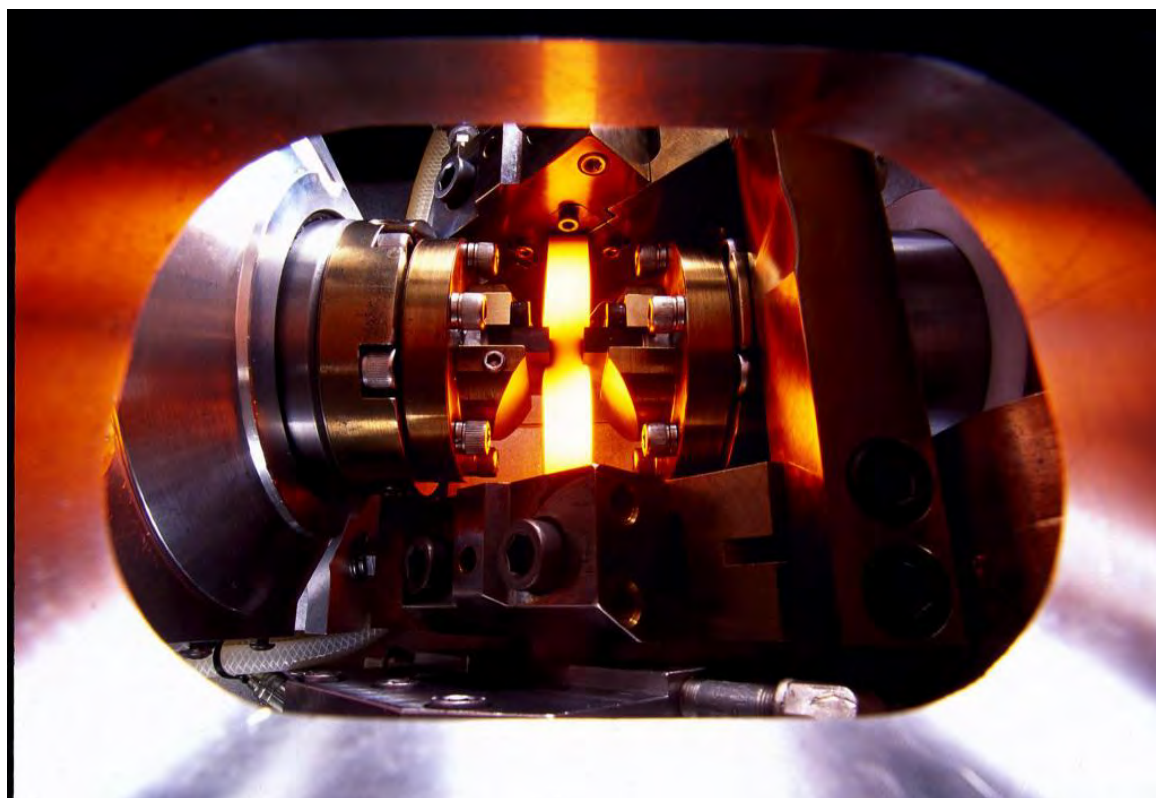


**Санкт-Петербургский Политехнический университет
Институт металлургии, машиностроения и транспорта**



**Лаборатория
"Исследование и моделирование структуры
и свойств металлических материалов"**

**Санкт-Петербург
2018**

Оглавление

Раздел	Наименование	Стр.
	Лаборатория "исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов".....	4
1.	Актуальность и цель создания новой лаборатории.....	4
2.	Общая характеристика нового оборудования.....	7
3.	Сертификаты на право работы и обслуживания комплекса Gleeble-3800 и периферийной испытательной техники.....	17
4	Возможности нового оборудования.....	19
4.1.	Исследование сопротивления деформации металлов в зависимости от температуры, степени и скорости деформации.....	19
4.2.	Исследование релаксационных свойств сталей.....	19
4.3.	Исследование сопротивления деформации при переменных температуре, степени и скорости деформации при многократной деформации.....	20
4.4.	Определение температур выпадения упрочняющих карбонитридных фаз в микролегированных сталях и температур начала фазовых превращений методом многократного нагружения.....	20
4.5.	Определение температур фазовых превращений, построение термокинетических диаграмм, С-образных кривых сплавов.....	21
4.6.	Составление баз данных для различных сталей и сплавов "химический состав – режимы обработки – структура – свойства".....	23
4.7.	Физическое моделирование многопроходной деформации и формирования механических свойств сталей и других сплавов.....	25
4.8.	Исследование режимов обработки сталей и сплавов для получения ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры.....	26
4.9.	Исследование "эффекта Баушингера".....	28
4.10.	Исследование высокотемпературных провалов пластичности.....	28
4.11.	Синтез новых материалов.....	29
5.	Компьютерное моделирование свойств сталей.....	30
5.1.	Модифицированная программа для расчета параметров структуры и механических свойств сталей при горячей прокатке "Hot Strip Mill Model".....	30
5.2.	Программа расчета ударной вязкости сталей по химическому составу и параметрам горячей деформации.....	34
5.3.	Программа расчета вязкой составляющей поверхности разрушения при испытаниях падающим грузом.....	35
6.	Экспертные работы.....	36

