ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ (Кузначно-штамловочнов, литейнов и другив производства)

№ 10 октябрь 2012

СОДЕРЖАНИЕ

К 110-летию со дня открытия Санкт-Петербургского государственного политехнического института

1 1 1 1 1

Литейное и сварочное производства

Кузнечно-штамповочное производство

Прокатно-волочильное производство

Материаловедение и новые материалы

Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д.	
Структурная нестабильность и работоспособность жаропрочных сплавов	
на Fe-Cr-Ni-основе	1
Казаков А.А., Киселев Д.В., Пахомова О.В. Структура как основа системы	
качества в трубном производстве 40	C

Научный редактор выпуска – д-р техн. наук, проф. С.Ю. Кондратьев

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:

Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; ФГУП ГНПП "Сплав"

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

🛛 "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2012

Председатель редакционного совета и Главный редактор СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета: ДЁМИН В.А. КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет: БЕЛЯКОВ А.И. БЛАНТЕР М.С. **БОГАТОВ А.А.** FOKOB A A ГАРИБОВ Г.С. ГРОМОВ В.Е. гүн иг ЕВСЮКОВ С.А. ЕРШОВ М.Ю. КАПУСТИН А.И. КАСАТКИН Н.И. КИДАЛОВ Н.А. КОРОТЧЕНКО А.Ю. KOIIIENEB O.C. КРУК А.Т. МОРОЗ Б.С. MYPATOB B.C. НАЗАРЯН Э.А. ОВЧИННИКОВ В.В. ПАСЕЧНИК Н В ПОВАРОВА К.Б. ПОЛЕТАЕВ В.А. СЕМЁНОВ Б.И. СУБИЧ В.Н. ТРЕГУБОВ В.И. ШАТУЛЬСКИЙ А.А. IIIFPKYHOB B.C. ШЕСТАКОВ Н.А. ШПУНЬКИН Н.Ф. ЯКОВЛЕВ С.С. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственный за подготовку и выпуск номера ЛУТОВИНИНА О.Н.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" 81580, по Объединенному каталогу "Преса России" 39205, по каталогу "Почта России" 60261) или непосредственно в издательстве.

Ten.: (499) 268-47-19, 268-69-19 Φaκc (499) 269-48-97 Http://www.mashin.ru E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING (Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 10 October 2012

CONTENTS

By 110th anniversary of the St. Petersburg State Polytechnical Institute opening



Casting and Welding Productions

Forging and Stamping Productions

Aksenov L.B., Gromov V.V.	Isothermal formi	ng with resistan	ce heating.		. 14
Tsemenko V.N., Girshov V.L	., Mazurov S.A.	Designing and	researching	of process	
of producing powder high-spe	ed steel half-finis	hed tool			. 18

Rolling and Drawing Productions

Physical Metallurgy and New Materials

 Kondrat'ev S.Yu., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Fuks M.D.
 Structural

 instability and efficiency of heat-resistant Fe–Cr–Ni-based alloys
 31

 Kazakov A.A., Kiselev D.V., Pakhomova O.V.
 Structure as basis of quality system

 in tube production
 40

Scientific editor of issue - Dr. Sc. Sci. S.Yu. Kondrat'ev

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

> Reprint is possible only with the reference to the journal "Blanking productions in mechanical engineering"

 \odot "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2012

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief SEMENOV E.I.

Chairman Assistants: DEMIN V.A. KOLESNIKOV A.G.

Editorial Assistant SERIKOVA E.A.

Editorial Committee: BELYAKOV A.I. BLANTER M.S. BOGATOV A.A. BOKOV A.A. GARIBOV G.S. GROMOV V.E. GUN LG EVSYUKOV S.A. ERSHOV M.Yu. KAPUSTIN A.I. KASATKIN N.I. KIDALOV N.A. KOROTCHENKO A.Yu. KOSHELEV O.S. CRUCK A.T. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN E.A. OVCHINNIKOV V.V. PASECHNIK N.V. POVAROVA K.B. POLETAEV V.A. SEMENOV B.I. SUBICH V.N. TREGUBOV V.I. SHATULSKY A.A. SHERKUNOV VG SHESTAKOV N.A. SHPUN'KIN N.F. YAKOVLEV S.S. YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialist LUTOVININA O.N.

An advertiser is responsible for the promotional materials

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19 Fax (499) 269-48-97 Http://www.mashin.ru E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

УДК 378

А.И. Рудской (Санкт-Петербургский государственный политехнический университет)

Новые научные возможности Санкт-Петербургского государственного политехнического университета (металлургия, машиностроение, металловедение)



Кратко изложены история создания и развития, а также современное состояние научно-образовательной и научно-исследовательской деятельности Санкт-Петербургского государственного политехнического университета в области металлургии и машиностроения.

Ключевые слова: металлургия; машиностроение; высшее профессиональное образование; Санкт-Петербургский государственный политехнический университет.

The history of creation and development, as well as the current state of scientific and educational activities of St. Petersburg State Polytechnical University in the field of metallurgy and machine engineering are briefly shown.

Keywords: metallurgy; mechanical engineering; higher professional education; St. Petersburg State Polytechnical University.

Стремительный рост промышленного производства на рубеже XIX-XX вв. повлек за собой реформу системы высшего образования, важнейшим принципом которой стало создание "в России высших учебных заведений в форме политехнических институтов, которые содержали бы в себе различные отделения человеческих знаний, но имели бы организацию не технических школ, а университетов"*.

Санкт-Петербургский политехнический институт был основан в 1899 г. после детального изучения передового опыта 36 ведущих технических высших школ Европы. 1 октября 1902 г. состоялось торжественное открытие института как *совершенно нового и своеобразного высшего учебного заведения, являющегося сосредоточением выдающихся исследователей новейших отраслей прикладных знаний* в составе отделений: металлургического, электромеханического, кораблестроительного и экономического, представлявших собой приоритетные направления развития науки, техники и технологий в России на рубеже XIX–XX вв.

Основатели Политехнического института во главе с министром финансов С.Ю. Витте считали, что Институт должен охватывать и развивать технические науки "шире и глубже, чем было бы достаточно для университетской науки" и что "только при условии самого широкого развития научной работы в Институте может быть обеспечена подготовка инженеров всесторонне развитых, обладающих глубокими знаниями в области техники и технических наук и умеющих применить эти знания для производственных нужд". Многие дисциплины в Политехническом институте преподавали выдающиеся ученые России, что с первых дней предопределило гармоничное единство учебного процесса и научной работы.

Историю и славу Политехнического института – Санкт-Петербургского государственного политехнического университета (СПбГПУ) в течение более 100 лет создавали люди, которые в нем преподавали и учились. Политехники внесли определяющий вклад в успешную реализацию Атомного проекта и создание ядерного щита (достаточно назвать трижды Героев Социалистического Труда СССР, членов Академии наук СССР Ю.Б. Харитона, И.В. Курчатова, А.П. Александрова, Я.Б. Зельдовича, И.К. Щелкина, Н.Л. Духова); были создателями дореволюционного подводного флота России, руководили проектированием первого в мире атомного ледокола "Ленин" и реализацией программы строительства атомного подводного флота; внесли достойный вклад в оборонную промышленность страны (авиация, артиллерия, флот); руководили проектированием и строительством десятков гидротехнических сооружений в нашей стране и за рубежом, в том числе самыми мощными в свое время (ДнепроГЭС, Куйбышевская, Волгоградская ГЭС). Лучший в мире массовый средний танк времен Второй мировой войны Т-34 был создан выпускником Политехнического института М.И. Кошкиным.

Многие поколения политехников в значительной степени определили отечественный научно-технический потенциал и внесли значительный вклад в создание и развитие таких областей науки, как математика, теоретическая и техническая физика, теоретическая и прикладная механика, материаловедение, техническая ки-

^{*} Витте С.Ю. (1849-1915 гг.) - министр финансов России в 1892-1903 гг.

бернетика и наукоемких отраслей промышленности: металлургия, машиностроение (включая авиастроение, судостроение, электро- и энергомашиностроение, приборостроение), топливно-энергетический и оборонно-промышленный комплексы.

Мировую известность получили работы металлургической школы политехников. Один из инициаторов и создателей Политехнического института Д.К. Чернов является родоначальником новой области науки – "Металловедение и термическая обработка металлов". Значимы заслуги политехников в развитии металловедения как научной основы составления сплавов, способов изготовления и обработки металлов и сплавов.

Первые в России металлографические лаборатории были созданы политехниками: академиком А.А. Байковым – в Политехническом институте (ему также принадлежит приоритет в исследовании металлов при высоких температурах), профессорами А.А. Ржешотарским – на Обуховском заводе, Н.И. Беляевым – на Путиловском.

Академик Н.Т. Гудцов, развивая научные идеи Д.К. Чернова и А.А. Байкова, основал новую школу в области металловедения и термической обработки стали. Им разработаны теория твердых растворов, теория кристаллизации стали, физическая теория ликвации, теория отпуска закаленной стали, теория графитизации стали; изучено влияние примесей на строение и свойства стали. Н.Т. Гудцов первым в стране составил фундаментальные курсы для вузов: "Специальная сталь, ее свойства, обработка и применение" (1920 г.) и "Металлография и термическая обработка стали" (1924 г.).

Член-корреспондент АН СССР И.А. Одинг, автор известной книги "Прочность металлов" и 15 других книг, был основоположником и руководителем фундаментальных исследований прочности металлов и методов испытания механических свойств металлов в нашей стране.

Научные исследования академика Н.В. Агеева, посвященные вопросам изучения строения металлических материалов с привлечением новых тогда рентгеноструктурных методов, позволили глубже проникнуть в природу сплавов и развить самостоятельное направление в науке о металлах. Монографии Н.В. Агеева "Рентгенография металлов и сплавов" (1932 г.) и "Термический анализ металлов и сплавов" (1936 г.) были в свое время лучшими пособиями по рентгенографии и физико-химическому анализу для металлургических факультетов высших учебных заведений.

За четыре десятилетия работы в институте академик М.А. Павлов внес значительный вклад в проектирование крупнейших металлургических заводов, доменных печей и сталеплавильных агрегатов. Несколько поколений металлургов учились по его учебнику "Металлургия чугуна". Первую научную теорию мартеновских и других пламенных печей создал член-корреспондент АН СССР В.Е. Грум-Гржимайло. Под его руководством совместно с Н.И. Беляевым был спроектирован и построен в Московской губернии завод "Электросталь" – первое в России предприятие для выплавки качественной стали. Позднее в организованном им "Бюро по проектированию печей" были разработаны проекты строительства цехов и печей Кузнецкого и Магнитогорского металлургических комбинатов.

С Политехническим институтом связана деятельность члена-корреспондента АН СССР П.П. Федотьева – создателя физико-химических основ производства алюминия. В 1930-е гг. выпускники Политехнического института возглавили строительство многих алюминиевых заводов в СССР: Волховского (главный инженер Ю.В. Баймаков), Днепровского и Уральского (спроектированы П.Ф. Антипиным), Красноярского и Саянского (спроектированы Н.А. Калужским), Бокситогорского комбината (директор А.Г. Гамзин). Работы академика М.М. Карнаухова, профессоров Н.Н. Саввина и Ю.А. Нехендзи способствовали созданию признанной ленинградской школы литейщиков. Успехи отечественной науки о сварке металлов связаны с исследованиями профессора Н.О. Окерблома и его учеников.

Большой вклад в разработку теории и технологии обработки металлов давлением внесли члены-корреспонденты АН СССР И.М. Павлов и В.С. Смирнов. Исследования В.С. Смирнова явились определяющими для разработки и промышленного использования поперечной и поперечно-винтовой прокатки. Он же одним из первых начал применять ЭВМ в теоретических исследованиях.

Важным вкладом в развитие порошковой металлургии стали работы профессора Я.И. Френкеля и его учеников, заложившие основы теории спекания. Для внедрения в производство этого метода получения металлов и металлических изделий многое сделали В.С. Смирнов и его ученик – профессор А.К. Григорьев.

Новый уровень металлургической науки был достигнут благодаря научной деятельности выпускника Политехнического института – академика И.В. Горынина. Под его руководством разработан новый класс высокопрочных свариваемых и коррозионно-стойких сталей, титановых и алюминиевых сплавов для атомных энергетических установок, подводных лодок, глубоководных аппаратов, морских нефтедобывающих платформ и других сооружений, работающих в особо неблагоприятных и экстремальных условиях.

Большой вклад в становление и развитие отечественной ядерной энергетики, создание жаростойких и высокопрочных сталей и в разработку технологии сварки реакторных корпусов внесли политехники – профессора В.В. Ардентов и А.М. Паршин.

Сохраняя вековые традиции, ученые-металлурги, металловеды и технологи СПбГПУ и в настоящее время ведут обширные теоретические и экспериментальные исследования, работают над решением комплекса задач прикладного характера: разработка новых технологий переработки вторичного металлургического сырья; получение нового класса металлических сплавов (в том числе так называемых интеллектуальных сплавов, а также материалов с уникальными свойствами, такими как повышенная прочность, сверхпластичность, сверхпроводимость, высокотемпературная и низкотемпературная структурная стабильность, память формы), порошковых и композиционных материалов.

Сегодня национальный исследовательский университет (НИУ) "СПбГПУ" – один из ведущих российских технических университетов. В 2010 г. он вошел не только в число 39 ведущих университетов страны, но и в

число девяти вузов – победителей всех крупнейших конкурсов, проводимых Минобрнауки России, начиная с 2007 г. Получение в 2010 г. статуса НИУ открыло новые возможности для разработки фундаментальных и прикладных научных проектов, а основной целью Программы развития НИУ "СПбГПУ" является "модернизация и развитие политехнического университета как университета нового типа, интегрирующего мультидисциплинарные научные исследования и надотраслевые технологии мирового уровня с целью повышения конкурентоспособности национальной экономики".

В рамках реализации Программы развития НИУ "СПбГПУ" в 2010 г. создан Объединенный научно-технологический институт (ОНТИ), который включает в себя восемь научно-исследовательских и научно-инновационных институтов, в ближайшее время завершится оснащение ОНТИ уникальным экспериментальным и испытательным оборудованием.

В 2013 г. на территории Политехнического университета будет завершено строительство Научно-исследовательского корпуса общей площадью 26000 м², в котором будут размещены все современные и передовые научно-образовательные, научно-исследовательские и науч-



Установка "Нанофаб-25" для анализа и модификации поверхности, а также создания поверхностных наноструктур

но-инновационные подразделения научной части СПбГПУ, а также высокотехнологичные малые инновационные предприятия, созданные с участием СПбГПУ.

В последние годы в Политехническом университете проведено техническое переоснащение по многим научным направлениям. Так, были приобретены первый в России комплекс современного оборудования Gleeble-3800 фирмы Dynamic Systems Inc. для физического моделирования процессов термомеханической обработки и сварки, тестирования механических свойств и исследования структуры, обеспечивающий возможность проведения многоэтапного физического моделирования процессов обработки металлов; испытательные машины Zwick/Roell-100; копер RKP-450 фирмы Zwick/Roell для испытаний на ударную вязкость; универсальный твердомер Zwick ZHU 250; криогенный атомно-силовой микроскоп AttoAFM I фирмы AttoCubeSystems; система "Нанофаб-25" (см. рисунок), представляющая собой комплексную установку для анализа и модификации поверхности, а также создания поверхностных наноструктур и многое другое.

Сегодня в Политехническом университете реализуются программы создания и развития инновационной инфраструктуры вуза, кооперации с высокотехнологичными промышленными предприятиями и многие другие. Результатом выполнения этих программ должна стать современная инновационная инфраструктура для проведения научных исследований, развития и коммерциализации технологий мирового уровня. Только в последние годы реализованы научные проекты по заказам крупнейших компаний металлургического, машиностроительного и топливно-энергетического комплексов России: Государственная корпорация "Российские технологии", ОАО "Газпром", ОАО "Федеральная сетевая компания Единой энергетической системы", ОАО "РусГидро", ОАО "АВТОВАЗ", ОАО "Факетно-космическая корпорация "Энергия" им. С.П. Королева", ОАО "Силовые машины", ОАО "Северсталь", ЗАО "Ижорский трубный завод", ОАО "Челябинский трубопрокатный завод", ОАО "Выксунский металлургический завод" и многие другие.

Кроме того, университет проводит совместные научные работы со своими стратегическими партнерами – лидерами среди научно-исследовательских организаций: Физико-техническим институтом им. А.Ф. Иоффе РАН, ФГУП "ЦНИИ конструкционных материалов "Прометей", ФГУП "НИИ электрофизической аппаратуры им. Д.В. Ефремова", ОАО "ЦКТИ им. И.И. Ползунова", РФЯЦ "ВНИИЭФ" и др. Политехнический университет активно сотрудничает и с зарубежными корпорациями, например, General Motors, Siemens, BP Exploration, Schlumberger, Weatherford и с десятками ведущих зарубежных университетов.

В настоящее время Политехнический университет способен решать многие комплексные научно-технические задачи – "от идеи до создания передовых технологий и инновационных продуктов".

Современный интеллектуальный и материально-технологический потенциал НИУ "СПбГПУ" позволяет политехникам выполнять на высоком уровне фундаментальные и прикладные исследования по широкому спектру актуальных научных направлений, своевременно решать многие задачи отечественной и зарубежной высокотехнологичной промышленности, готовить для различных отраслей отечественной экономики компетентных специалистов, обладающих современными научно-технологическими знаниями, умениями и навыками эффективного применения передовых технологий и оборудования для решения важных научно-технических задач в целях повышения конкурентоспособности национальной экономики и формирования "инновационной экономики знаний".

Андрей Иванович Рудской, чл.-кор. РАН, rector@spbstu.ru

литейное и сварочное

ПРОИЗВОДСТВА

УДК 621.37:621.9:621.7

В.А. Лопота, Г.А. Туричин, И.А. Цибульский, Е.В. Земляков, Е.А. Валдайцева (Санкт-Петербургский государственный политехнический университет)

Новые технологии термообработки, сварки и наплавки материалов с использованием волоконных лазеров большой мощности

Рассмотрен опыт исследования и разработки технологий гибридной лазерно-дуговой термической обработки, сварки и порошковой наплавки сталей и сплавов с использованием мощных волоконных лазеров. Показаны технологическая реализуемость и перспективность этих процессов. Установлены закономерности влияния технологических параметров процессов на качество получаемых изделий.

Ключевые слова: лазерная обработка; гибридная лазерно-дуговая обработка; волоконные лазеры; микроструктура; механические свойства.

The experience of research and technology development of hybrid laser-arc heat treatment, welding and powder melting of steels and alloys using high-power fiber lasers is considered. The technological feasibility and perspective of these processes are shown. The regularities of the influence of technological parameters on the quality of produced products are determined.

Keywords: laser treatment; hybrid laser-arc treatment; fiber lasers; microstructure; mechanical properties.

Изношенность парка технологического оборудования в отечественном машиностроении составляет более 95 %, а изношенность подвижного состава железнодорожного транспорта, необходимость модернизации и обеспечения технологической независимости отечественного судостроения, потребность в строительстве и ремонте трубопроводов, мостовых переходов, сосудов высокого давления и др. требуют технического перевооружения соответствующих отраслей машиностроения. Целесообразным является не проводить такое перевооружение за счет импорта технологий и оборудования или организации производства оборудования по устаревшим проектам, основанным на технологиях, разработанных 20 и более лет назад, а осуществить переход на принципиально новые оборудование и технологии, которые сохранят свои конкурентные преимущества в долгосрочной перспективе. Это требует, в частности, создания оборудования и технологий, обеспечивающих термообработку, сварку и наплавку металлов больших толщин с минимальными деформациями, высоким качеством процессов и обеспечением требуемых механических свойств зоны обработки.

Для решения этих задач необходимо освоение промышленного применения процессов локальной поверхностной термообработки; обеспечение качества (отсутствие дефектов, равнопрочность) сварных соединений новых материалов; повышение эксплуатационных характеристик наплавленных покрытий; повышение эффективности, производительности и степени автоматизации технологических процессов. Перспективными в этом отношении являются технологии лазерной термообработки металлических материалов, лазерной и гибридной порошковой наплавки и гибридной лазерно-дуговой сварки.

Мировой рынок лазерных технологических систем в последние годы развивается высокими темпами и уступает по темпам роста только компьютерным технологиям, достигнув в 2011 г. более 11 млрд долларов, однако доля России в этом рынке в последние годы не превосходит 1 %. С другой стороны, сравнительный анализ существующего научно-технологического уровня развития России и других стран мира показал, что оптические и лазерные технологии являются одним из немногих научно-технических направлений, по которым Россия до последнего времени сохраняла мировое лидерство в сфере исследований и разработок. Однако достижения отечественных разработчиков и производителей лазерной техники, таких как ИРЭ "Полюс", "Булат", "Лазеры и Аппаратура ТМ", ЦЛТ, а также разработчиков технологий и технологических систем, например, ОАО "ЦТСС", НИАТ, ЦНИИ РТК, "ИЛиСТ" СПбГПУ и др. не нашли широкого применения в отечественной промышленности.

Среди технологий лазерной термической обработки металлов и сплавов наибольшее значение в промышленности приобретает лазерная закалка. Лазерная закалка основана на формировании в структуре металла при нагреве аустенита и его последующем превращении в мартенсит при охлаждении за счет отвода тепла в тело обрабатываемого изделия. Наиболее популярной является закалка без оплавления, что, например, особенно важно для штамповой оснастки. Оптимизация процесса связана с созданием равномерных (в пространстве и времени) пятен засветки, что может достигаться оптическим формированием таких пятен либо использованием сканирующих систем.

Технология гибридной лазерно-дуговой сварки была предложена в 80-х гг. прошлого века. Она основана на совместном воздействии лазерного излучения и электрической дуги на обрабатываемое изделие. Сочетание дуговой и лазерной сварки взаимно дополняет друг друга своими преимуществами и нивелирует недостатки, присущие каждому из методов сварки. При этом процесс гибридной сварки не является простым сложением дугового и лазерного процессов. Он характеризуется существенным сжатием дугового столба, значительно более высокой стабильностью сварочной ванны и более высоким КПД по сравнению с дуговой сваркой, более мягким термическим циклом и существенным снижением требований к зазорам и точности сборки по сравнению с лазерной сваркой.

