. Слитки должны обладать плотной макроструктурой осевой зоны.

Результаты проектирования слитков

Проектирование геометрических размеров и параметров надставок-холодильников для существующего парка изложниц было осуществлено при условии – усадочная раковина должна быть сосредоточена вдоль оси слитка (рис. 1). Радиус области усадочных дефектов в слитке для полых поковок, отлитом с использованием надставки-холодильника, должен быть меньше радиуса области слитка, удаляемого при прошивке заготовки.

Моделирование кристаллизации металла слитка выполнено с применением программного комплекса "Crystal" [6, 7, 8, 9]. Моделирование показало, что наиболее благоприятное расположение усадочной раковины в слитке, предназначенном для производства полых поковок, получается при относительном объеме головной части слитков 7–8 %. При этом установка изложницы верхним торцом вниз на поддон обеспечивает отливку слитков с прямой конусностью с диаметром усадочной раковины 22–24 % от среднего диаметра тела слитка. Установка изложницы верхним торцом вверх на поддон обеспечивает отливку слитков с обратной конусностью. Диаметр усадочной раковины в этом случае составляет 23–27 %.

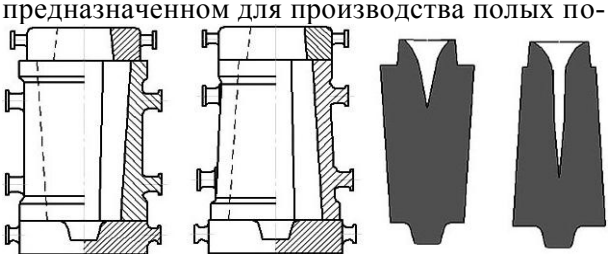


Рис. 1. Схема сборки литейной оснастки и результаты моделирования расположения дефектов усадки для слитков с захоложенной верхней частью

Схема сборки литейной оснастки для слитков с захоложенной верхней частью с обратной и прямой конусностью, отливаемых с использованием надставок-холодильников, а также результаты моделирования кристаллизации металла слитков представлены на рис. 1. Из двух вариантов отливки слитков с надставкой-холодильником для производства полых поковок оптимальным является слиток, уширенный книзу (с прямой конусностью), так как в этом варианте усадочная раковина в большей мере сосредоточена в осевой зоне и удаляется при прошивке заготовки.

При проектировании слитков для ковки валов (рис. 2) с применением четырехбойкового ковочного блока существенным ограничением явился заданный максимальный диаметр вписанной окружности – 900 мм, что определяется допустимой величиной раскрытия бойков ковочного блока.

Компьютерное моделирование кристаллизации металла слитков показало, что для обеспечения плотной макроструктуры осевой зоны слитков массой 7,0–10,0 т необходимо сечение верхней части слитка выполнить с определенной конусностью. Для получения необходимого укова при производстве поковок валов нижняя часть слитка выполняется с постоянным сечением. Конфигурация спроектированных слитков с параметром H/D = 1,9 ÷2,5, конусно-

стью на обе стороны 12,5 % и объемом прибыльной части 12 % позволяет ковать с приме-

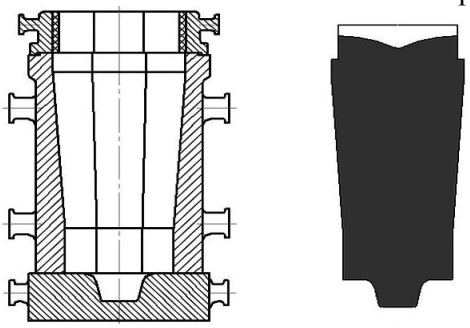


Рис. 2. Схема сборки литейной оснастки и результаты моделирования расположения дефектов усадки слитков для ковки валов с применением четырехбойкового ковочного блока

нением ковочного блока валы диаметром до 540 мм с коэффициентом укова ≥ 2. Прибыльная часть слитков утепляется специальным теплоизолирующим материалом.

Схема сборки литейной оснастки для отливки спроектированных кузнечных слитков для ковки валов с применением ковочного блока и результат моделирования расположения дефектов усадки металла слитка показаны на рис. 2.

Заключение. Использование надставок-холодильников позволяет отливать более экономичные слитки, не увеличивая парк изложниц. Моделирование кристаллизации металла слитков позволило подобрать оптимальные параметры надставок-холодильников и конусность слитка для получения усадочной раковины, сосредоточенной вдоль оси слитка.

Спроектированы кузнечные слитки для откова валов с применением четырехбойкового ковочного блока на гидравлическом прессе усилием 20МН. Моделирование кристаллизации металла слитков показало, что осевые дефекты не развиты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Ефимов, В. А.* Разливка и кристаллизация стали / В. А. Ефимов. – М.: Металлургия, 1976. –556 с.

2. *Борисов, В. Т.* Теория двухфазной зоны металлического слитка / В. Т. Борисов. – М.: Металлургия, 1987. – 224 с.

3. *Скобло, С. Я.* Слитки для крупных поковок / С. Я. Скобло, Е. А. Казачков. – М.: Металлургия, 1973. – 248 с.

4. *Жульев, С. И.* Оптимизация процессов производства кузнечных слитков для поковок ответственного назначения с использованием САПР-технологий: дис. д-ра техн. наук / С. И. Жульев. – Волгоград, 1991. – 372 с.

5. *Шамрей, В. А.* Новая форма кузнечного слитка для изготовления полых кованных изделий / В. А. Шамрей, С. И. Жульев // Металлург. – 2007. – № 11. – С. 54–57.

6. *Жульев, С. И.* Моделирование напряженного состояния стальных слитков при затвердевании / С. И. Жульев, Е. И. Бузинов, К. Ю. Бод, В. А. Шамрей, Ю. А. Посламовская // Сталь. – 2006. – № 7. – С. 21–22.

7. *Жульев, С. И.* Система автоматизированного проектирования кристаллизации и ковки слитков / С. И. Жульев, Е. И. Бузинов, М. Е. Живов // Технология машиностроения, 2003. – № 2. – С. 3–6.

8. *Жульев, С. И.* Применение методов математического моделирования для выбора оптимальной геометрии кузнечных слитков / С. И. Жульев, Е. И. Бузинов // Технология машиностроения. – 2006. – № 4. – С. 11–14.

9. *Багмутов, В. П.* Комплексное экспериментальное и численное исследование усадочных дефектов крупных стальных слитков / В. П. Багмутов, И. Н. Захаров, С. И. Жульев // Тяжелое машиностроение. – 2005. – № 7. – С. 13–16.

Научное издание

И З В Е С Т И Я
Волгоградского государственного технического университета
№ 10 (48), 2008 г.

С е р и я "ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ
И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ"
(Выпуск 2)

Межвузовский сборник научных статей

Редактор *Е. В. Кравцова*
Техн. редактор *В. И. Фишер*
Компьютерная верстка *Е. В. Макаровой*

Темплан 2008 г. Поз. № 139.
Подписано в печать 23. 12.2008. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 19,53. Уч.-изд. л. 19,77.
Тираж 150 экз. Заказ

Волгоградский государственный технический университет.
400131 Волгоград, просп. им. В. И. Ленина, 28.

РПК "Политехник"
Волгоградского государственного технического университета.
400131 Волгоград, ул. Советская, 35.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

В сборнике научных статей "Известия ВолгГТУ", серия "Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении " публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия сборника, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги 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 *а*, *б*, 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.