Лаборатория "Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов"

научно-исследовательского института материалов и технологий СПбПУ

1. Актуальность и цель создания новой лаборатории

Возможность создания материаловедческой лаборатории, которая впоследствии получила название *"Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов"*, появилась при реализации государственного проекта "Инновационный вуз", в которой Санкт-Петербургский государственный политехнический университет принял участие в 2007-2008 гг. Одна из программ этого проекта была направлена создание современной научно-образовательной, лабораторной и методологической базы подготовки высококвалифицированных специалистов для приоритетного направления развития науки, техники и технологии РФ «Новые материалы и химические технологии». При создании лаборатории преследовалась основная цель: *создание в России оснащенной на мировом уровне лаборатории для физического моделирования процессов термомеханической обработки и сварки, что должно обеспечить возможность разработки технологий получения и обработки перспективных материалов, обладающих заданным уровнем свойств.*

Все началось с идеи, которая начала вызревать в 2005-2006 годах после приобретения кафедрой пластической обработки металлов СПбПУ у американской фирмы *INTEG process group, inc.*, компьютерной программы *Hot Strip Mill Model (HSMM)*, одно из предназначений которой состоит в расчете параметров структуры и механических свойств сталей при горячей прокатке. Эта программа была адаптирована для прокатных цехов ОАО "Северсталь", и она хорошо себя зарекомендовала в производственных условиях. Эта программа имеет девять базовых марок сталей, для которых в программу заложена вся необходимая информация о физических свойствах, о поведении сталей при деформации при переменных температуре, степени, скорости деформации, исходной структуре металла, при фазовых превращениях, при изменении степени легированности. Ознакомившись с описанием программы и экспериментов, необходимых для разработки новой базовой марки стали для программы *HSMM*, мы узнали, что американской фирмой *Dynamic Systems, inc.* на протяжении нескольких десятилетий (в 2008-этом году фирме исполнилось 50 лет) разрабатывались и совершенствовались специализированные

комплексы для испытания металлов – высокоскоростные высокотемпературные пластометры, которые способны проводить испытание на растяжение, сжатие, а впоследствии – и на кручение и многоосевую деформацию, при переменных температуре и скорости деформации.

Представленные на международных конференциях по современному материаловедению, в том числе на конференциях последних лет в СПбГПУ, наиболее интересные работы в области физического моделирования процессов термомеханической обработки и сварки были выполнены на комплексах *Gleeble*.

В СССР в 70-е годы XX столетия были созданы пластометры на растяжение или сжатие, но это были экспериментальные (не промышленно выпускаемые) изделия, которые из-за плохой элементной базы быстро приходили в негодность и к настоящему времени от этих пластометров остались лишь воспоминания.

Напротив, пластометры фирмы *Dynamic Systems, inc.* оказались востребованы на рынке научных исследований. В 80-е годы 20-го столетия их насчитывались единицы, в начале 2000-х годов – десятки, а к настоящему времени только Китай и Индия насчитывают около 50-ти пластометров *Gleeble* последних модификаций. На территории России приобретенный по проекту "Инновационный вуз" комплекс *Gleeble-3800* является первым, а в СНГ – вторым (в 2007 году один комплекс закуплен Институтом сварки им. Патона в Киеве). Следует отметить, что по совокупности возможностей, определяемых установленными модулями, комплекс *Gleeble-3800* Санкт-Петербургского государственного политехнического университета является наиболее функциональным среди мировых аналогов. Таким образом, лаборатория, созданная в СПбГПУ, обладает наибольшими потенциальными возможностями по сравнению с другими лабораториями, практикующими моделирование процессов термомеханической обработки и сварки.