Технологии лазерной и гибридной лазерно-микроплазменной порошковой наплавки в отличие от традиционных наплавочных технологий позволяют получать покрытия с уникальными эксплуатационными свойствами благодаря возможности управления пространственно-временными параметрами теплового источника, используемого для плавления порошков и материала подложки. В том числе возможным является создание слоев переменного состава и за счет более низкой температуры в зоне обработки — сохранение в наплавленном материале элементов структуры исходных порошков.

В последние годы появились технологические твердотельные лазеры, волоконные и дисковые, обеспечивающие непрерывное излучение мощностью до 30 кВт, обладающие высоким качеством луча и высокой надежностью, что открывает перспективы промышленного внедрения технологий лазерной и лазерно-дуговой обработки материалов.

Данная работа посвящена опыту разработки технологий гибридной лазерно-дуговой сварки, наплавки и термообработки с использованием мощных волоконных лазеров.

Материал и методика проведения исследований. Экспериментальные исследования проводили на базе гибридной лазерно-дуговой технологической установки, созданной в Санкт-Петербургском государственном политехническом университете (рис. 1). В качестве источника лазерного излучения применяли иттербиевый волоконный лазер ЛС-15 с максимальной выходной мощностью 15 кВт. Излучение транспортировалось по волоконному кабелю к оптической сварочной головке лазерно-дугового модуля. Для фокусировки излучения использовали сварочную го-



Рис. 1. Лазерно-дуговой гибридный технологический комплекс

ловку YW50 фирмы Precitec с фокусным расстоянием 400 мм и фокальным диаметром 0,4 мм. Головка была снабжена однокоординатным сканатором, позволяющим обеспечить амплитуду сканирования луча на поверхности изделия до 2 мм при частотах сканирования до 600 Гц.

Экспериментальная установка укомплектована источниками питания дуги ВДУ-506ДК и ВДУ-1500 производства компании "ИТС". Эти источники питания обеспечивают в режиме MIG-MAG (плавящийся электрод в среде инертного или активного защитного газа) требуемые значения наклона внешней характеристики. Для подачи присадочного материала применяли полуавтомат ПДГО-511, входящий в комплект дугового модуля.

В ходе экспериментов проплавляли и сваривали встык плоские образцы толщиной 2; 4; 6; 8; 10; 12; 15 и 20 мм из сталей Ст3, 25Г2С, 10Г2ФБЮ, 09Г2С, РСЕ36, 12Х18Н9Т и алюминиевых сплавов АМг6, 1424 и В91. Сварку осуществляли прямолинейными стыковыми швами в нижнем пространственном положении. Для защиты сварочной ванны и металла шва использовали аргон, двуокись углерода сварочную и их смеси. В качестве присадочного материала применяли порошковые проволоки с повышенным содержанием раскислителей и флюсующими материалами, способными создавать на поверхности сварочной ванны жидкие пленки, препятствующие проникновению газов (кислорода и азота) в расплавленный металл, и сплошные проволоки из алюминиевых сплавов.

Качество сварных швов оценивали визуально по внешнему виду и на основании металлографических исследований поперечных шлифов. Определяли глубину проплавления и другие геометрические параметры шва.

Моделирование процессов лазерной и гибридной обработки металлов

Для разработки технологии гибридной лазерно-дуговой сварки металлических материалов была использована система инженерного компьютерного анализа LaserCAD [1], основанная на физически адекватной математической модели процесса и позволяющая проводить расчеты геометрических параметров предполагаемого соединения, осуществлять выбор оптимальных параметров режима обработки, подбор необходимого оборудования в соот-





Рис. 2. Поперечные сечения сварных швов после гибридной сварки при мощности лазерного излучения 15 кВт и токе дуги 300 (a), 500 (b) и 700 A (b):

H, *l* – длина вдоль и поперек оси лазерного луча соответственно

ветствии с полученными параметрами, выбор материала с точки зрения предполагаемых свойств соединения.

Применение на этапе разработки технологии средств компьютерного моделирования дает возможность более точно определить диапазон проведения необходимых исследований, сократив объем дорогостоящих экспериментов, и сэкономить материальные и временные ресурсы.

Примеры расчетов технологических зависимостей для гибридной сварки с использованием мощных волоконных лазеров показаны на рис. 2–4.

Характер изменения формы сварного шва при увеличении мощности лазерного излучения и повышении скорости сварки представлен на рис. 5.

Зависимости геометрических параметров сварного шва от диаметра электродной проволоки приведены на рис. 6, 7.

Зависимости геометрических параметров сварного шва от расстояния между лазерным лучом и электрической дугой представлены на рис. 8, 9.



Рис. 3. Зависимость глубины проплавления h от тока дуги I(a) и мощности лазерного излучения $P_{_{\rm H3,T}}(b)$

Результаты, полученные на первом этапе компьютерного моделирования, позволили определить минимальный уровень мощности лазерного излучения, необходимый для сварки металлов больших толщин при скоростях сварки не менее 3 см/с. Средняя мощность лазерного излучения для этих целей должна составлять не менее 12 кВт. Очевидно, что увеличение мощности лазерного излучения приводит к увеличению глубины проплавления, а повышение скорости сварки — к ее уменьшению. Поэтому увеличение мощности лазерного излучения позволяет сваривать металлы заданной толщины на более высоких скоростях. Однако важно учитывать тот факт, что повышение скорости сварки приводит к сужению сварного шва, что сказывается на прочностных характеристиках сварного соединения.

На втором этапе компьютерного моделирования процесса лазерно-дуговой сварки исследовали влияние энергетических характеристик дополнительного источ-



Рис. 4. Зависимость ширины зоны проплавления *b* от мощности лазерного излучения $P_{_{\rm H3Л}}(a)$ и тока дуги *I* (б)



Рис. 5. Поперечные сечения сварных швов после гибридной сварки по различным режимам: $a - P_{_{H3Л}} = 10 \text{ кBr}, \text{ v}_{_{CB}} = 2,4 \text{ см/c}; \delta - P_{_{H3Л}} = 15 \text{ кBr}, \text{ v}_{_{CB}} = 4,1 \text{ см/c}; \epsilon - P_{_{H3Л}} = 20 \text{ кBr}, \text{ v}_{_{CB}} = 5,8 \text{ см/c};$ глубина проплавления 12 мм



Рис. 6. Зависимость глубины проплавления h от диаметра электрода $d_{_{3\Lambda}}$



Рис. 7. Зависимость ширины зоны проплавления b от диаметра электрода $d_{_{3\pi}}$

ника нагрева — электрической дуги. Результаты моделирования показали, что увеличение мощности дугового источника практически не влияет на глубину проплавления. При высоких значениях тока дуги (более 700 А) наблюдали уменьшение глубины проплавления, связанное с процессами взаимодействия лазерного излучения с плазмой электрической дуги. Наряду с этим, увеличение мощности дугового источника приводит к увеличению ширины расплавленной зоны в верхней части сварочной ванны, что особенно актуально при сварке больших толщин с разделкой кромок, так как при увеличении тока дуги также возрастает и коэффициент переноса электродного металла в сварочную ванну. Поэтому целесообразно при разработке оборудования для лазерно-дуговой однопроходной сварки металлов больших толщин использовать дуговой источник, обеспечивающий сварочный ток не менее 500 А.

Применение встроенного оптимизатора системы LaserCAD позволило получить зависимость скорости сварки от мощности лазерного излучения при заданной глубине проплавления. Результаты расчетов показали, что создание технологии, позволяющей проводить сварку со



Рис. 8. Зависимость глубины проплавления *h* от расстояния б между лазерным лучом и электрической дугой



Рис. 9. Зависимость ширины расплавленной зоны $b_{1/2}$ на 1/2 глубины проплавления от расстояния δ между лазерным лучом и электрической дугой

скоростями более 4 см/с, возможно только при использовании лазерного излучения, средняя мощность которого не менее 15 кВт. Как отмечалось ранее, увеличение скорости сварки приводит к сужению сварочной ванны, что может вызвать неблагоприятное формирование корня сварного шва. Поэтому при разработке технологии высокопроизводительной сварки могут понадобиться дополнительные меры для расширения сварочной ванны, например, за счет сканирования лазерного луча.

Моделирование процесса лазерно-дуговой сварки при различных значениях диаметра электродной проволоки показало, что увеличение диаметра электродной проволоки приводит к уменьшению глубины проплавления и увеличению ширины сварочной ванны в верхней части. Такая зависимость связана с тем, что от диаметра электрода зависит коэффициент сосредоточенности дополнительного теплового источника (электрической дуги). Чем меньше диаметр электрода, тем более концентрированным является тепловой источник.

Результаты, полученные при моделировании лазерно-дугового сварочного процесса с различными значениями расстояний между лазерным лучом и электрической дугой, показали, что взаимное расположение лазерного луча и электрической дуги оказывает значительное влияние на форму сварного шва. При увеличении этого расстояния наблюдали резкое увеличение глубины проплавления. При этом уменьшалась ширина сварочной ванны, особенно в нижней части. Возможность изменения взаимного расположения лазерного луча и электрической дуги должна быть заложена в конструкцию гибридной лазерно-дуговой сварочной головки. Для расширения сварочной ванны также необходимы дополнительные меры, как и для ее гидродинамической стабилизации.

Использование гибридной лазерно-дуговой сварки осложняется тем, что процесс часто сопровождается появлением пористости и формиро-

ванием корневых пиков в сварных швах [2]. В соответствии с современными представлениями о физической природе процессов гибридной сварки, причиной этого является развитие автоколебаний парогазового канала и сварочной ванны при сварке с глубоким проплавлением [2], что подтверждается многочисленными экспериментальными результатами [3–12].

Вычислительные эксперименты, проведенные с помощью системы инженерного компьютерного анализа LaserCAD, подтвердили, что процесс гибридной сварки с глубоким проплавлением является существенно нестационарным. При этом наиболее нестабильны прикорневые части парогазового канала и канала проплавления. Стабилизировать сварочную ванну возможно введением сканирования лазерного луча с небольшими (до 0,5 мм) амплитудами и высокой (свыше 300 Гц) частотой сканирования. При отсутствии такой стабилизации в результате коллапса парогазового канала возможно формирование пор большого диаметра и корневых пиков, хорошо заметных на шлифах, изломах сварных образцов и результатах моделирования динамического поведения сварочной ванны (рис. 10).

Экспериментальные исследования

Сварка. В экспериментах объем наплавленного присадочного металла составлял около 30 % от общего объема металла сварочной ванны.

Установлено влияние скорости сварки, энергии дуги и присадочного материала на процесс сварки и формирование шва в условиях лазерно-дугового сварочного процесса.

Металлографические исследования сварных швов на трубных сталях, полученных с помощью разработанного гибридного лазерно-дугового технологического процесса, показали, что при правильном выборе параметров технологического процесса возможно получить мелкозернистую структуру металла сварного шва и узкую зону термического влияния. Подбор присадочного материала при сварке среднелегированных сталей позволяет полу-



Рис. 10. Моделирование появления пористости, связанной с периодическими коллапсами парогазового канала (справа) и экспериментально наблюдаемые поры при лазерной сварке трубных сталей (слева)

чить механические свойства металла сварного соединения, не уступающие свойствам основного металла. При сварке алюминиевых сплавов требуемый комплекс свойств достигался выбором технологического режима сварки с максимально-высокой скоростью, обеспечивающей заданную глубину проплавления.

Технологические исследования показали, что с помощью гибридной технологии можно вести сварку по зазору до 2 мм, что открывает возможности практического использования разработанной технологии (рис. 11, a-e).

Установлено, что высокое качество формирования сварного шва возможно в широком диапазоне скоростей сварки (рис. 11, *г*–*е*).

Применение гибридной сварки для сварки встык прямошовных труб большого диаметра для газо- и нефтепроводов дает возможность получить первый, "технологический" шов за один проход глубиной до 15 мм. Это позволяет при использовании сварки под флюсом для заполнения остающейся разделки получать швы, показанные на рис. 12.

Для укрупнения листов и приварки набора в судостроении была разработана технология односторонней однопроходной сварки сталей толщиной до 20 мм непосредственно после лазерной резки без дополнительной механической обработки кромок (рис. 13).

Исследования показали, что лазерно-дуговая сварка является сложным многопараметрическим процессом, характеризующимся параметрами, присущими не только лазерной (длина волны, мощность и качество лазерного излучения, размеры и положение сфокусированного луча) и дуговой сварке (ток и напряжение на дуге, вылет электрода, длина дуги, скорость подачи проволоки), но и специфическими параметрами, характерными именно для их совместного воздействия, например, положение лазерного луча относительно дугового пятна на поверхности изделия. Кроме того, важными являются состав газовой защитной атмосферы, химический состав присадочного материала, подготовка свариваемых кромок под сварку.



Рис. 11. Сварка трубной стали 08Г2ФБЮ толщиной 15 мм при мощности лазерного излучения 14,5 кВт, мощности электрической дуги 7 кВт и скорости подачи проволоки 14,5 м/мин при различных зазорах 0,5 (*a*), 1,0 (*б*) и 2,0 мм (*b*) и скоростях 1,2 (*c*), 2,0 (*d*) и 3,0 м/мин (*e*):

 $a-e - v_{cB} = 3$ м/мин; e-e - 33000,5 мм



Рис. 12. Сварные соединения трубных сталей класса прочности К65 (Х80) толщиной 24 мм:

a – технологический шов; δ – заполнение разделки; e – распределение твердости в верхней части сварного соединения (1) и на половине глубины (2), расстояние между точками 0,5 мм; заполняющий материал – металлопорошковая проволока Powerbridge; $v_{cB} = 3 \text{ м/мин}$; $P_{\mu 3 \pi} = 12.5 \text{ кBT}$; $P_{\pi} = 7 \text{ кBT}$; $KCV^{-40} = 200 \text{ Дж/см}^2$

Нестабильное поведение парогазового канала при сварке волоконным лазером связано с радиусом луча и распределением интенсивности по его сечению. Выбор параметров режима сварки и сканирования луча может стабилизировать поведение ванны расплава при гибридной сварке, а влияние лазерного излучения стабилизирует поведение ванны расплава по сравнению с MAG-сваркой. Использование в качестве заполняющего материала металлопорошковой проволоки и сканирование луча позволяют сваривать трубную сталь толщиной до 15 мм с зазором до 2 мм и судокорпусную сталь толщиной до 20 мм без потери качества. Примеры результатов механических испытаний сварных соединений приведены в таблице.

Наплавка. Для исследования процессов лазерной порошковой наплавки был использован экспериментальный стенд на базе волоконного лазера 15 кВт (рис. 14).



Рис. 13. Сварное соединение судокорпусной стали толщиной 20 мм

Рез	ультаты	механических	испытаний	сварных	соединений

Параметры разделки	Наличие технологиче- ского шва	Скорость сварки, м/мин	Скорость подачи проволоки, м/мин	Ударная вязкость <i>КС</i> V ⁻⁴⁰ , Дж/см ²
Притупление 6 мм; зазор 0,5 мм; угол фаски 9°	Да	2,2	22	188 171
Притупление 9 мм; зазор 0,5 мм; угол фаски 30°	Нет	2,0	22	62 77 83 72

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА



Рис. 14. Экспериментальный стенд для лазерной порошковой наплавки

Эксперименты проводили с использованием щелевого сопла для подачи газопорошковой смеси и сканирования лазерного излучения. Результаты исследований по наплавке порошков из сплава Inconel 625 показали, что возможно создание наплавленных слоев толщиной до 3 мм и шириной до 18 мм с высоким качеством и практическим отсутствием пористости. Анализ химического состава наплавленного слоя и результаты коррозионных испытаний подтвердили, что при правильном выборе параметров режима обработки свойства наплавленного слоя соответствуют свойствам наплавляемого порошка. Это открывает широкие перспективы для получения коррозионно-стойких слоев с высокой производительностью и качеством. Пример лазерно-порошковой наплавки сплава Inconel 625 показан на рис. 15.



Рис. 15. Лазерно-порошковая наплавка сплава Inconel 625 при мощности излучения 15 кВт, скорости 0,75 м/мин, диаметре пятна 5 мм, скорости подачи порошка 295 г/мин и частоте сканирования 100 Гц:

а – макрошлиф; б – внешний вид наплавленной дорожки

Закалка. В экспериментальных исследованиях по лазерной закалке обрабатывали изделия различной геометрии, с разными траекториями закаленных участков. Использовали среднеуглеродистые и легированные стали. Глубина получаемого закаленного слоя варьировалась от 100 до 300 мкм. Увеличение микротвердости составляло от 1,2 до 1,7 раза.

Результаты проведенных исследований показали, что созданные технологические комплексы на базе волоконных лазеров ЛС-5 и ЛС-15 позволяют существенно увеличить скорость обработки по сравнению с технологическими комплексами на базе CO₂-лазеров. Это стало возможным благодаря более высокой выходной мощности лазерного излучения, большему эффективному коэффициенту поглощения у волоконных лазеров, чем у CO₂, и более гиб-





a – на CO₂-лазере с нанесением на образец поглощающего покрытия (комплекс Arnold); *б* – на волоконном иттербиевом лазере ЛС-5 без поглощающего покрытия на образце



Рис. 17. Микроструктура и микротвердость стали 38Х2Н2МА на разной глубине h от поверхности после лазерной закалки с использованием луча СО₂ (а) и волоконного лазера (б)

кой системе управления. Повысить производительность позволило также наличие в головке YW50 однокоординатного сканатора, который увеличил ширину закаливаемой полосы. При закалке волоконными лазерами удалось отказаться от необходимости наносить поглощающие покрытия (рис. 16, а). Это дополнительно снижает стоимость процесса и делает его экологически чистым.

Установлено, что структура закаленного слоя, выполненного на ЛС-5, однородна (мелкодисперсный мартенсит) и полностью отсутствует переходная зона (рис. 17, δ), тогда как при обработке на СО2-лазере присутствует переходная зона, что подтверждено исследованиями микроструктуры и микротвердости (рис. 17, а).

Таким образом, полученные результаты исследований показывают, что применение лазерной закалки позволяет добиться на сталях различных марок высокой поверхностной твердости при сохранении достаточной вязкости сердцевины. При этом структура поверхности закаленной зоны подобна структуре после традиционной закалки.

Заключение. Лазерно-дуговая обработка сталей и сплавов является сложным многопараметрическим процессом, характеризующимся специфическими параметрами. Экспериментально установлено влияние различных технологических параметров на качество обработанных изделий.

Установлено, что в изученных диапазонах параметров возможно получение зон проплавления, обеспечивающих малый, но достаточный для образования качественного сварного соединения удельный энерговклад.

При этом зона термического влияния, которая может являться источником зарождения таких дефектов, как трещины, достаточно узка и, например, при толщине сваренных образцов 8 мм не превышает 1,0...1,5 мм, а сварочные деформации практически отсутствуют. Показана возможность формирования однопроходного сварного шва, при котором присадочный материал проникает на всю глубину провара. Возможность формирования металла шва за счет присадочного материала в сочетании с возможностью регулируемого за счет сканирования участия в этом процессе основного металла обеспечивает получение требуемых механических свойств.

Проведенные работы показали также технологическую реализуемость и перспективность применения технологий лазерной порошковой наплавки и лазерной закалки с использованием мощных волоконных лазеров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Моделирование динамического поведения сварочной ванны при лазерной и гибридной сварке с глубоким проплавлением / Г.А. Туричин, Е.А. Валдайцева, Е.Ю. Поздеева, Е.В. Земляков, А.В. Гуменюк // Автоматическая сварка. 2008. № 7. C. 17–22.

2. Matsunawa A., Mizutani M., Katayama S. and Seto N. Porosity formation mechanism and its prevention in laser welding // Welding International. 2003. V. 17 (6). P. 431-437.

3. Theoretical description of the dynamic phenomena in laser welding with deep penetration / V. Lopota, G. Turichin, I. Tzibulsky, E. Valdaytzeva, E.W. Kreutz, W. Schulz. Bellingham / Wash.: SPIE, 1999 (SPIE Proceedings Series 3688). P. 98-107.

4. Forsman T., Powell J., Magnusson C. Process instability in laser welding of aluminum alloys at the boundary of complete penetration // Journal of Laser Applications. 2001. October. V. 13. Issue 5. P. 193–198.

5. Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding / Akira Matsunawa, Jong-Do Kim, Naoki Seto, Masami Mizutani and Seiji Katayama // Journal of Laser Applications. 1998. December. V. 10. Issue 6. P. 247-254.

6. Туричин Г.А. Гидродинамические аспекты устойчивости парогазового канала при лучевых видах сварки // ФиХОМ. 1996. № 4. C. 74–81.

7. Melt pool dynamics during laser welding / V.V. Semak, J.A. Hopkins, M.H. McCay, T.D. McCay// J. Phys. D: Appl. Phys. 1995. V. 28. P. 2443–2450.

8. Mechanism of keyhole formation and stability in stationary Internation of Reynold Regnol Regno

Congress on application of lasers – ICALEO-95. San Diego. USA. 1995. P. 1035-1039.

10. Powerful Features for LBW Including Theoretical Aspects / W. Schulz, B. Fuerst, S. Kaierly, G. Turichin, E. Kreutz, R. Poprawe // Proceedings of 15 Int. Congress on application of lasers -ICÁLEO-96. Detroit. USA, Orlando, Fla.: LIA. 1996. P. 1-9.

11. Туричин Г.А. Теоретические основы и моделирование лучевой сварки металлов с глубоким проплавлением: дис. ... д-ра техн. наук. СПб, 2000. 299 с.

12. Лопота В.А., Сухов Ю.Т., Туричин Г.А. Модель лазерной сварки с глубоким проплавлением для применения в технологии // Известия академии наук. Сер. физическая. 1997. Т. 61. № 8. С. 1613–1618.

Виталий Александрович Лопота, чл.-кор. РАН, д-р техн. наук;

Глеб Андреевич Туричин, д-р техн. наук, Gleb@ltc.ru;

Игорь Александрович Цибульский, канд. техн. наук; Евгений Вячеславович Земляков, канд. техн. наук; Екатерина Александровна Валдайцева

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ

LIDONBEOTCLEO

УДК 621.73.043:621.365.511

Л.Б. Аксенов, В.В. Громов (Санкт-Петербургский государственный политехнический университет)

Изотермическое деформирование с электроконтактным нагревом

Рассмотрен способ изотермического деформирования, при котором равномерное температурное поле внутри заготовки поддерживается за счет тепловыделения при протекании переменного электрического тока через контактную поверхность образца и формоизменяющего инструмента. Экспериментальные исследования проводили на испытательном комплексе Gleeble 3800 фирмы Dynamic Systems Inc. (США). Исследованы осадка цилиндров из углеродистой стали и формообразование прототипа зубчатой полумуфты сцепления из алюминиевого сплава АМг6. Для моделирования процесса использовали программные комплексы ANSYS и DEFORM.

Ключевые слова: изотермическое деформирование; электроконтактный нагрев; моделирование.

The article represents the results of research of isothermal forming at which uniform temperature distribution inside formed piece is provided by input heat of resistance heating from AC coming through contact area of work-piece and forming tool. Experimental part of research is realized at test-machine Gleeble 3800, production of Dynamic Systems Inc. (USA). Upsetting of cylinders from carbon steel and forming of prototype of gear clutch from Al-alloy AMg6 are studied. Simulation of process is done with soft complexes ANSYS and DEFORM.

Keywords: isothermal forming; resistance heating; simulation.

Изотермическое деформирование имеет ряд преимуществ перед традиционными способами горячей штамповки, осуществляемыми штамповым инструментом, имеющим температуру ниже температуры пластической деформации заготовки. Данная технология позволяет повысить точность получаемых поковок, в том числе сложной формы с тонкими полотнами и ребрами, выступами и полостями, резкими перепадами сечений и другими элементами, характеризующимися большим отношением площади поверхности к объему, получение которых при обычных методах формоизменения затруднено или невозможно. При штамповке точных поковок обеспечиваются жесткие допуски, минимальные радиусы закруглений и штамповочные уклоны, в результате чего коэффициент использования материала (КИМ) достигает значения 0,8 и более (у поковок обычной точности КИМ в среднем 0,2...0,5). Последнее особенно важно при производстве изделий из дорогостоящих материалов [1].

Несмотря на перечисленные выше преимущества изотермической штамповки, данная технология до настоящего времени не получила широкого развития. Основной причиной этого является несовершенство существующих способов изотермического деформирования. Предварительный нагрев и последующее поддержание высоких температур штампового инструмента осуществляются либо индукторами, либо устройствами, передающими тепловую энергию от элементов резисторного сопротивления. Работа таких устройств требует больших затрат электрической энергии, которые идут преимущественно на нагрев охлаждающей жидкости и компенсацию тепловых потерь вследствие излучения и конвекции. Кроме того, штамповый инструмент приходится ограждать теплоизолирующими конструкциями, что увеличивает габаритные размеры штамповых блоков и снижает производительность труда.

Снизить расходы электроэнергии и уменьшить габаритные размеры штамповых блоков при применении технологии изотермической штамповки можно в случае, если процесс пластического формоизменения сочетается с электроконтактным нагревом. В работе Д.И. Романова (Электроконтактный нагрев металлов. М.: Машиностроение, 1965. 255 с.) впервые упоминается о возможности применения данного технологического процесса и возможности нагрева в "контакт-штампах", когда "используется эффект нагрева заготовки не только за счет джоулева тепла", выделяемого в нагреваемой массе металла, но и в значительной степени за счет энергии, выделяемой в переходном контактном сопротивлении "токоподводящие контакты - нагреваемая заготовка". Возможность "совмещения процесса прессования с контактным нагревом" предполагалась также в работе С.З. Фиглина и др. (Изотермическое деформирование металлов. М.: Машиностроение, 1978. 239 с.). Этот процесс не следует отождествлять с электровысадкой, где условия изотермичности не выполняются.

В работе Metcalfe Arthur G., Rose Fred K. (Canadian patent № 02237, priority date 28.06.74) приведены принципиальные схемы различных устройств для изотермического деформирования с контактным нагревом и описаны принципы их работы. Схемы этих устройств не могли быть реализованы на практике в то время, так как быстро меняющиеся в условиях деформирования контактное электрическое и термическое сопротивления требуют эффективного компьютерного управления и использования тиристоров, что в 70-х гг. прошлого века было трудно реализуемо.



Рис. 1. Схема экспериментальной установки устройства для изотермического деформирования с электроконтактным нагревом:

1 – образец; 2 – формоизменяющий инструмент (бойки); 3 – термопара, установленная в середине образующей цилиндрического образца; 4 – термопара, установленная на расстоянии 2 мм от торца; 5 – блок управления и записи информации испытательного комплекса; 6 – понижающий трансформатор; 7 – симистор; 8 – области активного тепловыделения

В настоящее время стало экономически оправданным применение сложных электронных устройств и компьютерных технологий в области изотермического деформирования с контактным нагревом [2]. Как синтез идей в этом направлении, была разработана схема экспериментальной установки (рис. 1) для исследования рассматриваемого процесса.

Возможности для реализации таких исследований появились в Санкт-Петербургском государственном политехническом университете с приобретением первого в России испытательного комплекса Gleeble 3800 фирмы Dynamic Systems Inc. (США). Данный комплекс позволяет подвергать образцы различным видам регулируемых нагрузок и одновременно нагревать заготовки за счет протекающего через их поверхность переменного электрического тока. Расходуемая на нагрев энергия регулируется, что позволяет контролировать скорость нагрева и температуру исследуемого образца. Наблюдение за температурными параметрами осуществляется с помощью точечных термопар, одна из которых является управляющей. Кроме того, можно одновременно регистрировать многие параметры, например: силу деформирования, прилагаемую к формоизменяющему инструменту; перемещение бойков вдоль оси и угла открытия тиристоров, что позволяет контролировать энергию, расходуемую на нагрев.

Материал и методика проведения исследований. В эксперименте осуществляли нагрев цилиндрического образца из стали 20, покрытого слоем окалины, и последующую осадку (рис. 2). *Цель эксперимента* — определение температуры в различных точках на боковой поверхности заготовки в процессе предварительного нагрева, а также в ходе последующей осадки.



Рис. 2. Цилиндрический образец, установленный на испытательном комплексе Gleeble 3800



Рис. 3. Изменение температуры в точках *1* (*1*) и *2* (*2*) цилиндрического образца:

t – интервал времени, в течение которого проводили осадку образца

Точечные термопары были размещены на боковой поверхности в следующем порядке: термопара № 1 была прикреплена на расстоянии 2 мм от торца (точка *I*), термопара № 2 (в середине образца) — на расстоянии 17,5 мм (точка *2*). Между формоизменяющим инструментом (бойками) и заготовкой помещали пластины из молибдена для предотвращения диффузионной сварки. Контактные поверхности пластины и торцы образца были покрыты смазкой на основе никеля и графита.

Образец нагревали и после достижения температуры 1000 °С на термопаре № 1, подаваемую электроэнергию уменьшали до уровня, обеспечивающего постоянную температуру в данной точке. При этом давление, приложенное на торцах заготовки, поддерживали на уровне 17 МПа. После того как температура точки 2 достигала 1000 °С, начинали осадку образца. Процессы нагрева и деформации осуществляли автоматически по заранее заданной программе. Полученные результаты зависимостей температуры в точках 1 и 2 от времени представлены на рис. 3.

В процессе анализа результатов, полученных в ходе эксперимента, были определены электрическое сопротивление и мощность теплового потока в зоне контакта заготовка—бойки. Контактное электрическое сопротивление составило 1,23·10⁻⁴ Ом. Данный результат близок к ранее полученным результатам в работе Д.И. Романова. Удельная мощность теплового потока составила 6,6·10⁵ Вт/м². Этот результат согласуется со значениями, полученными в работе [3], где удельная мощность теплового потока изменялась от 17,5·10⁵ до 14,6·10⁵ Вт/м², однако условия в зоне контакта были другими.

Результаты исследования и их обсуждение. Эксперименты по формоизменению в условиях контактного нагрева образцов из стали 20 и высокопрочного алюминиевого сплава AMr6, часть результатов которых приведены в [4, 5], позволили определить граничные условия деформации поковки, совмещенной с резистивным нагревом, и создать модель данного процесса в универсальной программе конечно-элементного анализа ANSYS.

Данное исследование необходимо для определения температурных параметров во всем объеме испытываемого образца, так как в процессе формоизменения, совмещенного с нагревом, происходят сложные тепловые процессы. Во-пер-



Рис. 4. Моделирование распределения температурного поля внутри заготовки и формоизменяющего инструмента в конце осадки цилиндрического образца

вых, разные поверхности заготовки несут теплопотери вследствие разных процессов: теплопередачи от нагретой поверхности образца к формоизменяющему инструменту, теплового излучения, конвективного теплообмена на открытой поверхности. Во-вторых, электрическое сопротивление в месте контакта образца, подвергаемого испытанию, с бойками имеет существенное значение, что ведет к более интенсивному тепловыделению в зоне соприкосновения заготовки с формоизменяющим инструментом по сравнению со средними слоями заготовки.

На основе полученных данных и параметров из справочных материалов в программном комплексе конечно-элементного анализа ANSYS была составлена модель рассмотренного эксперимента. В тепловой задаче учитывали электрический резистивный нагрев, теплопередачу в месте контакта, тепловое излучение с поверхности образца и формоизменяющий инструмент, а также теплопотери вследствие конвекции.

На рис. 4 приведено распределение температуры внутри образца в конце процесса деформации, совмещенного с контактным нагревом. Поскольку процесс симметричен в двух плоскостях, то на рис. 4 представлены: в верхней части – правая половина формоизменяющего инструмента (бойка), а в нижней части – правая верхняя четверть цилиндра. Контуром показано исходное состояние.

Моделирование показало, что расчетная разность между температурой в центре заготовки и в точке контакта поверхности бойка и образующей цилиндрического образца не превышает 2 °С. Полученные результаты моделирования незначительно отличаются от экспериментальных измерений температуры в конце процесса осадки: в точке 1 - 1000,3 °С и в точке 2 - 1003,4 °С. Из этого можно сделать вывод, что построенная тепловая модель адекватно описывает процессы, протекающие в ходе деформации цилиндрического образца. Кроме того, на рис. 4 видно, что температура внутренних сло-

ев существенно не отличается от температуры на поверхности заготовки, а следовательно, процессы, протекающие в ходе формоизменения, можно считать изотермическими.

Распределение интенсивности деформаций при осадке цилиндрического образца показало, что максимальный уровень интенсивности деформаций находится в зоне перехода в процессе формоизменения металла с боковой поверхности на торцевую. Выявлено, что разница между экспериментальными и расчетными результатами силы деформирования на конечной стадии формоизменения не превышает 10 %. Это свидетельствует о хорошей сходимости результатов математического моделирования с данными, полученными в ходе лабораторных экспериментов.

Осадку цилиндрического образца применяют преимущественно как операцию предварительного формоизменения, а изотермическое деформирование — в операциях закрытой штамповки. Поэтому важно проанализировать процессы, протекающие в формовочных штампах в ходе формоизменения, сопровождаемого контактным нагревом.

Для анализа этих процессов была выбрана закрытая штамповка детали типа "полумуфта сцепления" из высокопрочного алюминиевого сплава АМг6. Образец из алюминиевого сплава АМг6 диаметром 19 мм и высотой 5 мм помещали в формоизменяющий инструмент (рис. 5), состоящий из кольца 3, штамповой вставки 4, втулки 5. Деформацию осуществляли за счет движения пуансона 2, соединенного с подвижной траверсой. Электрический ток протекает через медные контакты 6 и 7. Термопара № 1 8 завальцована в заготовку 1. Термопара № 2 9 через отверстие во втулке 5 подсоединена к кольцу 3. Термопара № 3 10 прикреплена на пуансоне в месте сопряжения с медным контактом. Формоизменяющий инструмент был изготовлен из стали 5ХНМ и подвергнут закалке. Выбор стали 5ХНМ обусловлен практикой применения данной марки стали при изготовлении инструмента для изотермической штамповки алюминиевых сплавов [1].

Фотография формоизменяющего инструмента, установленного на экспериментальной установке, представлена на рис. 6.

Заготовку нагревали до температуры 450 °С, исходя из того, что для сплава АМг6 температурный интервал штамповки составляет 420...475 °С. Заготовку смазывали никель-графитовой смазкой. Перемещение формоизменяю-



Рис. 5. Схема формоизменяющего инструмента для штамповки заготовки полумуфты сцепления:

I – образец; 2 – пуансон; 3 – кольцо; 4 – штамповая вставка; 5 – втулка с отверстием; 6, 7 – медные контакты подвижной и неподвижной траверсы соответственно; 8, 9, 10 – термопары № 1–3 соответственно



Рис. 6. Инструмент для штамповки заготовки полумуфты сцепления, установленный на испытательном комплексе Gleeble 3800



щего инструмента было ограничено значением 5,5 мм. Скорость движения траверсы составляла 1 мм/с.

Рис. 7. Отштампованная заготовка полумуфты сцепления

Максимальная сила в эксперименте составила 97,12 кН. При этом гравюра штампа была заполнена полностью, образование заусенца не наблюдалось, причем матрица была собрана из трех отдельных деталей и в местах их сопряжения радиусы скругления не были предусмотрены. Полученный

параметр шероховатости поверхности заготовки составил не ниже *Ra* 6,3. Фотография заготовки приведена на рис. 7.

Экспериментальные исследования процесса деформирования заготовки из сплава АМг6 в условиях контактного нагрева показали, что температуры заготовки и формоизменяющего инструмента в месте контакта практически равны и остаются постоянными на уровне 450 °C в течение всего периода формоизменения. Это позволило использовать для анализа процессов деформирования в условиях контактного нагрева комплекс конечно-элементного анализа DEFORM.

В качестве соответствующего рассматриваемому симлекс-элементу объема выбран тор с сечением в разрезе в виде треугольника. Симметрия заготовки в восьми плоскостях позволила сократить объем проводимых расчетов. Для моделирования процесса выбран сегмент 22,5° в азимутальном направлении. Конечное число трехмерных элементов составило 7538.

При расчетах принимали следующие допущения:

 исходная температура равна 450 °С во всем объеме заготовки;

2) исходная температура формоизменяющего инструмента равна температуре заготовки, т.е. 450 °С.

В ходе проведения расчетов "потери объема" вследствие вырождения элементов отмечено не было. Полученные картины формоизменения металла показали, что матрица штампа заполняется полностью. Распределение интенсивности напряжений в сегменте поковки показано на рис. 8, *а.* Видно, что интенсивность напряжений максимальна на боковой поверхности зуба шестерни и, незначительно изменяясь, распределена по данной поверхности, причем более высокие значения интенсивности напряжений наблюдаются ближе к центру поковки. Максимальное значение интенсивности напряжений наблюдается также на поверхности внутреннего угла зуба шестерни и в месте перехода металла в заусенец.



Рис. 8. Распределение интенсивности напряжений (*a*) и температуры (б) при изотермической штамповке заготовки полумуфты сцепления

Тепловая модель (рис. 8, δ) показывает максимум температуры на поверхности внутреннего угла зуба шестерни. Такое увеличение температуры вызвано трением металла заготовки о поверхность штампа и не превышает 5 °С, что обеспечивает постоянство свойств в объеме деформируемого металла. Максимальная сила, рассчитанная с использованием конечно-элементной модели, на 1,7 % ниже значения, полученного в результате эксперимента.

Заключение. Результаты экспериментальных исследований и моделирования показали возможность создания изотермических условий в объеме деформируемого металла, при которых температура штамповки поддерживается в заданных пределах за счет тепловой энергии, выделяемой при протекании переменного электрического тока через контактную поверхность между заготовкой и штампом. Экспериментально получено, что при деформировании предварительно нагретых заготовок (из стали 20 и из сплава АМгб) разница между минимальной и максимальной температурами в объеме заготовки не превышает 5 °C. Анализ моделирования распределения температуры в объеме стальной цилиндрической заготовки показал, что разница температур между менее нагретой торцевой поверхностью образца и более нагретыми областями в середине заготовки составляет не более 3 °C.

Исследованная технология позволяет получать поковки с высоким коэффициентом использования материала и с минимальными напусками и припусками под окончательную механическую обработку. За один технологический переход получена поковка типа "полумуфта сцепления" из алюминиевого сплава АМг6, имеющего узкий температурный интервал штамповки, с радиусами скругления, близкими к нулю.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Чумаченко Е.Н., Смирнов О.М., Цепин М.А.** Сверхпластичность: материалы, теория, технологии. М.: КомКнига, 2005. 320 с.

2. Maki S., Syibata T., Mori K. and Mahino H. Mushy state forging of aluminum alloy using resistance heating. // STELL-GRIPS, Suppl. Metal Forming. 2004. V. 2. P. 711–716.

3. Полозин А.А., Шеффер Л., Д.Р.С. де Лима. Новый подход в экспериментальном определении термического сопротивления зоны контакта инструмента с заготовкой // Металлообработка. 2010. № 3 (57). С. 20–25.

4. Громов В.В. Поддержание равномерной температуры деформации электроконтактным нагревом при осуществлении изотермической штамповки // Металлообработка. 2010. № 4 (58). С. 18–29.

5. Громов В.В. Деформирование, совмещенное с электроконтактным нагревом // Металлообработка. 2011. № 3 (63). С. 42–47.

Леонид Борисович Аксенов, д-р техн. наук, l_axenov@mail.spbstu.ru; Валерий Владимирович Громов В.Н. Цеменко, В.Л. Гиршов (Санкт-Петербургский государственный политехнический университет), С.А. Мазуров (ОАО "ЦНИИ материалов", г. Санкт-Петербург)

Моделирование и исследование процесса получения заготовок для инструмента из порошковой быстрорежушей стали

Статья посвящена получению компактных заготовок быстрорежущей стали из порошка методом горячей экструзии. Показано, что нет необходимости проводить экструзию с большими деформациями. Экструдирование металла с умеренной деформацией и последующая прокатка позволяют получать полуфабрикаты быстрорежущей стали, значительно превосходящие по свойствам аналоги, полученные традиционными методами литья и прокатки.

Ключевые слова: порошковая быстрорежущая сталь; горячая экструзия; прокатка; моделирование; микроструктура.

The paper is dedicated to obtaining compacted high-speed steel from powder by hot extrusion. It isn't necessary to provide large strains directly during hot extrusion of powder high speed steel. Extrusion billets with less compression, combined with subsequent rolling of billets obtained provides high-speed steel rods, greatly surpassing the properties of conventional counterparts.

Keywords: high-speed powder steel; hot extrusion; rolling; simulation; microstructure.

Освоение производства быстрорежущей стали методами порошковой металлургии открыло новые резервы для повышения их эксплуатационных свойств. Высокая скорость охлаждения металла в процессе распыления позволяет получать материал с повышенным содержанием легирующих элементов и однородной структурой, в том числе добиться измельчения карбидов [1].

В СССР в промышленность внедрялась технология горячей экструзии (ГЭ) порошковых быстрорежущих сталей в стальных герметичных капсулах. Важнейшим преимуществом процесса ГЭ, разработанного в ГП "УкрНИИспецсталь" (г. Запорожье) и ОАО "ЦНИИ материалов" (г. Санкт-Петербург), по сравнению с процессами прессования порошков является благоприятная схема пластической деформации, близкая к всестороннему сжатию и обеспечивающая высокую степень обжатия исходной заготовки за единичный акт ее обработки давлением. При такой схеме достигается интенсивный сдвиг в очаге деформации и прочное "схватывание" частиц друг с другом наряду с отсутствием значительных растягивающих напряжений в порошковой заготовке [2]. Возможность применения более простого оборудования - гидравлических прессов - выгодно отличает эту технологию от процесса горячего газостатического прессования, который является основным для производства порошковых быстрорежущих сталей за рубежом [3, 4].

Несмотря на то что сведения о разработке процесса экструзии порошковых быстрорежущих сталей начали появляться еще в 1970-х гг. [1], он не получил широкого распространения в нашей стране вплоть до настоящего времени. Основным препятствием для широкого внедрения этой технологии является разнотолщинность оболочки на экструдированных прутках, что приводит к значительным потерям металла при обдирке и, как следствие, — к потере экономической выгодности данной технологии.

Высокая разнотолщинность оболочки является следствием стремления получить высокие обжатия и вытяжку при экструзии, так как в этом случае проявляется существенная неравномерность деформации разнородных компонентов (материала оболочки и порошковой быстрорежущей стали). В этой связи снижение вытяжки целесообразно для уменьшения неравномерности деформации оболочки. С другой стороны, уменьшение сдвиговых деформаций в процессе экструзии можно компенсировать в ходе дальнейших операций прокатки и ковки, необходимых для получения заготовок требуемого профиля.

Параметры процесса экструзии при использовании описанной выше технологии получения материала подбираются опытным путем, который является довольно трудоемким и дорогостоящим. Так, практически отсутствуют методики выбора пресса требуемой мощности для экструдирования капсул, заполненных порошком. Однако для решения подобных задач в настоящее время можно применять методы компьютерного моделирования процессов.

Цель работы — разработка практических рекомендаций для промышленной реализации технологии получения порошковой быстрорежущей стали на основе математического моделирования процессов экструзии.

Материал и методика проведения исследований. Математическое моделирование процесса экструзии проводили с использованием метода конечных элементов в программе Multidef по методике, описанной в работе [5]. Порошок рассматривали как пористую среду. В качестве объектов моделирования использовали быстрорежущую сталь марки 10Р6М5-МП, материал капсулы – сталь 20. Капсулы в исходном состоянии имели высоту $h_0 = 300$ мм и диаметр $D_{\rm H} = 150$ мм. Толщину оболочки капсулы приняли равной 3 мм.