Итак, комплекс *Gleeble-3800* позволяет в опытах на растяжение, сжатие, высокоскоростной удар, кручение или многоосевую деформацию выполнить физическое моделирование практически любых процессов термомеханической обработки металлов (горячих прокатки,ковки, объемной штамповки, прессования, отжига, закалки, отпуска, контролируемой прокатки, ВТМО, НТМО и других видов обработки). Количество операций нагрева, охлаждения, деформаций при переменной или постоянной температуре практически не ограничено и определяется только пластическими свойствами обрабатываемого материала.

После выполнения физического моделирования процесса обработки металла возникает необходимость исследования полученных в результате обработки механических свойств и структуры металла, которая, как известно, определяет механические и физические свойства. Для этого необходимо иметь современное оборудование для подготовки образцов и исследования структуры и свойств металлов. В связи с этим при проектировании поставок по инновационному проекту было запланировано приобретение комплекса испытательного оборудования и микроскопов с анализаторами изображений для количественного металлографического анализа.

В состав испытательного оборудования вошли:

- разрывные машины фирмы *Zwick/Roel* усилием 100 кН для проведения испытаний на растяжение, сжатие и изгиб при комнатной температуре, а также усилием 50кН для испытаний при повышенных температурах до 1100°C;
- копер с энергией маятника до 450 Дж для проведения испытаний на ударную вязкость при температурах до -60°C;
- универсальный твердомер фирмы *Zwick/Roel* (Германия) для определения твердости по Роквеллу, Бринеллю, Виккерсу;
- микротвердомер для определения твердости отдельных фаз или зерен металла фирмы *Buehler* (США).

Выбор основного поставщика испытательного оборудования *Zwick/Roel* был продиктован тем, что эта фирма является одним из лучших производителей подобного оборудования наряду с фирмой *Instron* (Англия). Кроме того, оборудованием фирмы *Zwick/Roel* оснащены новые лаборатории механических испытаний ОАО "Северсталь", с которой у СПбГПУ сложились тесные взаимосвязи в области проведения научно-исследовательских работ. В связи с этим целесообразно проводить испытания металла, полученного по вновь внедряемым технологиям, на одном типе оборудования, по одним методикам.

В состав исследовательского оборудования для анализа структуры металла вошли микроскопы *Leica DMI 5000*, а также *Carl Zeiss*, оснащенные системой анализа изображений *Thixomet*. Эти микроскопы изготовлены конкурирующими фирмами-изготовителями, которые частично опережают друг друга либо в изготовлении оптики, либо в степени механизации и автоматизации исследований. Анализаторы изображений *Thixomet* насчитывают 17 программ анализа изображений структуры сплавов для проведения металлургической экспертизы.

Современный анализ структуры металлов абсолютно невозможен без совершенной системы подготовки образцов (шлифов) для исследований. В связи с этим приобретение системы шлифоподготовки для выполнения поставленных задач было совершенно необходимым. В области шлифоподготовки в СПбГПУ и на ОАО "Северсталь" себя хорошо зарекомендовали системы фирмы *Buehler*, поэтому было принято решение привлечь к поставкам оборудования именно эту фирму.

2. Общая характеристика нового оборудования

Проблемы повышения качества, уровня механических и эксплуатационных свойств металлов не теряют своей актуальности, а зачастую приобретают особую значимость, как, например, в случае со строительством новых магистральных нефте- и газопроводов высокого давления для работы в условиях Крайнего Севера или Дальнего Востока. 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 авторитетного специалиста, профессора Питтсбургского университета А. ДеАрдо (Пенсильвания, США), сводится к следующей последовательности:

физическое моделирование формирования структуры и свойств опытных сталей: → эксперимент на лабораторном 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 словам 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 разрабатывается и совершенствуются специализированные испытательные комплексы. Для имитации процессов горячей деформации, используемых в металлургических и машиностроительных технологиях, фирмой *Dynamic Systems, Inc., США* (интернет-сайт www.leeble.com), изготавливаются установки *Gleeble*, из которых наиболее совершенной на сегодняшний день является *Gleeble-3800*.

Установки *Gleeble-3800* изготавливаются в модульном исполнении, рис.1÷5. 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.