При моделировании использовали следующие основные допущения:

1) контейнер, пуансон и матрица – абсолютно жесткие тела;

2) температура порошкового материала в процессе экструзии постоянна и равна 1100 °С;

 жесткопластическая модель течения экструдируемого материала;

4) коэффициент трения между порошковым экструдируемым телом и матрицей равен коэффициенту трения между порошковым телом и контейнером и имеет значение $\mu = 0,1$.

На рис. 1 приведено схематическое изображение процесса горячей экструзии. Деформацию заготовки в процессе

Рис. 1. Схематическое изображение процесса экструзии:

пуансон; 2 – порошковый материал;
 контейнер; 4 – капсула; 5 – матрица



экструзии (редукцию), которая определяет вытяжку получаемого прутка, рассчитывали по формуле

$$R = (D_{\rm H} / D_{\rm K})^2.$$
 (1)

Рассматриваемыми параметрами являлись угол матрицы 2α и диаметр ее выходного отверстия D_{κ} , влияющий на вытяжку в процессе экструзии [6].

При решении данной задачи были рассмотрены варианты экструзии заготовки диаметром 150 мм в матрицу с выходным отверстием 75 мм, т.е. по формуле (1) R = 4, а также варианты со значениями R = 2 и 9. Последнее из указанных значений редукции было выбрано, исходя из опыта сотрудников ОАО "ЦНИИ материалов", занимавшихся практическим изучением процесса горячей экструзии [2]. Применяли матрицы с углами раствора $2\alpha = 60$, 90 и 120 °.

Результаты исследования и их обсуждение. Анализ процесса экструзии позволил выявить три характерные стадии уплотнения заготовки. На начальной стадии сила пресса практически целиком воспринимается стальной оболочкой. Это вызывает перемещение периферийной части донышка по конической поверхности матрицы. Пористый материал на этой стадии является наполнителем стальной оболочки, препятствующим потере устойчивости тонкостенного цилиндра. Относительная плотность порошка на первой стадии изменяется только в области, прилегающей к пуансону. При одинаковом перемещении пуансона область уплотнения больше в заготовке, экструдируемой через больший угол 2α.

На второй стадии наблюдается постепенное уплотнение пористого материала по всему объему заготовки. Часть силы воспринимается уплотняющимся материалом и передается на центральную часть донышка. Помимо первого очага зоны уплотнения (непосредственно под пуансоном), появляется второй очаг, расположенный в верхней части заготовки, под пуансоном. По мере уплотнения заготовки оба очага увеличиваются в размерах и постепенно начинают охватывать весь объем заготовки. При этом на центральную область заготовки действуют наименьшие напряжения, поэтому эта часть заготовки уплотняется в последнюю очередь.

При достижении заготовкой выходного отверстия матрицы ее продвижение практически останавливается и происходит уплотнение порошкового материала. При этом наибольшая плотность, достигнутая перед началом истечения заготовки через выходное отверстие матрицы, наблюдается в случае экструзии в матрицу с углом $2\alpha = 60^{\circ}$, а наименьшая – при $2\alpha = 120^{\circ}$ (рис. 2). Установленный факт, по-видимому, обусловлен большей протяженностью очага деформации матрицы с углом $2\alpha = 60^{\circ}$, а следовательно, – большей протяженностью участка, на котором действуют повышенные силы трения.



Рис. 2. Распределение относительной плотности, % об., заготовок до начала истечения через выходное отверстие матрицы при 2α:

 $a - 120^{\circ}; \, \delta - 90^{\circ}; \, s - 60^{\circ}$

Третий этап уплотнения связан с истечением заготовки через выходное отверстие матрицы и формированием его конечного диаметра. На центральную часть заготовки действуют наименьшие напряжения, в результате чего эта часть заготовки достигает уплотнения до компактной плотности в последнюю очередь (рис. 3). Процесс экструзии с этого момента начинает подчиняться законам течения компактного материала. В результате получается пруток, имеющий плотность компактного материала, за исключением небольшой зоны пониженной плотности в заходной части заготовки.

Изменение редукции до R = 9 приводит к повышению давления прессования и более стремительному уплотнению заготовки до беспористого состояния. Отмечено появление значительной разнотолщинности оболочки, вызванной, вероятно, значительными силами трения (рис. 4). Установлено, что разнотолщинность оболочки тем больше, чем больше угол 2 α . Данное обстоятельство указывает на неблагоприятные условия, создаваемые для последующей операции удаления оболочки и, соответственно, большие потери основного металла в ходе этой операции.



Рис. 3. Заключительная стадия уплотнения заготовки при перемещении пуансона $\Delta h = 128$ мм ($h_0 = 130$ мм) и различных значениях угла раствора матрицы:

 $a - 2\alpha = 120^{\circ}; \ \delta - 2\alpha = 90^{\circ}; \ s - 2\alpha = 60^{\circ}$



1. Гранулометрический состав порошка стали 10Р6М5-МП газового распыления

Размер фракции, мкм	Доля фракции, % мас.
+315	10,0
-315+200	32,0
-200+100	55,5
-100+50	2,0
-50	0,5

2. Химический состав порошка стали 10Р6М5-МП после газового распыления, % мас.

С	Si	Cr	Мо	W	V	[0]
1,0	0,26	4,5	5,3	6,9	1,9	0,019

При значении редукции R = 4 оболочка сохраняет практически постоянную толщину для углов $2\alpha = 60...120^{\circ}$. Появление разнотолщинности было отмечено только при моделировании процесса экструзии через матрицу с углом $2\alpha = 150^{\circ}$. С другой стороны, для этого значения редукции (R = 4) в осевой части заготовки у вариантов с углами $2\alpha = 90$ и 60° наблюдается несколько пониженная плотность (97 % об.), что может служить доказательством недостаточности четырехкратной вытяжки для этих вариантов. Увеличение угла 2α до 150° не приводит к качественному улучшению условий уплотняемости материала, а вызывает образование разнотолщинности оболочки из-за повышенных сил трения, а уменьшение редукции ниже значения R = 4 приводит к тому, что заготовка в процессе экструзии уже не может быть уплотнена до компактного состояния.

Сравнение рассмотренных вариантов экструзии позволяет сделать вывод, что изменение вытяжки оказывает наиболее сильное влияние на уплотнение заготовки при экструзии и энергосиловые параметры процесса. Наилучшим вариантом является процесс экструзии в матрицу с углом $2\alpha = 120^{\circ}$ и диа-



Рис. 5. Микроструктура порошка, распыленного газом: $a - \times 1000; \ 6 - \times 5000$

Рис. 4. Разнотолщинность оболочки при 2а:

 $a - 120^{\circ}; \, \delta - 90^{\circ}; \, s - 60^{\circ}$

метром выходного отверстия $D_{\kappa} = 75$ мм (вытяжка $\lambda = 4$). Полученные результаты математического моделирования были использованы в ходе промышленной реализации процесса экструзии капсул. Для промышленной реализации

результатов эксперимента были использованы порошки стали 10Р6М5-МП газового распыления размером (315±50) мкм производства ОАО "Полема" (г. Тула). По данным работы [1] частицы порошка таких размеров при газовом распылении охлаждаются в диапазоне скоростей 5·10⁴...5·10⁵ К/с. Для них характерна преимущественно мелкозернистая структура и вырождение разветвленных форм дендритов. В табл. 1 и 2 приведены гранулометрический и химический составы исследуемого порошка.

На рис. 5 приведена микроструктура порошка после газового распыления.

Установлено, что средний размер зерна составляет 2,5 мкм. Микроструктура порошка соответствует баллу 14.

Прутки порошковой быстрорежущей стали получали методом горячей экструзии в ОАО "Полема". Порошок засыпали в цилиндрические капсулы, изготовленные из стали 20. Диаметр капсулы 145 мм, толщина стенки 3 мм.

Отдельную операцию вакуум-термической дегазации при подготовке капсул с порошком к экструзии не проводили. Для поглощения газов из области капсулы применяли разработанную в ОАО "ЦНИИ материалов" технологию горячей экструзии порошков с титановым геттером [7]. Брикет из пористой титановой губки размещают в капсуле. Капсулу герметизируют. При последующем нагреве капсулы перед экструзией титановый геттер поглощает оставшийся в капсуле воздух, создавая в ней вакуум.

Капсулы, нагретые до температуры (1100±50) °С, подвергали экструзии на диаметр 75 мм. Максимальная сила пресса в момент экструзии составила 3000 кН, что хорошо коррелирует с данными, полученными при компьютерном моделировании данного процесса [6]. Пруток после экструзии представлен на рис. 6. После экструзии и последующей правки заготовки подвергали токарной обработке для удаления оболочки. Установлено, что потери материала порошковой быстрорежущей стали в процессе токарной обработки составили 9 %. Следует отметить, что это является небольшой величиной.

Последующие исследования показали, что прутки после экструзии имели структуру компактного материала, но не обладали прочностными свойствами, характерными для зарубежных аналогов порошковых быстрорежущих сталей.



Рис. 6. Внешний вид экструдированного прутка



Рис. 7. Структура литой (*a*) и порошковой (*б*) быстрорежущей стали P6M5:

 $a - \times 10000; \, \delta$ - электронное изображение

В результате испытаний на машине Zwick Roell Z050 получили предел прочности при статическом изгибе $\sigma_{\mu_{3T}} = 2700...3300$ МПа (образцы сечением 5×5 мм, длиной 60 мм). Твердость заготовок находилась в пределах 260 HB.

Образцы подвергали термической обработке по следующему режиму: закалка от 1180 °C с последующим трехкратным отпуском по 1 ч при 560 °C. Твердость полученных образцов составила 65 HRC.

Для повышения предела прочности полученных прутков они были подвергнуты дополнительной пластической деформации посредством прокатки и ковки на радиально-ковочной машине с суммарной деформацией свыше $\varepsilon = 90 \%$.

Исследование структуры порошковой стали после пластической деформации показало равномерное распределение мелких аустенитных зерен (балл 12) и карбидных включений. Площадь, занимаемая карбидной фазой, практически не изменяется при изучении различных участков шлифа и составляет около 6 % поверхности.

Известно, что наибольшая экономическая эффективность от использования порошковой быстрорежущей стали достигается при изготовлении из нее режущего инструмента малого диаметра [8]. Так, после прокатки заготовок до диаметра 30 мм наблюдали увеличение предела прочности при статическом изгибе до значений $\sigma_{\rm изr}$ = 4000...4500 МПа (образцы сечением 5×5 мм, расстояние между опорами при испытании 20 мм) [9]. На образцах, вырезанных из прутков и продеформированных до диаметра 16 мм, испытания показали значения $\sigma_{\rm изr}$ = 4500...5000 МПа. Для сравнения предел прочности быстрорежущей стали традиционного способа изготовления составляет $\sigma_{\rm изr}$ = 3200...3500 МПа.



Рис. 8. Гистограммы распределения размера аустенитных зерен по баллам после закалки в структуре литой (*a*) и порошковой (*б*) быстрорежущей стали

На рис. 7 представлена микроструктура порошковой быстрорежущей стали, полученной в ходе данного исследования, в сравнении со сталью P6M5, полученной по традиционной технологии. Сравнительный анализ проводили на оптическом микроскопе Zeise 200 MAT с использованием программы Thixomet, а также на электронном сканирующем микроскопе Vega Tescan 5136LMU.

В связи с тем, что размер аустенитного зерна, который сталь приобретает при нагреве под закалку, значительно влияет на ее механические свойства, был определен балл зерна и средний размер зерен быстрорежущих сталей (рис. 8).

Выявлено, что размер зерна аустенита литой стали в основном соответствует баллу 9; наблюдается значительная разнозернистость структуры. При этом меньшие по размеру зерна встречаются в местах скопления карбидных частиц. В отличие от литой стали в структуре порошковой стали равномерно распределены мелкие аустенитные зерна (балл 12) и карбидные включения.

Заключение. С помощью метода математического моделирования определены технологические параметры экструдирования заготовок с малыми обжатиями в сочетании с их последующей прокаткой, позволяющие получить прутки быстрорежущей стали, значительно превосходящие по свойствам традиционные аналоги.

Установлено, что повышение прочностных свойств порошковой быстрорежущей стали (по сравнению со сталью традиционного способа изготовления) достигается благодаря сохранению в структуре конечного прутка равномерного распределения легирующих элементов. Это способствует образованию равномерно распределенных карбидов относительно небольшого размера и, как следствие, получению однородной мелкозернистой структуры аустенитного зерна после закалки. Важно, что при этом отсутствует необходимость использования больших деформаций непосредственно при экструзии порошка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гиршов В.Л. Порошковая быстрорежущая сталь с дисперсной структурой // Вопросы материаловедения. 2008. № 2. С. 33–42.

2. Гиршов В.Л. Процессы порошковой металлургии. СПб.: СПбГПУ, 2003. 113 с.

3. Ковальченко М.С. Деформационное упрочнение пористого тела при прессовании // Известия вузов. Порошковая металлургия. 2009. № 3/4. С. 13–26.

4. Радченко А.К. Уплотняемость и деформационное упрочнение металлических порошков и их смесей при прессовании // Известия вузов. Порошковая металлургия. 2009. № 5/6. С. 27–34.

 Рыбин Ю.И., Рудской А.И., Золотов А.М. Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением. СПб.: Наука, 2004. 644 с.
 Цеменко В.Н., Гиршов В.Л., Мазуров С.А. Моделирование процисса горяцей акторици пропиковой быстрорекущей

ние процесса горячей экструзии порошковой быстрорежущей стали // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Сер. "Наука и образование". 2011. № 4. С. 235–241. 7. Канехиа, пад изготовления изделий из металлических

7. Капсула для изготовления изделий из металлических порошков: пат. РФ 81111 / А.А. Абрамов, В.Л. Гиршов, С.А. Мазуров, Л.С. Самойленко.

8. Гиршов В.Л. Технико-экономические преимущества порошковых быстрорежущих сталей // Металлообработка. 2001. № 4. С. 40-41.

9. Цеменко В.Н., Гиршов В.Л., Мазуров С.А. Сравнительный анализ структуры порошковой быстрорежущей стали // Металлообработка. 2011. № 4. С. 168–173.

Валерий Николаевич Цеменко, д-р техн. наук, plast-ftim@mail.ru;

Владимир Леонидович Гиршов, д-р техн. наук; Сергей Александрович Мазуров ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ

ПРОИЗВОДСТВО

УДК 669.017; 620.18; 621



Управление структурой и свойствами сталей при горячей деформации

Рассмотрены условия успешного развития работ в области управления свойствами металлов в процессах их изготовления. Существование научной школы, современной исследовательской базы, воспитание кадров и развитие коммуникаций может обеспечить существенный прогресс в разработке новых материалов и технологий. Показано, что в современной лаборатории за короткий срок могут быть решены многие задачи в области физического и математического моделирования процессов горячей деформации, управления свойствами сталей в процессах их изготовления, в том числе задачи получения субмикронных и наноразмерных структур.

Ключевые слова: структура и свойства металлов; физическое моделирование технологических процессов; обработка металлов давлением; фазовые превращения.

Conditions for successful development of works in the field of handling of metals properties in their manufacturing processes are considered. The existence of scientific school, modern research facilities, training of personnel and development of communications can provide significant progress in developing of new materials and technologies. It is shown that in modern laboratory many problems in fields of physical and mathematical modeling processes of hot deformation, handling of steels properties in their manufacturing processes, including the problems of submicron and nanoscale structures obtaining, could be solved during short period of time.

Keywords: structure and properties of metals; physical modeling of technological processes; metal forming; phase transformations.

Принято считать, что предпосылками успешного развития работ в области новых материалов и технологий их обработки в пределах научного коллектива является обеспечение следующих условий: существование научной школы; современная исследовательская база; квалифицированные кадры; контакты с ведущими научными центрами.

Отметим, что в Научно-исследовательском институте материалов и технологий при Санкт-Петербургском государственном политехническом университете (СПбГПУ) эти условия обеспечены.

1. Развитие методов физического моделирования технологических процессов обработки металлов давлением (ОМД), формирования структуры и свойств металлов

Научно-техническая цепочка, необходимая для разработки новых и корректировки существующих технологий изготовления материалов с высоким уровнем свойств, сложившаяся в наиболее технически развитых странах, по мнению профессора Питтсбургского университета А. ДеАрдо (Пенсильвания, США), сводится к следующей последовательности: физическое моделирование формирования структуры и свойств опытных сталей: → эксперимент на лабора-

торном оборудовании при соблюдении условий подобия лабораторного и промышленного эксперимента → опытная проверка реализации новой технологии на промышленном оборудовании → корректировка технологии и создание условий для математического моделирования вновь разработанных технологий. По данным ДеАрдо, за последние годы не было ни одного провала новых технологий, разработанных по этой проектно-ориентированной схеме.

Особое место в разработках отводится начальному этапу — физическому моделированию. Для его реализации разрабатываются и совершенствуются специализированные испытательные комплексы. Для имитации процессов горячей деформации, используемых в металлургических и машиностроительных технологиях, фирма Dynamic Systems Inc. (США) изготовляет установки Gleeble, из которых наиболее совершенной на сегодняшний день является Gleeble-3800 (рис. 1).

Установки Gleeble-3800 изготовляют в модульном исполнении. К основному силовому блоку для выполнения различных поставленных задач подсоединяются: модуль для выполнения деформации сжатием или растяжением; модуль кручения; модуль для ударной деформации; модуль многоосевой деформации.



Рис. 1. Общий вид комплекса Gleeble-3800

Каждый из модулей имеет свою рабочую камеру, которая соединена с вакуумной системой, обеспечивающей разряжение не менее $1 \cdot 10^{-4}$ мм рт. ст. Испытания можно проводить при более низком вакууме, в среде защитного газа или на воздухе (см. рис. 1).

Нагрев образцов осуществляется прямым пропусканием электрического тока, что при мощности сварочного трансформатора 75 кВ·А обеспечивает максимальную скорость нагрева до 12000 °С/с. Температура и скорость охлаждения контролируются термопарой, приваренной к образцу на прилагаемой к комплексу установке. Возможна одновременная запись температуры в четырех точках рабочей части образца, причем одна из термопар является управляющей. Система управления температурой обеспечивает переколебание температуры при нагреве со скоростью 1000 °С/с не более 5...6 °С и поддержание заданной температуры испытания с точностью ± 1 °С.

Охлаждение образцов в процессе проведения экспериментов осуществляется различными способами: за счет теплоотвода в водоохлаждаемые медные или стальные захваты; за счет обдува воздухом или инертным газом; за счет обтекания водой снаружи, внутри образцов или одновременно снаружи и внутри.

Максимальная скорость охлаждения, достигнутая при испытаниях комплекса на образцах толщиной 6 мм, составляет 8500 °C/с. При охлаждении образцов воздухом или водой вакуумная система отключается от рабочей камеры.

Испытания можно проводить при температурах от комнатной до температуры плавления, причем для исследований жидко-твердого состояния предусмотрено использование специальных кварцевых трубок. Максимальная сила при растяжении составляет 100 кН, при сжатии 200 кН, при проведении ударных испытаний 200 кН. Для записи сил применяют тензодатчики, а для записи деформаций — датчики перемещений подвижной траверсы. Модуль для испытаний на растяжение и сжатие снабжен высокочувствительными измерителями продольной и поперечной деформации, а также дилатометром, которые позволяют выполнять высокоточные измерения перемещений и определять температуры фазовых превращений в заданном диапазоне скоростей нагрева и охлаждения после пластической деформации или без нее.

Максимальные скорости деформации до 200 c^{-1} достигаются при испытаниях на образцах размером Ø10×15 мм при использовании модуля для ударных испытаний, для которого скорость движения рабочей траверсы составляет 2,5 м/с. Таким образом, скорости деформации на Gleeble-3800 перекрывают весь диапазон скоростных режимов деформации самых современных станов го-

рячей прокатки. Для сохранения площади контакта рабочего инструмента с обрабатываемым металлом разработана специальная оснастка для осадки плоского образца. Эти испытания позволяют избежать образования шейки или бочки, которые характерны для растяжения или сжатия.

Модуль для многоосевой деформации (MaxStrain) предназначен для получения ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры металлов, что актуально для современного уровня развития промышленности. Проведение исследований на этом модуле позволяет ответить на вопрос о возможности получения на современном технологическом оборудовании промышленного наноструктурного металла с размером зерна менее 100 нм.

1.1. Исследование сопротивления деформации металлов в зависимости от температуры, степени и скорости деформации. Цель работ — исследование энергосиловых параметров процессов обработки металлов давлением для оптимизации технологий по энергозатратам, исследование процессов структурообразования при горячей деформации.

Возможности оборудования позволяют исследовать сопротивление деформации металлов и сплавов при переменных температурах (от комнатной до температуры плавления) со скоростями деформации используемого на производстве промышленного оборудования — до 200 с⁻¹ и при степени деформации — до разрушения [1]. На рис. 2 представлены зависимости сопротивления деформации для трубной стали категории прочности K65 (X80).

1.2. Исследование релаксационных свойств сталей. Релаксационные свойства металлов исследуют, как правило, методом двойного нагружения с заданной паузой, за время которой происходят внутренние процессы разупрочнения, приводящие к снижению деформирующих напряжений. На рис. 3 представлены



Рис. 2. Кривые сопротивления деформации, полученные при различных скоростях (*a*) и температурах (*б*):

a – температура деформации $T_{\rm A} = 1100$ °C, размер зерна d = 40 мкм; δ – скорость деформации $\dot{\varepsilon} = 1 \, {\rm c}^{-1}$, d = 60,5 мкм



Рис. 3. Зависимости сопротивления деформации, полученные при испытаниях на двойное сжатие ($T_{\rm g} = 1100$ °C, $\dot{\epsilon} = 1$ c⁻¹, d = 60 мкм)

зависимости сопротивления деформации стали X80, полученные методом двойного сжатия при паузах от 0,5 до 2 с. Хорошо прослеживается чувствительность деформирующих напряжений при втором нагружении от времени паузы, в зависимости от которой можно выбрать либо режимы полного снятия деформационного упрочнения, либо накопления упрочнения для последующей реализации в процессах формирования механических свойств горячедеформированного металла [2].