Каждый из модулей имеет свою рабочую камеру, которая соединена с вакуумной системой, обеспечивающей разряжение не менее 1×10^{-4} мм. рт. ст. Испытания можно проводить при более низком вакууме, в среде защитного газа или на воздухе, рис. 6.



Рис. 1. Общий вид комплекса



Рис. 2. Комплекс *Gleeble-3800* с присоединенным модулем для растяжения и сжатия



Рис. 3. Модуль для выполнения ударных испытаний



Рис. 4. Модуль кручения



Рис. 5. Модуль для многоосевой деформации



Рис. 6. Общий вид рабочей камеры для испытаний на растяжение и сжатие

Нагрев образцов, рис. 7, производится прямым пропусканием электрического тока, что при мощности сварочного трансформатора 75 кВА обеспечивает максимальную скорость нагрева до $12.000\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Температура, скорости охлаждения контролируются термопарой, приваренной к образцу на прилагаемой к комплексу установке (см. рис.9). Возможна одновременная запись температуры в 4-х точках рабочей части образца, причем одна из термопар является управляющей. Система управления температурой обеспечивает переколебание температуры при нагреве со скоростью $1000\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ не более $(5\div 6)\text{ }^{\circ}\text{C}$ и поддержание заданной температуры испытания с точностью $\pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$.

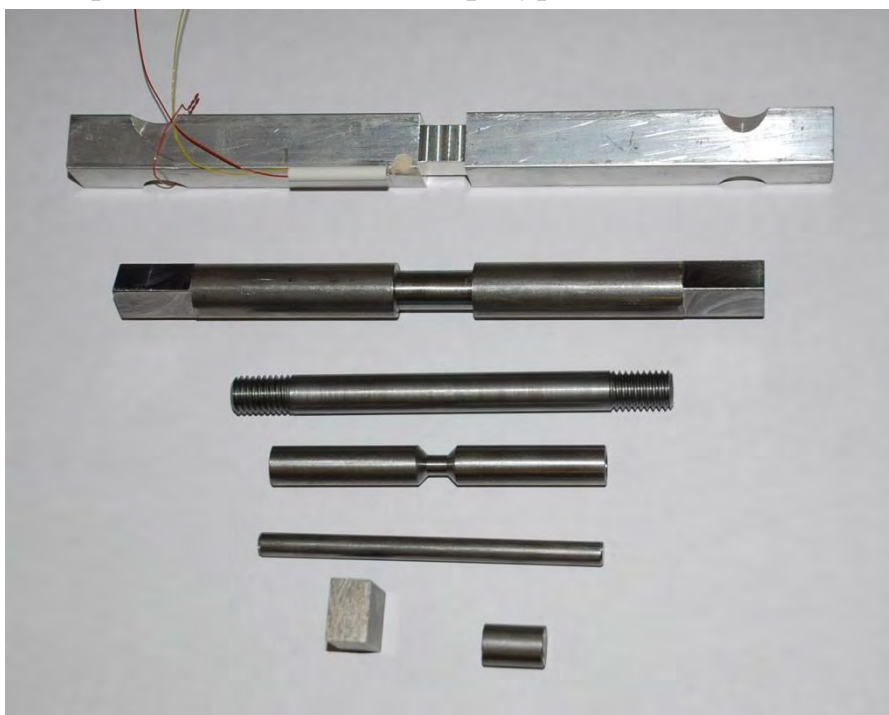


Рис. 7. Образцы для испытаний на комплексе *Gleeble*

Охлаждение образцов в процессе проведения экспериментов производится 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.

Для обеспечения испытаний к основному блоку и модулям подводится электропитание, масло для работы гидропривода, сжатый воздух и дистиллированная охлаждаемая в чиллере вода, рис. 8.



Рис. 8. Маслостанция, компрессор и чиллер (устройство для охлаждения и очистки воды), входящие в комплекс Gleeble-3800

Максимальная скорость охлаждения, достигнутая при испытаниях комплекса на образцах толщиной 6 мм, составляет 8.500 °C/с. При охлаждении образцов воздухом или водой вакуумная система отключается от рабочей камеры.

Испытания можно проводить при температурах от комнатной вплоть до температуры плавления, причем для исследований жидко-твердого состояния предусмотрено использование специальных кварцевых трубок. Максимальное усилие при растяжении составляет 10 тс, при сжатии – 20 тс, при проведении ударных испытаний – 20 тс.