1.3. Определение температур выделения упрочняющих карбонитридных фаз в микролегированных сталях и температур начала фазовых превращений методом многократного нагружения. Преципитация (выделение) карбонитридов микролегирующих элементов (например, ниобия) существенным образом изменяет процессы, происходящие в аустените, подавляя рекристаллизацию и вызывая более сильное упрочнение. Выбор технологических режимов горячей обработки давлением микролегированных сталей непосредственно зависит от знаний условий выпадения преципитатов карбонитридов, принимающих активное участие в процессах формирования свойств как при горячей ОМД, так и конечных механических свойств.

Построение технологического процесса обработки металлов, например, контролируемой прокатки без учета момента выпадения преципитатов может привести к значительному снижению возможного повышения свойств сталей за счет микролегирования. Для определения температур выделения карбонитридов выполняется многократная деформация образцов кручением; при этом температура металла понижается с заданной скоростью, а кручение выполняют через равные промежутки времени (например, через 30 с); скорость и степень деформации для каждой стадии деформации задают постоянными [3].

На рис. 4 представлены полученные по такой методике зависимости деформирующих напряжений от степени и температуры деформации и зависимость предела текучести от обратной температуры, позволяющие определить температуру преципитации, характеризующую момент окончания рекристаллизации ($T_{nr} = 910$ °C) и температуру начала ферритного превращения ($T_{trans} = 840$ °C) для трубной стали категории прочности X80.

1.4. Определение температур фазовых превращений, построение термокинетических диаграмм, С-образных кривых сплавов [4]. Использование дилатометра при физическом моделировании процессов горячей деформации и термической обработки обеспечивает возможности исследования влияния скорости охлаждения и предварительной деформации на изменение температур фазовых превращений, формирование структуры и механических свойств сталей и сплавов.

На рис. 5 приведены одна из дилатометрических кривых, которые можно построить для различных скоростей охлаждения, температур и степеней предвари-



Рис. 4. Диаграммы многократной деформации стали X80 кручением через 30 °C при скорости охлаждения 1 °C/с для определения температуры преципитации карбонитридов ниобия:

a – режим обработки: *1* – температура; *2* – кривая напряжение–деформация; δ – кривая изменения действительного напряжения пластического течения; T_{nr} = 910 °C; T_{trans} = 840 °C

Рис. 5. Изменение диаметра образца ΔD от времени охлаждения *t* при дилатометрических испытаниях (*a*) и структура автомобильной трип-стали с остаточным аустенитом (δ)



тельной деформации, а также структура автомобильной трип-стали с остаточным аустенитом. В зависимости от сочетания операций пластической деформации и регламентированного охлаждения в данном типе сталей можно получать различные композиции структурных составляющих — феррита, бейнита и остаточного аустенита.

1.5. Имитация процесса контролируемой прокатки на стане 5000 и операций изготовления трубы. Схема физического эксперимента по моделированию контролируемой прокатки представлена на рис. 6. Образцы нагревали до температуры 1200 °С, выдерживали 1 мин для аустенизации, затем охлаждали со скоростью 0,4 °С/с до температуры 1000 °С, после чего имитировали черновую прокатку. Для этого металл деформировали 10 раз, поочередно сжатием и растяжением с деформацией 0,15 как для растяжения, так и для сжатия, со скоростью 1 с⁻¹ через каждые



Рис. 6. Схема имитации контролируемой прокатки

10 °С. Таким образом, стадия черновой прокатки была завершена при T = 900 °С, после чего металл охлаждали со скоростью 0,5 °С/с до температуры 800 °С. Пауза для подстуживания ("покачивания" на рольганге) составила 200 с.

Чистовая прокатка была имитирована десятью деформациями растяжением и сжатием со степенью деформации 10 % на каждом этапе. Температура окончания чистовой прокатки 710 °С, по достижении которой металл подстуживали до температуры 705 °С со скоростью 0,5 °С/с, а затем охлаждали со скоростью 15 °С/с до температуры 550 °С (имитация ускоренного контролируемого охлаждения). До температуры правки металл охлаждали со скоростью 0,1 °С/с. Образцы, обработанные по режиму, приведенному на рис. 6, имели следующие свойства: $\sigma_{\rm T}$ = 640 МПа; $\sigma_{\rm B}$ = 890 МПа; $\sigma_{\rm T}/\sigma_{\rm B}$ = 0,72; ψ = 80 %. Относительное удлинение не измеряли, поскольку геометрические размеры образца позволяли использовать только датчик поперечной деформации.

На тех же образцах была имитирована правка металла при температурах 20, 100, 200, 300, 400 и 500 °С. При правке были заданы деформации, близкие к используемым на правильной машине стана 5000: р 1,2 % \rightarrow с 1,2 % \rightarrow р 0,5 % \rightarrow с 0,5 % \rightarrow \rightarrow р 0,2 % \rightarrow с 0,2 %, где р – растяжение; с – сжатие. Изменение свойств стального листа после правки по указанному режиму в зависимости от температуры правки приведено на рис. 7. Как видно, температура правки металла после контролируемой прокатки существенно влияет на предел текучести металла.

Понижение предела текучести после правки при температурах 20...200 °С по сравнению с горячекатаным состоянием обусловлено генерацией свободных дислокаций при малых деформациях во время правки. Повышение $\sigma_{\rm T}$ после правки при 400 °С вызвано, очевидно, фиксацией генерированных при правке дислокаций внедренными атомами углерода – эффект, аналогичный печному упрочнению (bake hardening), ис-



Рис. 7. Изменение предела текучести $\sigma_{_{\rm T}}$ стали при 20 °C в результате правки при различных температурах

пользуемому для упрочнения автомобильных сталей при сушке лакокрасочного покрытия [5].

1.6. Составление баз данных для различных сталей и сплавов "химический состав-режимы обработкиструктура-свойства". Основной целью многих работ является создание баз экспериментальных данных "химический состав-параметры обработки-структура-механические свойства" для новых перспективных и уже технологически освоенных сталей для управления их свойствами. Эти базы данных включают в себя:

 данные по кинетике процессов формирования микроструктуры сталей при горячей прокатке и ускоренном охлаждении, а также ее количественным характеристикам в зависимости от параметров термомеханического воздействия и химического состава;

 данные по зависимостям механических свойств сталей от набора определяющих параметров микроструктуры и химического состава.

Результаты по созданию баз данных достигаются в результате решения следующих задач экспериментального исследования и математического моделирования:

1. Имитационное моделирование эволюции микроструктуры сталей в условиях промышленной горячей прокатки и ускоренного охлаждения с использованием экспериментального комплекса Gleeble-3800, включающее в себя:

• исследование кинетики роста зерна аустенита в зависимости от температуры и химического состава стали;

• исследование кинетики процессов возврата и рекристаллизации, развивающихся в деформированном аустените в условиях преципитации карбонитридов микролегирующих элементов, в зависимости от температуры, размера исходного зерна, а также степени и скорости пластической деформации;

• исследование кинетики распада аустенита в процессе непрерывного охлаждения с разными скоростями в зависимости от размера зерна и степени его пластической деформации в однофазной области;

 исследование особенностей распада аустенита при непрерывном охлаждении в условиях одно- и многократной пластической деформации в двухфазной области для достижения индуцированного деформацией динамического превращения, приводящего к образованию сверхмелкого зерна ферритных кристаллов.

2. Количественный анализ совокупности полученных микроструктур с помощью оптической микроскопии с использованием анализаторов изображений "ВидеоТест" или "Thixomet" для получения данных о средних размерах зерен и объемных долях различных фазовых составляющих (феррита, перлита и бейнита).

3. Исследование механических свойств образцов сталей на испытательном оборудовании фирмы Zwick/Roell и установление количественных зависимостей этих свойств от набора определяющих параметров микроструктуры.

На основании полученной базы данных создаются физически обоснованные компьютерные модели для описания эволюции микроструктуры исследуемых сталей на разных стадиях их производства.

2. Развитие методов математического моделирования процессов структурообразования при термомеханической обработке сталей

Разработка физически обоснованных математических моделей для количественного описания эволюции микроструктуры стали при горячей прокатке и ускоренном охлаждении предусматривает математическое описание процессов, происходящих в металле, в том числе: рост исходного аустенитного зерна; деформационное упрочнение, в котором обратное разупрочняющее действие одновременно оказывают возврат и динамическая рекристаллизация; статическая и метадинамическая рекристаллизация; выделение карбонитридов микролегирующих элементов (МЛЭ) в высокопрочных сталях; фазовые превращения, которые в зависимости от параметров обработки носят диффузионный, сдвиговый характер или включают проявления одного и второго.

Современные возможности физического моделирования (имитации) реальных процессов обработки металлов, осуществленные на новом оборудовании, и разработанные методики позволяют провести эксперименты для разработки математических моделей перечисленных процессов структурообразования. Объединение математических моделей отдельных процессов в единую интегральную модель формирования свойств позволяет выполнить разработку компьютерной программы, обеспечивающей при известных температурно-деформационных параметрах горячей прокатки выполнение расчетов энергосиловых параметров, изменения микроструктуры на всех стадиях процесса горячей прокатки и прогнозирование конечных механических свойств обрабатываемого металла.

2.1. Модель роста аустенитного зерна. Особенностью разрабатываемой модели прогнозирования свойств сталей является ее способность учитывать изменение химического состава материала в широком диапазоне концентраций, охватывающем все низколегированные низко- и среднеуглеродистые стали. Это возможно благодаря тому, что для вычисления энергии активации самодиффузии (ЭАСД) $Q_{GG}(Y_{AE})$ использовали выражение: $Q_{GG}(Y_{AE}) = \alpha_{GG} Q_{SD}(Y_{AE})$, где $Q_{SD}(Y_{AB}) - ЭАСД в аустените; <math>\alpha_{GG} - эмпириче$ ский параметр. Энергию активации самодиффузии в $аустените <math>Q_{SD}(Y_{AE})$, Дж/моль, рассчитывают в зависимости от химического состава его твердого раствора по формуле, предложенной А.А. Васильевым [6, 7]:

$$\begin{aligned} Q_{SD}(Y_{AE}) &= 311691 - 278242 \ (1 - \exp(-0.394 \ y_{\rm C})) + \\ &+ 88752 \ y_{\rm Mn}^{0.31} + 22 \ 801 \ y_{\rm Si} - 6490 \ y_{\rm Cr} \ + \\ &+ 84864 \ y_{\rm Mo}^{0.65} - 38575 \ y_{\rm Ni}^{0.3} - \\ &- 7298 \ y_{\rm V} + 132594 \ y_{\rm Nb}^{0.263} + 82128 \ y_{\rm Ti}^{0.401} \ , \end{aligned}$$

где $Y_{AE} = \{y_C; y_{Mn}; y_{Si}; y_{Ni}; y_{Cr}; y_{Mo}; y_{Nb}; y_{Ti}; y_V\} -$ совокупность средних концентраций y_x легирующих элементов в твердом растворе.

Формула для расчета ЭАСД получена на основании количественного анализа экспериментальных данных по коэффициентам самодиффузии для аустенита различного химического состава. На рис. 8, *а* представлен график зависимости размера зерна аустенита от температуры и времени выдержки; состав исследуемой стали, % мас.: 0,087 C; 0,95 Mn; 0,27 Si; 2 Ni; 1 Cr; 0,5 Mo. Модель роста зерна аустенита откалибрована по пяти маркам сталей (рис. 8, *б*), состав которых приведен в таблице.

2.2. Модель рекристаллизации. Для экспериментального исследования рекристаллизации применяют методику двойного нагружения. На рис. 9 представлены результаты расчета доли рекристаллизованного металла X_{SRX} в зависимости от температуры, степени и скорости деформации для стали АБ-1 при исходном размере зерна 83 мкм. Видно, что расчетные данные хорошо совпадают с экспериментальными.

2.3. Выделение карбонитридов микролегирующих элементов. В современных высокопрочных сталях на процессы рекристаллизации деформированного металла сильное влияние оказывает выделение карбидов и карбонитридов микролегирующих элементов. Температура преципитации карбонитридов фактически означает окончание процессов рекристаллизации. Размер этих частиц обычно составляет 5...30 нм, причем управление размерами и распределением карбонитридов является очень важным для формирования конечных свойств проката, например, используемого для изготовления труб магистральных газо- и нефтепроводов. Экспериментальных работ по исследованию этого процесса недостаточно.

Разработанная в СПбГПУ математическая модель преципитации основана на собственных экспериментах и на результатах работ зарубежных авторов. Анализ и математическая обработка экспериментальных результатов позволили предложить физически обоснованную модель кинетики выделения карбонитридов МЛЭ в зависимости от концентрации легирующих элементов, степени, скорости деформации и температуры. На рис. 10 приведены результаты расчетов



Рис. 8. Зависимости размера зерна D_{γ} аустенита от температуры и времени выдержки для стали Ni-Mo1 (*a*) и сопоставление результатов расчета размера зерна аустенита с экспериментальными данными (*б*) ($<\delta>=10,7\%$ – среднее значение абсолютной относительной погрешности)

Марка стали	С	Mn	Si	Ni	Cr	Мо	Другие элементы
A36	0,17	0,74	0,012	_	_	_	0,04 Al 0,0047 N
DQSK	0,038	0,3	0,009	_	_	_	0,04 Al 0,0052 N
Nb-Mo	0,05	1,88	0,04	_	_	0,49	0,048 Nb
Mo1	0,08	0,49	0,26	_	_	0,49	—
Mo2	0,213	1,47	0,27	_	1,0	0,49	_
Mo3	0,318	1,01	0,29	_	2,0	0,50	_
Ni-Mo1	0,087	0,95	0,27	2,0	1,0	0,50	—
Ni-Mo2	0,192	0,52	0,27	2,0	2,0	0,49	_
Ni-Mo3	0,198	1,04	0,26	4,0	_	0,49	_
Ni-Mo4	0,321	1,51	0,27	2,0	_	0,50	_

Химический состав сталей, % мас., использованных при калибровке математических моделей роста зерна аустенита



Рис. 9. Сравнение результатов расчета кинетики рекристаллизации с использованием модели, учитывающей вклад возврата, (*a*) с экспериментальными данными (*б*) для стали АБ-1 при исходном размере зерна 83 мкм: $a - \varepsilon = 0,2$; $\dot{\varepsilon} = 2 \text{ c}^{-1}$; $\delta - \varepsilon = 0,35$; $\dot{\varepsilon} = 2 \text{ c}^{-1}$



Рис. 10. Результаты моделирования кинетики роста среднего размера частиц карбонитридов на дислокациях деформированного аустенита при различных температурах и скоростях деформации:

 $a - \varepsilon = 0,3$; $\dot{\varepsilon} = 2 \text{ c}^{-1}$; $\delta - \varepsilon = 0,3$; $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ c}^{-1}$; исходный размер зерна аустенита принят равным 100 мкм

кинетики преципитации частиц Nb(C, N) в стали с содержанием, % мас.: 0,11 C; 1,35 Mn; 0,03 Nb; 0,01 N.

Интегрирование модели выделения карбонитридов МЛЭ в модель рекристаллизации позволило создать модель процесса, учитывающую торможение рекристаллизации за счет выделения нанометрических карбонитридов МЛЭ и процессов термического возврата, снижающих движущие силы рекристаллизации. На рис. 11 представлены данные по кинетике рекристаллизации для новых трубных сталей категорий прочности К70 (Х90) и Х100.

2.4. Математическое моделирование фазовых превращений в сталях. Задача предсказания структуры и свойств сталей в зависимости от параметров, стадийности предварительной деформации и условий охлаждения является, вероятно, основной задачей современного материаловедения (рис. 12, см. обложку).



Рис. 11. Сравнение результатов расчета кинетики статической рекристаллизации с учетом выделения карбонитридов МЛЭ и термического возврата с экспериментальными данными для трубной стали категории прочности Х90 (*a*) и Х100 (*б*) при различных температурах и параметрах деформации:

 $a - \varepsilon = 0,2; \dot{\varepsilon} = 2 \text{ c}^{-1}; D_{\gamma} = 80,6$ мкм; $\delta - \varepsilon = 0,35; \dot{\varepsilon} = 5 \text{ c}^{-1};$ $D_{\gamma} = 49,4$ мкм

3. Исследование термомеханических параметров деформации достижения субмикронной и нанокристаллической структуры

Одним из частных применений методов физического и математического моделирования является определение термомеханических параметров формирования субмикронной или нанокристаллической структуры сталей и сплавов при горячей и теплой пластической деформации с помощью модуля MaxStrain комплекса Gleeble-3800. Пример такого исследования приведен на рис. 13.

Таким образом, современное исследовательское материаловедческое оборудование и методы математического моделирования позволяют в лабораторных условиях разработать и опробовать множество экспериментальных технологий изготовления объемных



Рис. 13. Формирование нанокристаллической структуры в трубной стали категории прочности Х90:

a — одна из возможных температурно-деформационных схем горячей и теплой деформации; N_1 , N_2 , N_3 — количество деформаций с заданными термомеханическими параметрами на различных этапах обработки металла; $\delta - \partial$ — последовательность стадий заполнения объема металла вновь образованными при деформации границами (температуры деформации, °C: δ — 700; e — 500; ∂ — 400; при суммарной логарифмической степени деформации $\varepsilon_{3\Sigma}$ = 31). ×6000

нанокристаллических материалов и оценить их пригодность для реализации в промышленных условиях (рис. 14, см. обложку).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Васильев А.А. и др. Моделирование микроструктуры и механических свойств стального листа после прокатки на стане 2000 ОАО "Северсталь" // Вопросы материаловедения. 2010. № 3 (63). С. 16–27.

2. Experimental investigation and modeling of microstructure evolution processes occurring in line-pipe steels under hot rolling / A. Rudskoy, A. Vasiliev, N. Kolbasnikov, S. Sokolov, D. Sokolov // HUTNIK. Wiadomosci Hutnicze. Rok MMXI. Mai 2011. № 5. P. 415–420.

3. Рудской А.И., Колбасников Н.Г., Рингинен Д.А. Получение субмикронной и нанокристаллической структуры металлов методами горячей и теплой деформации // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия "Наука и образование". 2011. № 2 (123). С. 191–205.

4. Рудской А.И. и др. Исследование структуры и свойств сталей с trip-эффектом на комплексе Gleeble-3800 // Черные металлы. 2010. № 2. С. 5–12.

5. Колбасников Н.Г. и др. Исследование ВН-эффекта в IF -сталях // Металлообработка. 2003. № 3. С. 22–27.

6. **Vasilyev A.A.** Carbon Diffusion Coefficient in Complexly Alloyed Austenite // Proceedings of MS&T'07. Detroit. 2007. P. 117–119.

7. **О влиянии** легирования на энергию активации самодиффузии в γ-железе / А.А. Васильев, С.Ф. Соколов, Н.Г. Колбасников, Д.Ф. Соколов // ФТТ. 2011. Т. 53. № 11. С. 2086–2093.

Андрей Иванович Рудской, чл.-кор. РАН, rector@spbstu.ru; Николай Георгиевич Колбасников, д-р техн. наук



МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



МАТЕРИАЛЫ

УДК 669.1.017:669.018.44:669:018.28:621.74.011

С.Ю. Кондратьев, Г.П. Анастасиади

(Санкт-Петербургский государственный политехнический университет), А.С. Орыщенко, М.Д. Фукс (ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей", г. Санкт-Петербург)

Структурная нестабильность и работоспособность жаропрочных сплавов на Fe-Cr-Ni-основе

Исследованы структура и фазовый состав в литом состоянии, а также структурная стабильность и длительная прочность при температуре 1150 °С жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2. Выявлены значительные качественные и количественные изменения всех (кроме матрицы) структурных составляющих и отдельных фаз сплава при 1150 °С и выдержке до 100 ч. Установлено, что наибольшая интенсивность диффузионных процессов в сплаве наблюдается в начальный период выдержки от 2 до 50 ч, которые сопровождаются переходом карбида Me_7C_3 в $Me_{23}C_6$ и образованием и ростом γ' -фазы условного состава $Cr_7Ni_5Si_3N_3FeNb$. При последующей выдержке наблюдается растворение карбида ниобия NbC. Показано, что, несмотря на структурную нестабильность, сплав имеет высокую длительную прочность при температурах 1150...1200 °С.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы; структурная стабильность; микроструктура; фазовый состав; фазовые превращения; термическая обработка; длительная прочность.

The structure and phase composition in cast condition as well as structural stability and long-term strength at 1150 °C of the heat-resistant alloy 0,45C–26Cr–33Ni–2Si–2Nb are studied. Significant qualitative and quantitative changes in all (but matrix) structural components and the individual phases of the alloy at 1150 °C in the range of holding time to 100 hours are identified. It was found that the highest intensity of diffusion processes in the alloy is observed in the initial period of holding from 2 to 50 hours, accompanied by transition of carbide Me_7C_3 into $Me_{23}C_6$ and formation and growth of γ 'phase composition $Cr_7Ni_5Si_3N_3$ FeNb. Dissolution of niobium carbide NbC was observed by following holding. It is shown that, in spite of the structural instability, the alloy has high long-term strength at temperatures of 1150...1200 °C.

Keywords: heat-resistant alloys; structural stability; microstructure; phase composition; phase transformations; heat treatment; long-term strength.

В качестве конструкционных материалов для изготовления деталей машин и элементов конструкций различного назначения, работающих при высоких температурах, широко применяют сплавы на основе композиций Х25Н20 и Х25Н35 [1] в литом состоянии, так как оно обеспечивает наиболее высокую длительную прочность при температурах эксплуатации [2]. Однако известно [3], что жаропрочность металлического материала определяется его структурным состоянием и степенью устойчивости этого состояния. При этом наиболее важной характеристикой является структурная стабильность сплава, особенно для литого состояния, являющегося метастабильным вследствие значительной структурной и химической неоднородности [3, 4]. Учитывая, что для сплавов типа X25H20 и X25H35 такие данные в литературе практически отсутствуют, для оценки их работоспособности необходимо изучить особенности и природу фаз, присутствующих в структуре в литом состоянии, а также характер процессов, происходящих в них при длительной высокотемпературной эксплуатации.

Целью работы является исследование структуры в литом состоянии, характера фазовых превращений при высокотемпературной выдержке, а также длительной прочности сплава на основе базовой композиции X25H35. Методика проведения исследований. Материалом исследования выбран сплав марки 45Х26Н33С2Б2, разработанный ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей" и используемый для изготовления элементов высокотемпературных установок в различных отраслях промышленности [5]. Сплав выплавляли в индукционных печах емкостью 500 кг на чистых шихтовых материалах по ТУ 1333-032-07516250–2008 и разливали в песчаные формы – стандартные клиновые литейные пробы по ГОСТ 977–88. Фактический химический состав исследованного сплава приведен в табл. 1.

Из литых заготовок изготовляли образцы размером $10 \times 10 \times 15$ мм для структурных исследований и стандартные цилиндрические образцы диаметром 6 мм с начальной расчетной длиной 25 мм для испытаний на длительную прочность.

Микроструктуру сплава исследовали на оптическом металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axiovert 40 при увеличениях ×50...1000 с помощью программы автоматического количественного анализа изображений согласно ASTM E 1245–03. Фазовый анализ сплава проводили с использованием микрорентгеноспектрального анализатора Tescan VEGA 5136 LM. Для выявления струк-

С	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	W	Мо	V	Ti	N	Fe
0,48	1,86	0,91	24,6	35,3	1,72	0,57	0,23	0,26	0,14	0,05	Осталь- ное

1. 9	Рактический	химический	состав	исследованного	сплава	45Х26Н33С2Б2,	%	мас.
------	-------------	------------	--------	----------------	--------	---------------	---	------

туры сплава применяли электролитическое травление в 10%-ной щавелевой кислоте. Изготовление и подготовку металлографических шлифов выполняли на оборудовании фирмы Buehler согласно стандарту ASTM E 3–95.

Нагрев и выдержку образцов при термической обработке осуществляли в электрической печи типа СШОЛ с нагревательной спиралью из фехралевой проволоки марки 0Х27ЮТ. Точность измерения температуры образца составляла ±2 °С. Образцы выдерживали при температуре 1150 °С длительностью 2, 10, 20, 50 или 100 ч с последующим охлаждением с печью или в воде. Выдержка в течение 2 ч была выбрана в качестве операции термообработки – гомогенизирующего отжига для стабилизации литой структуры, более длительные выдержки имитировали режимы эксплуатации действующих установок пиролиза. Охлаждение в воде использовали для фиксации структурного состояния сплава непосредственно после высокотемпературной выдержки, а охлаждение с печью соответствовало условиям эксплуатационных режимов охлаждения исследованного материала.

Испытания на длительную прочность проводили по ГОСТ 10145—81 на оригинальной установке, изготовленной на базе нагружающей машины АИМА-2 и электрической печи типа СШОЛ с нагревательной спиралью из фехралевой проволоки марки 0Х27ЮТ. Точность измерения температуры испытываемого образца составляла ± 2 °C.

Результаты исследований и их обсуждение. Металлографический анализ показал, что микроструктура сплава 45X26H33C2Б2 в литом состоянии представляет собой γ -твердый раствор (аустенит) и значительное количество избыточных фаз (рис. 1). Твердый раствор имеет ярко выраженное дендритное строение с тонкими межкристаллитными границами. Избыточные фазы располагаются преимущественно по границам кристаллитов в виде эвтектики, а также равномерно распределенных отдельных включений.

Результаты количественного металлографического анализа приведены в табл. 2. Из полученных экспериментальных данных следует, что среднее значение доли матричного твердого раствора в литой структуре составляет ~70 % об., остальное — эвтектика и отдельные включения.

Микрорентгеноспектральный анализ качественного распределения химических элементов в литой структуре сплава показал, что границы дендритных ветвей I и II порядка обогащены кремнием и хромом, обеднены никелем и железом. Ниобий находится, в основном, в карбидах. Хром является основным элементом, образующим карбиды, которые входят в состав эвтектики, располагающейся по границам кристаллитов.



Рис. 1. Микроструктура сплава 45Х26Н33С2Б2 в литом состоянии: $a - \times 12; \ 6 - \times 100; \ e - \times 200$

2. Ilapa	аметры ми	кроструктуры	сплава	45Х26Н33С2Б2	B	литом	состоянии
----------	-----------	--------------	--------	--------------	---	-------	-----------

	Размеры дендри	Доля структурных с	оставляющих, % об.			
І пор	оядка	II по	J	Эвтетика		
Длина	Ширина	Длина	<u> </u>		и включения	
20003000	150180	200300	6090	6570	3035	



Рис. 2. Распределение Fe, Ni, Cr (a) и Si, Mn, W, Nb, Mo (б) поперек оси первого порядка

Количественный анализ концентрации химических элементов не выявил изменений состава вдоль осей дендритов, однако показал неравномерный характер их распределения поперек осей. На рис. 2 видно, что содержание Mn, Si и Cr увеличивается от центра дендрита к его границам, а содержание W незначительно уменьшается. Это можно объяснить ликвацией компонентов при кри-



Номер	Участок	Содержание элементов, % мас.							
спектра	структуры	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo	W
1	Ось І	1,83	23,07	0,86	38,16	34,65	0,46	0,29	0,67
2		1,88	23,19	0,83	37,94	34,87	0,34	0,18	0,77
3		2,06	23,57	0,93	37,46	34,97	0,22	0,17	0,61
4		1,90	23,30	0,93	37,85	34,65	0,46	0,24	0,66
5	Ось II	2,05	23,40	0,83	37,77	34,79	0,36	0,14	0,66
6	1	2,02	23,50	0,96	37,46	34,99	0,30	0,15	0,61
7	-	2,53	24,51	0,95	35,55	35,03	0,34	0,32	0,76
8	пространство	2,47	24,39	0,99	35,34	35,05	0,38	0,29	0,79
9		2,75	24,97	1,05	35,02	34,59	0,45	0,40	0,77

Рис. 3. Исследованные участки и химический состав междендритных объемов и осей дендритов в структуре литого сплава 45X26H33C2Б2

сталлизации с коэффициентом распределения k < 1 - для Si, Cr и Mn и k > 1 - для W. Обеднение границ дендрита Fe связано с балансом их обогащения Cr и Si.

Распределение Ni, Nb, Мо в твердом растворе можно считать равномерным с учетом образования карбида ниобия.

Анализ химического состава междендритных объемов в структуре сплава подтвердил установленную закономерность. На рис. 3 видно, что междендритные пространства значительно обогащены Si и Cr и обеднены Fe. Tak, содержание в них Si и Cr соответственно на 0,5...0,8 и 1,1...1,6 % мас. выше, а Fe – на 2,2...2,8 % мас. ниже по сравнению с центральной зоной осей I и II порядка. Содержание остальных химических элементов в междендритных объемах и осях дендритов практически одинаковое.

Установлено также, что карбид Me_xC_y , образующий эвтектику, располагающуюся по границам дендритов, имеет неоднородное содержание основного элемента – хрома. Это подтверждается следующим:

1) для карбидов Me_xC_y статистические результаты для 15 спектров анализа различных микрообластей при разбросе содержания хрома (% мас.) 72...77 % составляют $x_{cp} = 75,28$ % и s = 1,35 %, где x_{cp} – среднее содержание элемента, s – дисперсия; 2) для карбидов Me_xC_y одной микрообласти (на границе дендритной ячейки) длиной 90 мкм и шириной 15...45 мкм (рис. 4) статистические результаты для 7 спектров анализа при разбросе содержания хрома 77,1...79,8 % составляют $x_{cp} = 78,46$ % и s = 1,02 %.

Маловероятно, что границы дендритных ячеек с такими различными размерными характеристиками и химическим составом могут быть одинаково стабильными при высокой температуре (1100...1200 °C) и длительном времени работы (более 100 ч).

Следует отметить присутствие в карбидах хрома тугоплавких элементов: Мо, W, Ni. В противоположность



Номер	Содержание элементов, % мас.										
спектра	С	Cr	Fe	Ni	Мо	W	V				
1	8,88	79,36	7,15	2,28	0,73	1,39	0,21				
2	8,83	79,77	7,08	2,13	0,67	1,36	0,16				
3	9,30	78,71	7,54	1,56	0,47	1,27	0,15				
4	9,40	78,69	7,74	1,15	0,55	1,27	0,20				
5	9,47	77,07	8,57	1,75	0,51	1,43	0,20				
6	9,30	77,35	8,79	1,44	0,48	1,44	0,20				
7	9,41	78,29	7,94	1,24	0,55	1,34	0,23				

Рис. 4. Исследованные участки и химический состав карбидной эвтектики в структуре литого сплава 45X26H33C2Б2

этому, Nb и Ti в составе карбидов хрома не обнаружены (см. рис. 4).

Исследования показали, что Nb и Ti образуют самостоятельные фазы, присутствующие в литой структуре сплава в виде отдельных включений неправильной формы максимальным размером до 15 мкм. Установлено, что такие включения состоят из двух самостоятельных фаз, причем, как правило, в центре "двойного" включения находится нитрид титана, вокруг которого располагается карбид ниобия (рис. 5, 6). Включения титана содержат до 56 % мас. Ti, а включения ниобия – до 85 % мас. Nb.

При высокой температуре (1100...1200 °С) и длительном времени эксплуатации (более 100 ч) в сплавах с карбидным упрочнением типа 40X25H20C2 ускоряются процессы растворения карбидов (Me_xC_y , TiC, NbC) и начинаются процессы образования интерметаллидов (NiFeCr)_m(Me)_n [5]. Для сплава 45X26H33C2Б2 к группе металлов, способных образовывать интерметаллиды, могут относиться вольфрам, молибден, ниобий, кремний. Условия растворения карбидов и роста интерметаллидов определяются термодинамическими условиями взаимодействия частиц с γ -фазой, состоящей на 95 % из железа, никеля и хрома.

Кинетика процессов растворения и роста частиц лимитируется диффузией образующих их элементов замещения [6]. Коэффициент диффузии элементов замеще-



Номер		Содержание элементов, % мас.										
спектра	N	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb					
1	26,93	51,68	5,28	0,89	0,71	0,55	13,96					
2	22,08	56,05	6,29	0,53	2,97	2,36	9,72					

Рис. 5. Исследованные участки и химический состав включений нитрида титана в структуре литого сплава 45X26H33C2Б2

ния, например, хрома при температуре 1200 °С оценочно может быть принят $D = 5 \cdot 10^{-12} \text{ см}^2/\text{с}$, тогда оценка плоской диффузионной зоны с интенсивными потоками вещества определяется критерием Фурье для диффузии:

F

$$Fo = \frac{D\tau}{\delta^2} \ge 1$$
, откуда $\delta \le \sqrt{D\tau}$, (1)



Номер		Содержание элементов, % мас.										
спектра	С	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb						
4	11,40	0,86	1,09	0,68	0,67	85,30						

Рис. 6. Исследованные участки и химический состав включений карбида ниобия в структуре литого сплава 45X26H33C2Б2

таким образом, глубина диффузионной зоны с интенсивными потоками вещества при температуре 1200 °С и выдержке $\tau = 100$ ч = 360 000 с составляет $\delta = 4, 2 \cdot 10^{-3}$ см = = 42 мкм или 1...2 толщины границы между ветвями дендрита. Следовательно, при термическом воздействии в структуре сплава 45Х26Н33С2Б2 возможен процесс растворения карбидов и роста интерметаллидов. Такая структура должна проявлять неустойчивость при температурах эксплуатации змеевиковых систем высокотемпературных установок нефтехимических производств – 1100...1200 °С.

Для оценки структурной стабильности литого жаропрочного сплава на основе системы Fe–Cr–Ni базовой композиции X25H35 на втором этапе работы исследовали характер изменений параметров структуры, химического состава и морфологии упрочняющих фаз при температурах в интервале $T_{\rm pa6}/T_{\rm con} = 0,80...0,85$, где $T_{\rm pa6}$, $T_{\rm con}$ – температура рабочая и солидуса сплава.

Металлографический анализ сплава после выдержки при 1150 °С показал, что его микроструктура, как и в литом состоянии, представляет собой γ -твердый раствор и избыточные фазы (рис. 7). Однако по сравнению с литым состоянием в структуре сплава наблюдаются значительные качественные и количественные изменения, причем уже после выдержки 2 ч. Увеличение выдержки от 2 до 100 ч снижает интенсивность структурных изменений, но усложняет их характер. При этом трансформации подвергаются все структурные составляющие сплава и отдельные фазы — матричная γ -фаза, эвтектические и изолированные карбиды.

Твердый раствор γ-фазы приобретает менее выраженное, по сравнению с литым состоянием, ячеистое строение (см. рис. 7). С увеличением длительности выдержки оси дендритов первого и, особенно, второго порядка постепенно "размываются", однако размеры дендритов практически не изменяются.

Микрорентгеноспектральный анализ подтвердил, что после высокотемпературной выдержки однородность матрицы повышается. Если в литом состоянии приграничные объемы дендритных ветвей и, особенно, междендритные пространства существенно обогащены элементами, образующими твердые растворы замещения — Si, Cr и Mn, и обеднены Fe (см. рис. 2, 3), то после



Рис. 7. Микроструктура сплава 45Х26Н33С2Б2 после выдержки при 1150 °С длительностью 2 (a, b), 25 (s, c) и 50 ч (d, e) с охлаждением в воде (a, s, d) или с печью (f, c, e). ×100

термической обработки степень ликвации компонентов сплава в твердом растворе значительно уменьшается (рис. 8). Уже после 2 ч выдержки при 1150 °C различие в содержании железа, хрома и марганца в разных участках твердого раствора практически отсутствует, а различие в содержании кремния уменьшается от 0,4...0,9 до 0,1...0,3 % мас.

Важно отметить, что средний химический состав матрицы в литом состоянии и после выдержки при 1150 °C

Номер	Участок	Содержание элементов, % мас.									
спектра	спектра структуры	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Мо	W		
1		2,23	22,95	0,95	37,34	35,73	0,24	0,19	0,37		
2	Ось І	2,16	23,00	0,90	37,95	35,45	0,13	0,18	0,23		
3		2,26	23,05	0,97	37,09	36,13	0,22	0,07	0,21		
4	Ось II	2,39	22,81	0,94	37,20	36,14	0,16	0,14	0,22		
5	Межосное	2,47	22,85	1,03	37,25	35,63	0,25	0,18	0,34		
6	пространство	2,44	22,52	1,06	37,22	36,06	0,26	0,20	0,24		



Рис. 8. Исследованные участки и химический состав междендритных объемов и осей дендритов в структуре сплава 45Х26Н33С2Б2 после выдержки при 1150 °С длительностью 2 ч (охлаждение в воде)





во всем исследованном интервале длительности практически одинаковый.

Одновременно с уменьшением степени химической неоднородности у-твердого раствора после высокотемпературной выдержки изменяется его объемная доля в структуре сплава за счет процессов выделения-растворения избыточных фаз. На рис. 9 приведены результаты количественного металлографического анализа соотношения структурных составляющих в сплаве после выдержки при 1150 °C различной длительности. Видно, что после выдержки 2 ч объемная доля избыточных фаз в структуре сплава резко возрастает по сравнению с литым состоянием: в 2 и 1,5 раза при охлаждении с печью и в воде соответственно.

При увеличении выдержки до 20...50 ч количество избыточных фаз постепенно уменьшается: при охлаждении с печью почти до исходного, а при охлаждении в воде до значения в ~1,5 раза меньше, чем в литом состоянии. Дальнейшая выдержка (до 100 ч) незначительно изменяет соотношение структурных составляющих в сплаве. Большее количество избыточных фаз в структуре

дополнительном выделении при медленном непрерывном охлаждении. Таким образом, выдержка сплава при 1150 °С дли-

тельностью 2 ч приводит к значительному повышению однородности твердого раствора по химическому составу и выделению в структуре большого количества вторичных фаз. При увеличении длительности выдержки более 2 ч интенсивность структурных изменений в исследованном сплаве значительно снижается.

сплава после охлаждения с печью свидетельствует об их

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в результате высокотемпературной выдержки изменяются не только количество избыточных фаз, но также морфология и химический состав эвтектических и изолированных карбидов.

После выдержки длительностью 2 ч в эвтектических карбидах хрома выявляется выраженная субструктура (рис. 10). Во включениях эвтектических карбидов формируются ячейки разной контрастности неправильной формы размером в поперечнике ~2 мкм. Темные ячейки карбидов обеднены, а светлые - обогащены вольфрамом и молибденом, причем содержание каждого из них в разных участках различается в ~2 раза; незначительно различается содержание хрома и углерода; концентрация железа и никеля в разных участках одинаковая. При увеличении длительности термообработки при 1150 °C до 50 ч ячеистое строение карбидов практически исчезает и после 100 ч не обнаруживается.

Сравнение среднего химического состава эвтектических карбидов в литом состоянии и после термической обработки при 1150 °С длительностью более 50 ч показало, что высокотемпературная выдержка приводит к снижению содержания хрома на ~5,5 % мас. и углерода на ~3,5 % мас. и увеличению концентрации железа на ~4,0 % мас.; молибдена на ~0,5 % мас. и вольфрама на ~1,8 % мас. (табл. 3).

Полученные результаты дают основание считать, что в литом состоянии основой карбидной составляющей эвтектики является карбид Me₇C₃. Выдержка при 1150 °C

Номер	Содержание элементов, % мас.								
спектра	С	Cr	Fe	Ni	Мо	W			
1	10,06	71,65	11,82	4,21	0,78	1,48			
2	9,85	71,62	12,36	3,97	0,68	1,52			
3	9,23	71,75	11,89	4,76	0,84	1,53			
4	10,29	70,58	12,24	4,56	0,76	1,57			
5	9,28	68,83	12,99	4,75	1,28	2,87			
6	9,61	69,56	12,10	4,43	1,36	2,94			
7	8,80	70,27	11,75	4,77	1,25	3,16			
8	9,26	69,89	12,27	4,34	1,48	2,76			

Рис. 10. Исследованные участки эвтектического карбида и их химический состав в структуре сплава 45Х26Н33С2Б2 после выдержки при 1150 °С длительностью 2 ч (охлаждение в воде)



Состояние	Участок карбида	С	Cr	Fe	Ni	Мо	W
Литое	_	9,10	78,76	8,51	1,55	0,66	1,42
	Темный	10,31	71,14	11,82	4,40	0,78	1,55
1150 °С, 2 ч	Светлый	9,23	69,61	12,26	4,62	1,33	2,95
1150 °С, 50 ч		5,61	72,84	12,76	4,38	1,24	3,17
1150 °С, 100 ч	—	5,42	73,16	12,63	4,37	1,16	3,26

3. Средний химический состав (% мас.) эвтектических карбидов в структуре сплава 45Х26Н33С2Б2 в литом состоянии и после выдержки при 1150 °С различной длительности (с охлаждением в воде или с печью)

приводит к его постепенному переходу в карбид $Me_{23}C_6$, причем наиболее интенсивно процесс протекает в интервале времени 2...10 ч, а в интервале 25...50 ч – завершается.

Изменение состояния эвтектической карбидной фазы не ограничивается только трансформацией ее формулы Me_xC_y . Анализ общего распределения химических элементов в структуре сплава показал, что в эвтектике на границе карбида и γ -фазы образуется новая фаза, причем характер изменения структуры свидетельствует, что она образуется в матрице (рис. 11). Образующаяся фаза содержит, % мас.: 37 Cr; 5 Fe; 31 Ni; 11 Nb; 8 Si; 3 W; 0,5 Mo; 4 N (см. рис. 11), соответственно ее условная формула –



 $Cr_7Ni_5Si_3N_3$ FeNb. Вероятно, в сплаве 45Х26H33C2Б2 она является упрочняющей γ' -фазой, поскольку известно [1, 2, 5, 6], что в сплавах на Fe–Cr–Ni-основе типа X25H35 при температурах выше 1000 °C возможно образование интерметаллидов различного состава с общей формулой (NiFeCr)_m(Me)_n, в которых к группе металлов могут относиться ниобий, кремний, вольфрам, молибден.

В отличие от карбидов хрома химический состав карбида ниобия не изменяется после термической обработки по сравнению с литым состоянием. Однако на границе карбида ниобия и матрицы также образуется новая фаза, причем в этом случае ее образование более вероятно происходит не в матрице, а в карбиде ниобия (рис. 12). Химический состав фазы, % мас.: 66 Cr; 15 Fe; 13 Ni; 1 Si; 3 W, а ее условная формула – Cr₅FeNi. Этот интерметаллид можно рассматривать как γ["]-фазу.

Образование γ' - и γ'' -фаз в структуре сплава 45Х26Н33С2Б2 наблюдается уже после 2 ч выдержки при 1150 °С и после ~50 ч их количество достигает максимального значения. Дальнейшая выдержка до 100 ч не приводит к увеличению объемной доли интерметаллидных фаз в структуре сплава; наоборот, наблюдается начало их растворения (рис. 13).