Для записи усилий используются 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 темпе-

ратуры фазовых превращений в заданном диапазоне скоростей нагрева и охлаждения после пластической деформации или без нее.

Максимальные скорости деформации до 200 с^{-1} достигаются при испытаниях на образцах размером $\varnothing 10 \times 15 \text{ мм}$ при использовании модуля для ударных испытаний, для которого скорость движения рабочей траверсы составляет $2,5 \text{ м/с}$. Таким образом, скорости деформации на *Gleeble-3800* покрывают весь диапазон скоростных режимов деформации самых современных станов горячей 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 характерно для растяжения или сжатия.

Модуль для многоосевой деформации (*MaxStrain*), рис. 9, предназначен для получения ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры металлов, что актуально для современного материаловедения. Проведение исследований на этом модуле позволяет дать ответ на вопрос о возможности получения на современном технологическом оборудовании промышленного наноструктурного металла с размером зерна до нескольких сотен нанометров. Подобная структура металла, рис. 10, может обеспечить значительно более высокие прочностные свойства и вязкость разрушения при сохранении пластичности на заданном уровне.



Рис. 9. Устройство рабочей камеры модуля многоосевой деформации

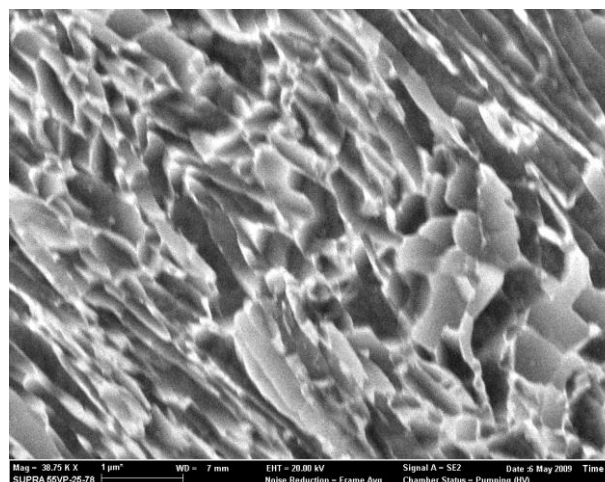


Рис. 10. Структура стали X90 со средним размером зерна 150 нм после обработки на модуле *MaxStrain*, $\times 40.000$

Количество программируемых на комплексе *Gleeble-3800* операций нагрева, охлаждения, деформаций с заданной скоростью и степенью деформации, пауз, подстуживаний практически не ограничивается и определяется только свойствами металла.

Подобных условий для имитации процессов горячей деформации и сварки с использованием испытаний на растяжение–сжатие, кручение, ударных испытаний и многоосевую деформацию нет ни в одной исследовательской лаборатории. В России комплекс *Gleeble-3800*, установленный в СПбГПУ, является первым, а по комплектации и возможностям воспроизведения процессов деформации – уникальным в мире.

После физического моделирования горячей деформации или процессов сварки на комплексе *Gleeble-3800* во вновь созданной лаборатории СПбГПУ имеется возможность исследования микроструктуры металла. Для этой цели используются современные оптические микроскопы "*Leica-DMI5000*" и "*Carl Zeisse*" (*Axio Observer*), рис. 11, оснащенные системой анализа изображений *Thixomet*, которая способна выполнять 17 операций металлургической экспертизы. Шлифы для исследований структуры металлов вырезаются и шлифуются с использованием системы шлифоподготовки фирмы *Buehler*, рис. 12.



Рис. 11. Микроскопы *Leica* и *Carl Zeiss*



Рис. 12. Комплекс устройств для подготовки металлографических шлифов фирмы *Buehler*

По программе «Национальный исследовательский университет» был приобретен и установлен электронный сканирующий микроскоп «TESCAN Mira-3M». Микроскоп обеспечивает получение изображений высокого разрешения (увеличение до 1.000.000, разрешение 1 нм) для органических и неорганических материалов с помощью детекторов **SE, BSE, LVSTD, TE, CL и EBIC**. Имеется возможность определения химического состава отдельных структурных элементов (фаз) с помощью детекторов **WDS и EDS**, а также построение карт распределения фаз, полюсных фигур, определение средних размеров и получение распределений микро- и нанокристаллитов по форме и размерам, получение и анализ межфазных ориентационных соотношений и межфазных ориентировок с помощью детектора **EBSD**, рис. 13.