Анализ включений нитрида титана в структуре сплава показал, что он не претерпевает никаких изменений в результате длительной высокотемпературной выдержки. Как и в литом состоянии (см. рис. 5), нитрид титана, как правило, находится в центре "двойного" включения, снаружи которого располагается карбид ниобия. Однако при увеличении длительности выдержки сплава до 100 ч

Номер			Содержание элементов, % мас.											
спектра Фаза	С	N	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Мо	W			
1	NbC	11,70	_	_	0,83	1,24	_	0,70	0,73	84,80	_	_		
2	γ	_	_	2,32	_	22,53	1,00	37,20	36,47	0,12	0,15	0,21		
3	TiN	_	22,75	_	56,90	6,53	1,03	0,74	0,80	13,60	—	_		
4	Cr_xC_y	5,26	_	_	_	73,53	_	12,30	4,42	_	1,24	3,25		
5		_	4,35	7,93	_	36,60	_	4,92	31,55	11,70	0,37	2,95		
6	γ'	_	4,23	7,85	_	38,74	_	5,03	30,45	10,83	0,41	2,87		

Рис. 11. Структура и химический состав γ'-фазы, образующейся на границе эвтектического карбида с матрицей, в сплаве 45Х26Н33С2Б2 после выдержки при 1150 °C длительностью 50 ч (охлаждение в воде)



Номер спектра Ф	×	C	одержани	ие элемен	тов, % ма	с.
	Фаза	Si	Cr	Fe	Ni	W
4		1,24	66,46	13,32	15,67	3,31
5	γ″	0,80	65,74	17,90	12,66	2,90
6	,	0,61	66,85	17,42	12,65	2,47

Рис. 12. Структура и химический состав у["]-фазы, образующейся на границе карбида ниобия с матрицей, в сплаве 45Х26Н33С2Б2 после выдержки при 1150 °С длительностью 50 ч (охлаждение в воде)

при 1150 °C за счет образования γ'' -фазы на месте карбида ниобия и последующего ее растворения в матрице доля NbC в "двойном" включении значительно уменьшается (см. рис. 13, δ).

Таким образом, полученные экспериментальные данные свидетельствуют о высокой структурной нестабильности при температурах эксплуатации 1100...1200 °С литого жаропрочного жаростойкого сплава 45Х26Н33С2Б2, применяемого для изготовления высокотемпературных установок различного назначения.

Для количественной оценки степени разупрочнения сплава 45Х26Н33С2Б в результате выявленных структурных и фазовых превращений при температурах эксплуатации наиболее объективным является определение его длительной прочности. Испытания на длительную прочность литого сплава проводили при температуре 1150 °С. Известные экспериментально определенные значения этой характеристики для сплава 45Х26Н33С2Б ограничиваются температурой 1100 °С [1, 2, 7].

Результаты испытаний длительной прочности исследованного сплава приведены на рис. 14. Полученная зависимость представляет собой прямую линию, описываемую уравнением:

$$\sigma_{\rm LT} = \frac{\sigma_0}{\left(\tau / \tau_0\right)^{0,3}},$$
 (2)

где σ_0 — базовая длительная прочность сплава при испытаниях при данной температуре, МПа; τ_0 — базовое время до разрушения образца при напряжении σ_0 , ч; τ — текущее время до разрушения образца при текущем значении $\sigma_{\rm gr}$, ч.

Экспериментальные и рассчитанные по формуле (2) значения длительной прочности сплава 45Х26Н33С2Б2 при температуре 1150 °С приведены в табл. 4.

Для сравнения на рис. 14 показана длительная прочность сплава X28H48B5 при температурах 1100 и 1200 °С по данным [8]. Видно, что значения длительной прочности двух сплавов коррелируют между собой, причем исследованный сплав X26H33C2Б2 не уступает по этой характеристике сплаву X28H48B5. Последнее является особенно важным, поскольку сплав X26H33C2Б2 значительно дешевле, благодаря пониженному содержанию никеля и вольфрама.



Рис. 13. Растворение интерметаллидов $Cr_7Ni_5Si_3N_3FeNb$ (*a*) и Cr_5FeNi (*б*) в матрице в структуре сплава 45X26H33C2Б2 после выдержки при 1150 °C длительностью 100 ч





4. Экспериментальные и расчетные значения длительной прочности сплава 45Х26Н33С2Б2 при температуре 1150 °С

Напряже	Время	
фактическое	расчетное	до разрушения, ч
14	14	33
12	12,010	55
10	9,865	106
8	7,799	232

Результаты проведенного исследования позволяют заключить, что структура литого сплава на Fe-Cr-Ni-основе базовой композиции X25H35 является нестабильной в связи с последовательным образованием промежуточных неравновесных интерметаллидных фаз и частичным растворением исходных карбидов в процессе эксплуатации при температурах 1100...1200 °С. Однако за счет ограниченного диффузией элементов замещения эволюционного изменения структуры в сплаве устанавливается некоторое условное динамическое "равновесие". Это состояние является достаточно устойчивым к разупрочнению и обеспечивает высокую работоспособность сплава. Таким образом, несмотря на выявленные особенности неравновесной литой структуры, сплав Х26Н33С2Б2 обладает высокой длительной прочностью при температурах эксплуатации до 1150 °C, что свидетельствует о перспективности его применения для изготовления высокотемпературного оборудования ответственного назначения в различных отраслях промышленности.

Выводы

1. Структура сплава 45Х26Н33С2Б2 в литом состоянии состоит из:

– γ-твердого раствора с грубой дендритной ликваци ей и неоднородным распределением кремния, хрома, железа, марганца;

— эвтектических колоний карбидов Me_7C_3 с неоднородным распределением основного элемента — хрома;

 включений, состоящих из нитрида титана и карбида ниобия.

2. Литая структура сплава 45Х26Н33С2Б2 характеризуется высокой нестабильностью и интенсивностью диффузионных потоков химических элементов, образующих твердые растворы замещения и интерметаллиды, при высокотемпературной эксплуатации машин и оборудования – 1100...1200 °C. Это приводит к значительным качественным и количественным изменениям в структуре сплава, заключающимся в трансформации всех структурных составляющих и отдельных фаз – матричной γ-фазы, эвтектических и изолированных карбидов, интерметаллидных фаз различного состава.

3. Наибольшие структурные и фазовые изменения в литом сплаве 45Х26Н33С2Б2 при 1150 °С происходят в начальный период выдержки, а с увеличением ее длительности более 2 ч активность диффузионных процессов снижается. Это позволяет предположить, что кратковременный отжиг при 1100...1200 °С может способствовать повышению структурной стабильности и, как следствие, работоспособности исследованного сплава.

4. Несмотря на то что литая структура сплава 45X26H33C2Б2 проявляет неустойчивость при высоких температурах эксплуатации — 1100...1200 °С, полученные значения его длительной прочности в этой температурной области находятся на высоком уровне и сопоставимы с такими жаропрочными высоколегированными никелем и вольфрамом сплавами, как X28H48B5.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Орыщенко А.С.** Жаростойкие жаропрочные сплавы. СПб.: Наука, 2011. 191 с.

2. Орыщенко А.С. Разработка жаростойких сплавов для элементов конструкции радиантной части змеевиков высокотемпературных установок нефтесинтеза // Вопросы материаловедения. 2006. № 1 (45). С. 147–159.

3. Бокштейн С.З., Кишкин С.Т., Шалин Р.Е. Структурная стабильность конструкционных материалов // Сб. Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М.: Изд-во ВИАМ, 1994. С. 547–553.

4. Анастасиади Г.П. Формирование химической микронеоднородности в литейных сплавах. СПб.: Политехника, 1991. 148 с.

5. Масленков С.Б., Масленкова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур: справ. в 2-х кн. Кн. 1. М.: Металлургия, 1991. 384 с.

6. Анастасиади Г.П. О росте частиц новой фазы, лимитируемом диффузией одного компонента // Физика металлов и металловедение. 1979. Т. 47. Вып. 3. С. 654–656.

7. **Орыщенко А.С.** Конструкционные материалы для радиантных змеевиков высокотемпературных установок нефтехимического комплекса // Металлург. 2008. № 2. С. 66–68.

8. **Марочник** стали для машиностроения. 2-е изд. М.: Изд-во НИИ информации по машиностроению, 1968. 596 с.

Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук, info@petropromspb.ru; Григорий Панеодович Анастасиади, д-р техн. наук; Алексей Сергеевич Орыщенко, д-р техн. наук; Михаил Дмитриевич Фукс, инженер

А.А. Казаков, Д.В. Киселев, О.В. Пахомова

(Санкт-Петербургский государственный политехнический университет)

Структура как основа системы качества в трубном производстве

Показано, что применяемые в настоящее время стандарты для оценки качества штрипса устарели и не могут быть использованы для описания его качества. Разработан и внедрен в действующее производство программно-аппаратный моторизованный комплекс Thixomet SmartDive для количественной оценки всех видов структурной неоднородности в современных трубных сталях: микроструктурной полосчатости, общей анизотропии, блоков реечного бейнита, ликвационной полосы. Все разработанные стандарты либо уникальны и не имеют аналогов (общая анизотропия и блоки реечного бейнита); либо совместимы, но превосходят оценки в действующих отечественных (ГОСТ 5640) и зарубежных (ASTM E 1268, GB/T 13298) стандартах. Установлено, что структурная неоднородность, оцениваемая объемной долей и размером протяженных областей бейнита реечной морфологии, вытянутых вдоль направления прокатки, адекватно описывает механические свойства при растяжении и ударном изгибе листового проката штрипсовых сталей с пределом текучести 485...625 H/мм². Найденные закономерности "структура-свойства" могут послужить основой системы качества, в частности, использованы для приемосдаточного контроля металлопродукции между поставщиками и потребителями штрипса, а также для совершенствования сквозной технологии его получения.

Ключевые слова: трубные стали; микроструктура; механические свойства; структурная неоднородность; контроль качества стали.

Standards currently used for quality assessment of tube plate have been out of date and cannot be used for the description of its quality. The hardware-software motorized device Thixomet Smart Drive for quantitative estimation of all types of structural heterogeneity in modern tube steels – microstructural banding, general anisotropy, blocks of bainite with lath morphology, center-line segregation – is developed and installed. All developed standards or are unique and have no analogs (general anisotropy and blocks of bainite with lath morphology); or are compatible but surpass of quality estimation operating local (GOST 5640) and foreign (ASTM E 1268, GB/T 13298) standards. It was established that structural heterogeneity describes mechanical properties at tensile and impact bending tests of pipeline steels with yield strength from 485 up to 625 N/mm². The found "structure-properties" relationships can be used as background for quality estimation system including acceptance test of steel products between suppliers and consumers of the plate, and also for the improvement of through technology of its production.

Keywords: tube steels; microstructure; mechanical properties; structural inhomogeneity; quality control of steel.

При производстве труб для магистральных трубопроводов основными характеристиками, по которым проводят приемосдаточные испытания штрипса, являются механические свойства: прочность на растяжение, ударная вязкость, испытания падающим грузом (ИПГ), измеренные при комнатных и низких климатических температурах. При этом структуру учитывают размером зерна по ГОСТ 5639 и полосчатостью по ГОСТ 5640. Металлургическое качество оценивают содержанием неметаллических включений ПО ГОСТ 1778-70. Отметим, что все стандарты относятся к состоянию технологии 60-70-х гг. прошлого века. Однако при современном состоянии технологии производства трубных сталей ни полосчатость, ни содержание неметаллических включений не являются лимитирующим фактором, определяющим их потребительские свойства.

Полосчатость актуальна только для феррито-перлитых сталей низких категорий прочности. С внедрением системы ускоренного охлаждения после чистовой прокатки формируется не феррито-перлитная, а феррито-бейнитная или бейнитная структура, поэтому структурная полосчатость в таких сталях практически отсутствует, а дисперсность структуры характеризуется не столько размером зерна феррита, который практически невозможно выделить в феррито-бейнитных сталях, сколько дисперсностью и морфологией элемента структуры с учетом всех ее составляющих.

Эффективно проведенная внепечная обработка позволяет снизить содержание включений по ГОСТ 1778–70 ниже балла 2 или до тысячных долей в объемных процентах по ASTM E 1245. Такое низкое содержание неметаллических включений не оказывает негативного влияния на свойства стали. Напротив, дисперсные, равномерно распределенные неметаллические включения являются основой "оксидной металлургии", разработанной Nippon Steel. Именно на таких включениях, как на подложках, образуется игольчатый феррит, обеспечивающий наилучшее сочетание прочности и вязкости разрушения сталей. Таким образом, набор структурных характеристик, применяемых в настоящее время для приемосдаточных испытаний трубных сталей, устарел и не может характеризовать потребительские свойства штрипса.

Более того, механические свойства, определенные даже на полнотолщинных образцах, не в полной мере характеризуют потребительские свойства стали. При этих испытаниях результат зависит от места пробоотбора, а следовательно, от особенностей структуры штрипса, наследуемой от сляба с учетом влияния технологии контролируемой прокатки. Учитывая, что современная технология не обеспечивает изотропную структуру, одинаковую по площади и толщине листа, разброс значений при механических испытаниях может быть значительным. Это означает, что результаты приемосдаточных испытаний не могут быть использованы для обобщения опыта и установления значимых взаимосвязей "структура-свойства", так как непонятно, к какой структуре эти свойства относятся: свойства определяют на одних образцах, а структуру – на других. Только структура непосредственно под поверхностью разрушения, адекватно "оцифрованная" по представительной площади, может быть использована для установления взаимосвязи "структура-свойства".

Известно, что структура стали определяет ее свойства. Поэтому, если правильно "оцифровать" структуру с помощью современных методов количественной металлографии, то именно структура, а не механические свойства, сможет более объективно характеризовать потребительские свойства штрипса. Для такого прогноза свойств по структуре необходима обширная база данных "структура—свойства".

Вопрос о целесообразности использования структуры в качестве выходной характеристики, позволяющей оценить потребительские свойства штрипса, уже не является дискуссионным. Известно [1], что новый толстолистовой стан введен в эксплуатацию на заводе компании Xiangtan Iron and Steel. На стане можно производить около 2 млн т. толстолистового проката до 4,8 м. Наряду с обычным сортаментом на двухклетьевом стане можно прокатывать высокопрочный лист класса X80. Концерн Siemens спроектировал и поставил все основные узлы стана, включая черновую и чистовую клети с контрольно-измерительными приборами и автоматикой. Этот стан впервые оснащен так называемым монитором микроструктуры, изначально разработанным Siemens для станов горячей прокатки, который позволяет прогнозировать механические свойства листового проката и даже частично отказаться от соответствующих испытаний. Однако в этой публикации не раскрыты методика и детали контроля структуры и свойств сталей.

В настоящей работе решены следующие актуальные задачи:

 разработаны методики оценки структуры для оцифровки всех форм структурной неоднородности современных трубных сталей;

 найдены взаимосвязи "структура-свойства" для сталей разных категорий прочности для большинства механических свойств, входящих в приемосдаточные испытания.

Разработка методики оценки микроструктурной полосчатости. Для оценки структуры сталей и сплавов в большинстве российских стандартов применяют визуальные методы сравнения с помощью эталонных шкал. Аналогичные зарубежные стандарты наряду с качественным описанием структуры, в том числе с помощью эталонов, часто содержат количественное описание параметров структуры, полученное стереологическими измерениями. Примером таких стандартов могут быть соответственно ГОСТ 5640–68 и ASTM E 1268.

Несмотря на то что стереология как наука была впервые в мире разработана С.А. Салтыковым более 50 лет назад [2], сегодня Россия значительно отстает от передовых стран Запада по использованию количественной металлографии для описания структуры материалов. Необходимость скорейшего развития отечественной количественной металлографии обоснована, по меньшей мере, двумя причинами. Во-первых, оценка качества структуры, основанная на стереологических измерениях, однозначно более объективная и точная по сравнению с визуальным методом сравнения с эталонами. Во-вторых, сегодня при интеграции России в мировую экономику необходимо преодолеть проблемы совместимости отечественных и зарубежных стандартов при взаимных поставках металлопродукции и проведении связанного с этим входного и выходного контроля металла.

Цель этой части работы — разработка методики количественной оценки микроструктурной полосчатости низколегированных трубных сталей в соответствии с ГОСТ 5640–68 с помощью автоматического анализа изображений.

Методика предназначена для оценки микроструктурной полосчатости в листовом и рулонном прокате трубных сталей феррито-бейнитного класса и сталей с тремя и более

структурными составляющими с помощью баллов соответствующей шкалы, построенной по принципу возрастания количества полос второй фазы с учетом их сплошности и степени вытянутости ферритного зерна. Балл назначается на основе стереологических параметров, найденных методом направленных секущих с помощью автоматического анализатора изображений [2].

Для простоты описания процедуры анализа изображений введем понятие "вторая фаза", под которой понимаются бейнит и другие продукты распада аустенита, отличающиеся по цвету от ферритной матрицы.

Полосчатость описывает характер взаимного расположения элементов структуры (феррита и второй фазы) низколегированных трубных сталей, точнее, степень разделения этих структурных составляющих на отдельные четко выраженные слои, образовавшиеся вытягиванием областей микросегрегации вдоль оси прокатки. На образование полосчатой структуры влияет металлургическая наследственность сляба, а именно сегрегация примесей по его сечению, а также такие технологические факторы, как температура конца горячей деформации, степень обжатия при горячей деформации и др.

Микроструктурная полосчатость является следствием дендритной ликвации и зависит от состава стали, особенно углерода, скорости кристаллизации и режимов дальнейшей горячей обработки стали. Сегрегация, лежащая в основе микроструктурной полосчатости, ограничена размерами дендритной ячейки, поэтому достаточно равномерно распределена по объему листа и может быть оценена стереологическими методами. Напротив, ликвационные полосы являются следствием зональной ликвации, наследуются от осевой химической неоднородности сляба и локализуются в центре листа, поэтому не подлежат оценке стереологическими методами.

В ГОСТ 5640—68 сравнение исследуемой микроструктуры стали с эталонами производится при увеличении ×100, а анализ вытянутости ферритного зерна предполагает использование увеличения ×500. Такой анализ возможен только при последовательном исследовании образца при двух увеличениях. В рамках классической металлографии при увеличении ×500 невозможно увидеть площадь, доступную для исследований при увеличении ×100.

Современными методами количественной металлографии с использованием анализатора изображения Thixomet[®] можно одновременно произвести оценку и полосчатости, и вытянутости ферритного зерна, проводя измерения при одном увеличении ×500, а необходимую площадь, соответствующую размеру поля зрения при увеличении ×100, последовательно "собрать" прецизионной склейкой "на лету" смежных полей зрения: пока предметный столик перемещается на соседнее поле зрения, предыдущее поле "пиксель в пиксель" стыкуется к полю, захваченному накануне. Так формируется панорамное изображение структуры любой большой площади, но с высоким разрешением.

Воспользуемся предложенными С.А. Салтыковым стереологическими параметрами для оценки полосчатости структур [3]. Вычисление этих параметров основано на методе направленных секущих:

1)
$$\frac{N_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$$
, где $\overline{N}_{L\parallel}$, $\overline{N}_{L\perp}$ – среднее количество частиц вто-

рой фазы, пересеченных секущими соответственно парал-



Рис. 1. Синтезированные структуры для анализа стереологических коэффициентов оценки полосчатости методом направленных секущих

лельными и перпендикулярными оси прокатки на единицу длины секущей;

2) $\frac{\sigma_{NL\parallel}}{\sigma_{NL\parallel}}$, где $\sigma_{NL\parallel}$, $\sigma_{NL\perp}$ – среднее квадратичное от-

клонение количества частиц второй фазы, пересеченных секущими соответственно параллельными и перпендикулярными оси прокатки;

3) $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}}$, где $\sigma_{VL\parallel}$, $\sigma_{VL\perp}$ – среднее квадратичное откло-

нение доли второй фазы на секущих соответственно параллельных и перпендикулярных оси прокатки.

Проанализируем работоспособность этих параметров на трех структурах, две из которых (рис. 1, a, δ) заимствованы из работы С.А. Салтыкова [3], а третья (рис. 1, в) синтезирована из первой (см. рис. 1, а). Синтезированная структура получена перераспределением второй фазы в ферритной матрице так, что полосчатость исходной структуры значительно снижена, а анизотропия отдельных зерен второй фазы осталась прежней.

Коэффициент
$$\frac{N_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$$
, названный в стандарте ASTM E

1268 коэффициентом анизотропии, описывает только вытянутость отдельных ее элементов (феррита или второй фазы) вдоль оси прокатки и не отражает ни ориентировки структуры в целом, ни объединения отдельных элементов структуры в полосы.

Ориентировка может выражаться некоторой общей направленностью структуры вдоль линии прокатки без ее разделения на четкие слои, но для описания общей направлен-

ности служит коэффициент $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}}$, анализ которого рас-

смотрим ниже.

Покажем, что коэффициент $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$ может быть использо-

ван для оценки вытянутости частиц второй фазы вдоль оси прокатки и не отражает характера взаимного расположения элементов структуры, поэтому не способен описать ее полосчатость. Для этого сравним структуры на рис. 1, а и в, колосчатость. Для этого сравним струкцуг $\overline{N}_{L\perp}$ торые имеют примерно одинаковые значения $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}} = 3,21$ и

3,30. При этом они абсолютно различные с точки зрения по-

лосчатости: структура на рис. 1, в имеет достаточно равномерное распределение частиц второй фазы, а на рис. 1, а – отличается значительной полосчатостью. Напротив, для структуры на

рис. 1, б коэффициент $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$ имеет су-

щественно более низкое значение, чем на рис. 1, в (1,25 против 3,30), однако структура на рис. 1, б имеет явно выраженную полосчатость.

Как и предполагали, коэффициент $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$ характеризует только вытяну-

тость частиц второй фазы, которая практически одинаковая у структур на рис. 1, а и в и значительно меньше у структуры на рис. 1, б, состоящей из равноосных частиц второй фазы.

В связи с приведенным анализом понятно, что невозможно описать полосчатость структуры в соответствии с ГОСТ 5640 с помощью коэффициента $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$ (параметра ани-

зотропии) (рис. 2). В американском стандарте ASTM Е 1268-01 полосчатость структуры характеризуется только ее словесным описанием: "Значение индекса анизотропии и степени ориентации не могут быть использованы для разделения того, где структура ориентирована вдоль линии деформации, а где действительно полосчатая. Это разделение может быть сделано только с помощью техники распознавания, которая лежит за пределами методов, используемых в данном ASTM", т.е. утверждается, что стереология бессильна в описании полосчатости. Как показано выше, это утверждение не соответствует действительности.