Рис. 13. Электронный сканирующий микроскоп TESCAN Mira-3M

Для исследования механических свойств металлов, которые были получены в результате обработки на комплексе Gleeble-3800 или в лабораторно-промышленном эксперименте, используются современные испытательные машины фирмы "Zwick/Roel":

- для испытаний на растяжение, сжатие и изгиб при комнатной температуре усилием 10 тс, рис. 14;
- усилием 5 тс для испытаний при температурах до 1100°C (см. рис.14);

- копер с энергией маятника до 450 Дж, рис. 15;
- универсальный твердомер для измерения твердости по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу, рис. 16;
- микротвердомер фирмы *Buehler*, см. рис. 16.



Рис. 14. Разрывные машины фирмы *Zwick/Roell* усилием 50кН и 100кН для проведения горячих и холодных испытаний металлов



Рис. 15. Копер фирмы *Zwick/Roell* с энергией маятника 450 Дж



Рис. 16. Универсальный твердомер фирмы *Zwick/Roell* и микротвердомер фирмы *Buehler*

3. Сертификаты на право работы и обслуживания комплекса *Gleeble-3800* и периферийной испытательной техники

Сотрудники лаборатории прошли курсы обучения работе на комплексе *Gleeble-3800*, оборудовании фирмы *Zwick/Roel* и имеют соответствующие сертификаты, представленные на рис. 17 .





Рис. 17. Сертификаты сотрудников лаборатории на право эксплуатации оборудования и аттестат аккредитации лаборатории

4. Возможности нового оборудования

4.1. Исследование сопротивления деформации металлов в зависимости от температуры, степени и скорости деформации.

Цель работы – исследование энергосиловых параметров процесса обработки металлов давлением (ОМД) с целью оптимизации технологий по энергозатратам, исследование процессов структурообразования при горячей деформации. Возможности оборудования позволяют исследовать сопротивление деформации металлов и сплавов при переменных температурах (от комнатной вплоть до температуры плавления) со скоростями деформации используемого на производстве промышленного оборудования, вплоть до 200 с^{-1} и при степени деформации вплоть до разрушения. На рис. 18 представлены зависимости сопротивления деформации для трубной стали категории прочности X80.

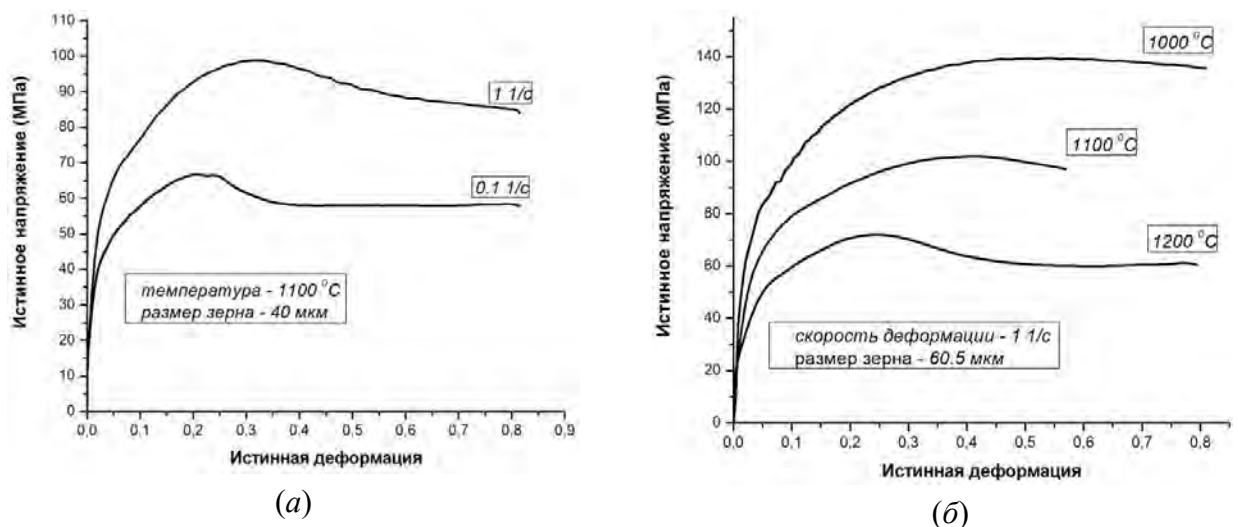


Рис. 18. Кривые сопротивления деформации, полученные при различных скоростях (а) и температурах (б)