Таким образом, полосчатость описывает характер взаимного расположения элементов структуры (феррита или второй фазы), точнее, степень разделения этих структурных составляющих на отдельные слои, ориентированные вдоль

оси прокатки, поэтому только критерии $\frac{\sigma_{NL\parallel}}{\sigma_{NL\perp}}$ и $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}}$, ха-

рактеризующие отклонения от среднего, соответственно



Рис. 2. Параметр анизотропии, рассчитанный для микроструктур с разным баллом полосчатости по ГОСТ 5640

количества пересечений и доли второй фазы при измерениях вдоль и поперек оси прокатки могут быть рассмотрены, как возможные коэффициенты полосчатости.

Учитывая анализ, выполненный в работе [2], можно заключить, что только коэффициент $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}}$, основанный на

измерениях доли второй фазы на направленных секущих вдоль и поперек оси прокатки, будет однозначно характеризовать полосчатость структуры вне зависимости от морфологии частиц второй фазы. Этот коэффициент закономерно снижается от 1-й структуры к 3-й: 6,73; 4,32; 3,72 (см. рис. 1). Проверим его работу на фотоэталонах ГОСТ 5640–68, тогда получим: $\frac{\sigma_{V L \parallel}}{\sigma_{V L \perp}} = 1,33; 1,62; 2,58; 2,82; 3,17$ и 4,25 соответст-

венно для баллов 0, 1, 2, 3, 4 и 5.

Таким образом, обосновано выбран коэффициент $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}}$

как единственный из известных, который адекватно описывает структурную полосчатость и не зависит от вытянутости отдельных структурных составляющих вдоль оси прокатки. Назовем его коэффициентом полосчатости. Методика расчета коэффициентов полосчатости и анизотропии основана на статистически точных математических соотношениях, известных из стереологии и реализованных в автоматических анализаторах изображений.

На рис. 3 показаны результаты работы анализатора изображения по распознаванию реальных структур в соответствии с описанной выше методикой. После такой оценки структуры по коэффициенту полосчатости следует проверить анизотропию ферритного зерна. Предельные значения коэффициентов полосчатости, а также анизотропии ферритного зерна и второй фазы для соответствующих баллов от 0 до 5 получены методом экспертных оценок.

Разработанная методика реализована в анализаторе изображения Thixomet PRO и применяется для оценки полосчатости структуры на многих ведущих организациях и предприятиях, занимающихся трубным производством.

Весь цикл измерений состоит из следующих действий:

• визуальный поиск участка шлифа с наибольшим баллом через окуляры микроскопа при увеличении ×100 и установка объектива с более высоким увеличением;

• изготовление панорамы участка шлифа с наибольшим баллом, найденным при визуальном поиске;

• детектирование второй фазы и границ ферритного зерна;

• тонкая настройка распознавания границ второй фазы и ферритного зерна;

• расчет коэффициентов полосчатости и коэффициентов анизотропии;

• назначение балла полосчатости в соответствии с деревом решений [2].

Далее снова устанавливается объектив ×100, предметный столик микроскопа переводится на следующий участок шлифа с максимальным баллом и весь цикл измерений при повышенном увеличении микроскопа повторяется. Как только в трех местах образца, характеризующих наибольшую структурную полосчатость, будет найдено одинаковое значение максимального балла, измерения прекращают и назначают установленный в этих трех местах балл полосчатости исследуемого образца.



Рис. 3. Результаты распознавания реальных структур с использованием коэффициента полосчатости

Поиск максимального балла, встречающегося не менее чем в трех участках шлифа, производится оператором визуально в окулярах микроскопа при увеличении ×100. Для правильной идентификации второй фазы и границ ферритного зерна измерения проводят при увеличении в 4–5 раз большем, чем ×100, поэтому программное обеспечение дает возможность построения квадратной или прямоугольной панорамы площадью не менее 0,5 мм² на участках шлифа с максимальным баллом.

Результаты сравнения значений балла полосчатости, полученного методом экспертных оценок и с помощью анализатора изображения Thixomet, показывают их хорошую сходимость (рис. 4).

Таким образом, показано, что ни один из используемых в ASTM E 1268 и предложенных в работах С.А. Салтыкова стереологических параметров структуры, не может описать ее микроструктурную полосчатость, поэтому в американском стандарте полосчатость описывается словесно. В данной работе разработана и реализована в виде самостоятельного модуля анализатора изображения Thixomet методика



Рис. 4. Результаты сравнения балла полосчатости, полученного анализатором изображения Thixomet PRO и методом экспертных оценок

определения микроструктурной полосчатости в соответствии с ГОСТ 5640—68 с помощью баллов соответствующей шкалы, построенной по принципу возрастания количества полос второй фазы с учетом их сплошности и степени вытянутости ферритного зерна. Балл назначается на основе стереологических параметров, найденных методом направленных секущих при панорамных исследованиях с помощью автоматического анализатора изображений. Сопоставление результатов оценки полосчатости, выполненной с помощью анализатора изображения, с результатами, полученными экспертами-металлографами, показало их хорошую сходимость. Применение анализатора изображения для оценки качества структуры низколегированных трубных сталей позволит значительно повысить объективность назначения балла микроструктурной полосчатости.

Разработка метода оценки анизотропии структуры. Современные трубные стали получают с использованием технологии термомеханической обработки, которая предусматривает применение в конце чистовой прокатки эффективных систем ускоренного охлаждения. Листовой прокат в этом случае имеет практически полностью бейнитную структуру, а микроструктурная полосчатость в них отсутствует. Тем не менее в таких сталях можно наблюдать анизотропию бейнитной структуры. Стереологические методы, которые использовали для оценки феррито-перлитных и феррито-бейнитных структур, не применимы для описания сложной морфологии бейнита, поэтому для этого случая был разработан метод оценки анизотропии бейнита, основанный на текстурном анализе изображений [4].

Текстурный анализ заключается в выделении количественных признаков, которые полностью или частично характеризуют данное изображение или его фрагмент. Задача состоит в нахождении такого признака, который однозначно характеризует анизотропию микроструктуры, т.е. наличие и выраженность приоритетного направления микроструктуры.

Одним из способов нахождения текстурных признаков изображения является построение матриц совместной встречаемости уровней серого $P_{d, \alpha}$, элементы которых представляют собой условную вероятность $P_{d, \alpha}(i, j)$ возникновения пикселя с уровнем яркости *i* на расстоянии *d* в направлении α от пикселя с уровнем яркости *j*. Далее вычисляются количественные параметры, описывающие вид этих матриц. Одним из таких параметров является "обратная разность" или гомогенность [4]:

$$H_{d,\alpha} = \sum_{i} \sum_{j} \frac{P_{d,\alpha}(i, j)}{1 + |i - j|} .$$
(1)

Данный параметр характеризует рассеяние матрицы P(i, j) относительно главной диагонали, которое отражает размер зерна или грубость текстуры. Очевидно, что для изображений анизотропных структур грубость текстуры сильно отличается в одном из направлений, а следовательно, отличается и признак гомогенности.

Вычисление коэффициента анизотропии состоит в следующем. Построение нескольких матриц $P_{d,\alpha}$ для разных направлений α и вычисление на основе каждой из них признака гомогенности. Коэффициент анизотропии K_A определяют как среднеквадратичное отклонение значений $H_{d,\alpha}$, рассчитанных для разных направлений:

$$K_A = \sigma_{H_{d,\alpha}}.$$
 (2)

При использовании методов текстурного анализа нет необходимости в выделении элементов микроструктуры, что позволяет оценивать микроструктуры сложной морфологии и повышает объективность оценки. Определенный с помощью этого метода коэффициент однозначно характеризует общую анизотропию микроструктуры сталей бейнитного класса.

На рис. 5 представлены изображения микроструктур с различными значениями коэффициента анизотропии.

Разработка методики оценки блоков реечного бейнита. Как показали исследования, среди разнообразных морфологических форм блоки бейнита реечной морфологии, вытянутые в направлении прокатки, вносят основной вклад в общую анизотропию и значительно снижают механические свойства листовой стали в поперечном направлении [5]. Разработана методика пленочного травления с последующим анализом в поляризованном свете [6], позволяющая с помощью анализатора изображений однозначно выделять блоки бейнита такой морфологии и проводить измерения их объемного содержания и протяженности продольных межфазных границ, во многом определяющих механические свойства трубных сталей этого класса. Данная методика состоит из следующих этапов:

1. Подготовка поверхности шлифа по методике шлифоподготовки горячекатаного листа из сталей феррито-бейнитного и бейнитного классов для количественных металлографических исследований [7].

2. Цветное пленочное травление для получения оптического эффекта при использовании поляризованного света [6].

3. Анализ изображений феррито-бейнитной микроструктуры. Количественный анализ структурных состав-



Рис. 5. Микроструктуры с различными значениями коэффициента анизотропии *K*₄:

 $a - 0,61; \delta - 1,07; s - 1,61; \epsilon - 2,02; a, \delta$ – поперечное направление; s, ϵ – продольное направление



Рис. 6. Панорамное изображение структуры после цветного травления в светлом поле (*a*), в поляризованном свете (δ , δ) и распознанная структура на анализаторе изображения Thixomet (*c*):

а, б – ×100; в, г – ×200

ляющих проводили на моторизованном оптическом микроскопе Axiovert 200 MAT, оснащенном анализатором изображений Thixomet. Разработана методика автоматического количественного анализа феррито-бейнитных микроструктур. Суть этой методики состоит в следующем:

3.1. Построение панорамного изображения необходимой площади при требуемом увеличении травленой структуры с использованием поляризованного света (рис. 6, a, δ). Наиболее объективными являются увеличения от ×100 до ×500; при этом следует учитывать, что контрастность изображения в поляризованом свете падает с повышением увеличения.

3.2. Количественный анализ выделяющихся при предложенном способе травления областей верхнего бейнита реечной морфологии в режиме "автоматических измерений" с использованием соответствующего модуля анализатора изображений Thixomet (рис. 6, *в*, *г*).

3.3. Получив количественные оценки элементов структуры, в данном случае бейнитных областей с реечной морфологией, вытянутых в направлении прокатки (см. рис. 6, *в*, *г*), можно оценить их влияние на свойства листовой стали.

Исследования показали, что неоднородность структуры и протяженность продольных межфазных границ оказывают негативное влияние на характер разрушения при ИПГ, а именно – приводят к образованию расслоев. В феррито-перлитных сталях такими границами являются границы между ферритом и протяженными перлитными колониями, вытянутыми в направлении прокатки, а в бейнитных сталях – границы между вытянутыми блоками бейнита реечной морфологии и другими структурными составляющими [5].

Расслоения на изломе образцов после ИПГ практически отсутствуют, если структура достаточно однородна и в ней отсутствуют протяженные межфазные границы (рис. 7, *a*). Чем больше коэффициент анизотропии и протяженнее межфазные границы, тем больше расслоев образуется на изломе образцов после ИПГ (рис. 7, δ).

Разработка методики оценки ликвационной полосы. Большинство известных стандартов оценки качества проката предусматривают исследование образцов, отобранных от четверти толщины листа, не учитывая центральную область. В этой области, как правило, содержатся грубые следы зо-



Рис. 7. Поверхность излома образца после ИПГ и соответствующая ему микроструктура бейнита: *а* – поперечное сечение; *б* – продольное сечение

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ



Рис. 8. Микроструктура осевой зоны: *а* – балл 1; *б* – балл 4

нальной ликвации, которые невозможно фрагментировать при прокатке и которые негативно влияют на механические свойства листа. Ликвационная полоса — это наиболее грубое проявление неоднородности и анизотропии в штрипсе.

Ликвационная полоса оценивается по различным методикам. Например, методика Dillinger предусматривает визуальную оценку всей толщины листа, включая центральную зону. Назначение одного из шести классов проводят при изучении темплетов листа невооруженным глазом. Эта методика не подразумевает какой-либо детальной оценки структуры ликвационной полосы при ее изучении на травленом шлифе в оптическом микроскопе, поэтому не учитывает размеры и количество ни полос, ни неметаллических включений, декорирующих полосу. Вместе с тем, как известно, именно эти параметры ликвационной полосы являются решающими при формировании механических и антикоррозионных свойств металла в целом.

Методика GB/T 13298 предусматривает назначение класса структуры горячекатаного листа, исходя из исследования его центральной зоны при увеличении $\times 200$. Дополнительно структуру оценивают при увеличении $\times 500$, чтобы достоверно оценить неметаллические включения, декорирующие полосу. Такие включения либо широкая одиночная полоса являются основанием для назначения дополнительно штрафных 0,5 класса. Класс 1 назначают структуре со слабо различимыми прерывистыми полосами в поле зрения, класс 2 – когда таких полос не более трех, класс 3 – более трех, класс 4 – когда таких полос более 3 и они расположены близко друг к другу и равномерно.

Как показано выше, балл (класс) структуры в основном назначают качественно визуальной оценкой, в том числе невооруженным глазом, поэтому такие оценки развития ликвационной полосы неточны и субъективны.

Для повышения объективности оценки была разработана методика количественной оценки развития ликвационной полосы в листовом прокате с помощью коэффициента микроструктурной неоднородности (КМН) [8], который рассчитывается по локальному удельному превышению микротвердости в осевой зоне. Было показано, что КМН является однозначной характеристикой сегрегации всех основных легирующих и примесных элементов стали, поэтому может служить объективной количественной характеристикой развития ликвационной полосы. Однако эта методика, ввиду своей трудоемкости, применима только для исследовательских целей, для рутинного же контроля требуется разработать более простой и в то же время объективный метод оценки.

За основу были взяты эталоны методики GB/T 13298. При разработке методики оценки микроструктурной полос-

чатости феррито-перлитных и феррито-бейнитных сталей использовали метод направленных секущих [3]. Этот метод требует выделения по уровню серого темной структурной составляющей (перлита или карбидов в бейните). Современные трубные стали получают по технологии термомеханической обработки, которая предусматривает применение в конце чистовой прокатки эффективных систем ускоренного охлаждения. Листовой прокат в этом случае имеет практически полностью бейнитную структуру и выделение какой-либо составляющей не представляется возможным

из-за сложной морфологии бейнита.

Можно заметить, что изображение ликвационной полосы является периодическим сигналом, для оценки параметров которого предлагается использовать спектральный анализ с использованием преобразования Фурье.

Для изображения микроструктуры центральной зоны, полученного при увеличении $\times 200$, вычисляются средние значения уровня серого на секущих, параллельных линии прокатки (M(y)), колебания которых отражают наличие темных полос на изображении. С помощью дискретного преобразования Фурье рассчитывается спектр функции M(y).

На рис. 8 приведены изображения микроструктур осевой зоны с ликвационной полосой баллов 1 и 4, а на рис. 9 – их спектры.

Методом экспертных оценок установлено, что амплитуда A гармоник в диапазоне частот F от 0 до 0,05 мкм⁻¹ наилучшим образом описывает степень развития ликвационной полосы в соответствии с эталонными шкалами. Таким образом рассчитывается сумма амплитуд гармоник в данном диапазоне частот (L).

Уравнение регрессии, используемое для назначения балла, имеет следующий вид:

$$\mathbf{b} = 3,56 + 0,08 \ L \ . \tag{3}$$



Рис. 9. Спектры функции M(y) для изображений ликвационной полосы баллов 1(—) и 4 (—)



Рис. 10. Результаты сопоставления значений баллов ликвационной полосы, полученных методом сравнения с эталонами и с помощью анализа изображений

Соответствие баллов, полученных с помощью анализа изображений, результатам экспертных оценок, приведенное на рис. 10, подтверждает адекватность разработанной методики. Важно также, что балл, назначаемый таким образом, объективен, так как алгоритм анализа изображения не требует вмешательства оператора.

Таким образом, разработан пакет методов количественной оценки структурной неоднородности штрипса, охватывающий все известные типы неоднородности, фиксируемые в оптический микроскоп.

Влияние структурной неоднородности на механические свойства трубных сталей. Исследования проводили на марганцевых и марганцево-никелевых штрипсовых сталях классов прочности К56, К60 (Х70), К65 (Х80) с феррито-бейнитной структурой после контролируемой прокатки. Исследуемые стали отличались различным уровнем прочностных характеристик и работы удара, что позволило найти закономерности влияния структуры на свойства. В многомерный статистический анализ были включены все характеристики структуры, оцененные по описанным выше методикам, а также дисперсность структуры и неметаллические включения. Однако все исследованные свойства адекватно описываются только такой характеристикой неоднородности стали, как размер и количество блоков реечного бейнита. Именно эта структурная неоднородность сегодня является самым слабым звеном структуры штрипса.







Рис. 12. Расчетные значения вязкой составляющей в изломе проб ИПГ

Ниже приведены примеры влияния объемной доли бейнита реечной морфологии с блоками длиной более 100 мкм на механические свойства стали.

В результате статистического анализа всех полученных данных по трем категориям прочности было получено уравнение регрессии (4), адекватно описывающее экспериментальные данные с коэффициентом корреляции 0,9:

$$B = 129,68 + 0.99 T_{\text{HCII}} - 3,71 V_{\text{E} > 100 \text{ MVM}}, \tag{4}$$

где В – количество вязкой составляющей в изломе ИПГ, %; $T_{\rm исп}$ – температура проведения ИПГ, °С; $V_{\rm Б>100~ мкm}$ – объемная доля бейнита реечной морфологии, %, с блоками длиной более 100 мкм.

По уравнению (4) построены графики зависимости доли вязкой составляющей от объемной доли бейнита реечной морфологии (D > 100 мкм) при заданных температурах в диапазоне от -20 до -60 °C (рис. 11, 12).

Для стали категории прочности K65 получено уравнение регрессии, адекватно описывающее предел прочности $\sigma_{\rm B}$ с объемной долей блоков бейнита реечной морфологии размером более 100 мкм (рис. 13, 14):

$$\sigma_{\rm B} = 698,44 - 3,01 \, V_{\rm E > 100 \ MKM} \,. \tag{5}$$

Для категории прочности K56 получено уравнение регрессии, связывающее ударную вязкость *KC*V с объемной до-



Рис. 13. Соотношение расчетных и экспериментальных значений пределов прочности для сталей категории прочности К65



Рис. 14. Расчетные значения предела прочности для сталей категории прочности К65



Рис. 15. Соотношение расчетных и экспериментальных значений ударной вязкости *КС*V для сталей категории прочности K56

лей бейнита реечной морфологии с блоками длиной более 100 мкм (рис. 15, 16):

$$KCV = 675,17 - 85,53 V_{\rm B > 100 \ \rm MKM} \,. \tag{6}$$

Таким образом, для повышения прочностных характеристик трубных сталей исследованных классов прочности необходимо минимизировать размер бейнитных областей реечной морфологии, причем для каждого класса прочности стали можно найти предельные размеры таких областей и соответствующую им объемную долю присутствия в структуре (см. рис. 12, 14, 16).

Выводы

1. Разработан и внедрен программно-аппаратный комплекс Thixomet методик количественного описания всех видов структурной неоднородности в современных трубных сталях: микроструктурной полосчатости, общей анизотропии, блоков реечного бейнита, ликвационной полосы.

2. Установлено, что структурная неоднородность, оцениваемая объемной долей и размером протяженных облас-



Рис. 16. Расчетные значения ударной вязкости для сталей категории прочности К56

тей бейнита реечной морфологии, вытянутых вдоль направления прокатки, адекватно описывает механические свойства при растяжении и ударном изгибе листового проката штрипсовых сталей с пределом текучести 485...625 Н/мм².

3. Количественные критерии оценки структурной анизотропии феррито-бейнитных сталей могут стать важными параметрами оценки их качества при приемосдаточном контроле, а также для совершенствования технологии получения листового проката штрипсовых сталей.

4. Разработанная методика оценки структуры феррито-бейнитных сталей, наряду с созданием методов автоматизированной оценки вида излома технологических проб после динамических испытаний падающим грузом, позволит создать систему количественных критериев оценки качества листового проката штрипсовых сталей после контролируемой прокатки и стать основой системы их качества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Новости** металлургии по странам и регионам. Китай. Новый толстолистовой стан компании Xiangtan // Черные металлы. 2010. № 12. С. 10. 2. **Салтыков С.А.** Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 376 с.

3. Разработка методики количественной оценки микроструктурной полосчатости низколегированных трубных сталей с помощью автоматического анализа изображений / А.А. Казаков, Д.В. Киселев, С.В. Андреева, Л.С. Чигинцев, С.В. Головин, В.А. Егоров, С.И. Марков // Черные металлы. 2007. № 7, 8. С. 31–37.

4. Tuceryan M., Jain A.K. Texture Analysis / In The Handbook of Pattern Recognition and Computer Vision (2-nd Edition), by C.H. Chen, L.F. Pau, P.S.P. Wang (eds.). World Scienfic Publishing Co, 1998. P. 207–248.

 Структурная неоднородность и методы ее снижения для повышения качества конструкционных сталей / Н.В. Малахов, Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова, А.А. Казаков // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С. 52–64.

6. Пат. 2449055 РФ. Способ исследования структуры трубных сталей.

7. Разработка методов оценки микроструктурной неоднородности трубных сталей / А.А. Казаков, Е.И. Казакова, Д.В. Киселев, Г.Д. Мотовилина // Черные металлы. 2009. № 12. С. 12–15.

8. Методика оценки ликвационной полосы листового проката / А.А. Казаков, Л.С. Чигинцев, Е.И. Казакова, С.В. Рябошук, С.И. Марков // Черные металлы. 2009. № 12. С. 17–22.

Александр Анатольевич Казаков, д-р техн. наук, kazakov@thixomet.ru;

Даниил Владимирович Киселев;

Ольга Вячеславовна Пахомова

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4 Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: zpm@mashin.ru Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. http://www.mashin.ru Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е. Сдано в набор 09.08.2012 г. Подписано в печать 19.09.2012 г. Формат 60×88 1/8 Усл. печ. л. 5,88. Учизд. л. 7,54. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОООО "Издательство Машиностроение".	