4.2. Исследование релаксационных свойств сталей. Цель работы – исследование энергосиловых параметров процесса обработки

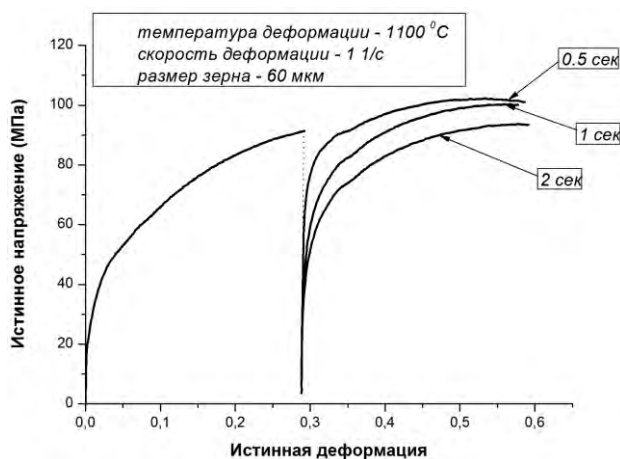


Рис. 19. Зависимости сопротивления деформации, полученные при испытаниях на двойное сжатие

металлов давлением (ОМД) с целью оптимизации технологий по энергозатратам, исследование процессов структурообразования при горячей деформации. Релаксационные свойства металлов исследуются, как правило, методом двойного нагру-

жения с заданной паузой, за время которой происходят внутренние процессы разупрочнения, приводящие к снижению деформирующих напряжений. На рис. 19 представлены 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 режимы полного снятия деформационного упрочнения, либо накопления упрочнения для последующей реализации в процессах формирования механических свойств горячедеформированного металла.

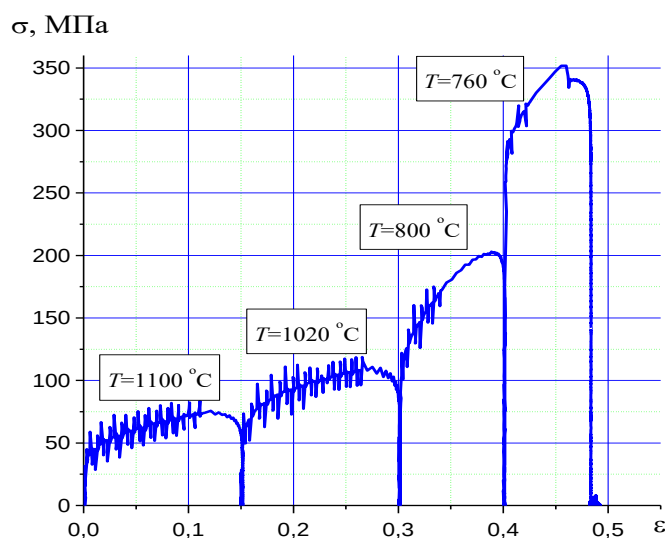


Рис. 20. Зависимость деформирующих напряжений(сопротивления деформации) при температурах деформации для различных степеней деформации

Эта информация имеет большое значение для правильного выбора технологического процесса ОМД, позволяет определить

4.3. Исследование сопротивления деформации при переменных температуре, степени и скорости деформации при многократной деформации.

Эта информация имеет большое значение для правильного выбора технологического процесса ОМД, позволяет определить

энергосиловые параметры и выполнить прочностные расчеты оборудования, проследить накопление упрочнения от одного этапа деформации к другому для прогнозирования процессов формирования механических свойств. На рис. 20 представлена зависимость сопротивления деформации стали X80 от температуры и степени деформации при скоростях деформации, имитирующих прокатку на толстолистовом стане.

4.4. Определение температур выпадения 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 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 горя-

чей 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 преципитации выполняются эксперименты, состоящие из многократных деформаций образцов *на кручение* при понижающейся с заданной скоростью температуре через равные промежутки по температуре (например, через 30 °С); скорость и степень деформации для каждой стадии деформации задают постоянными.

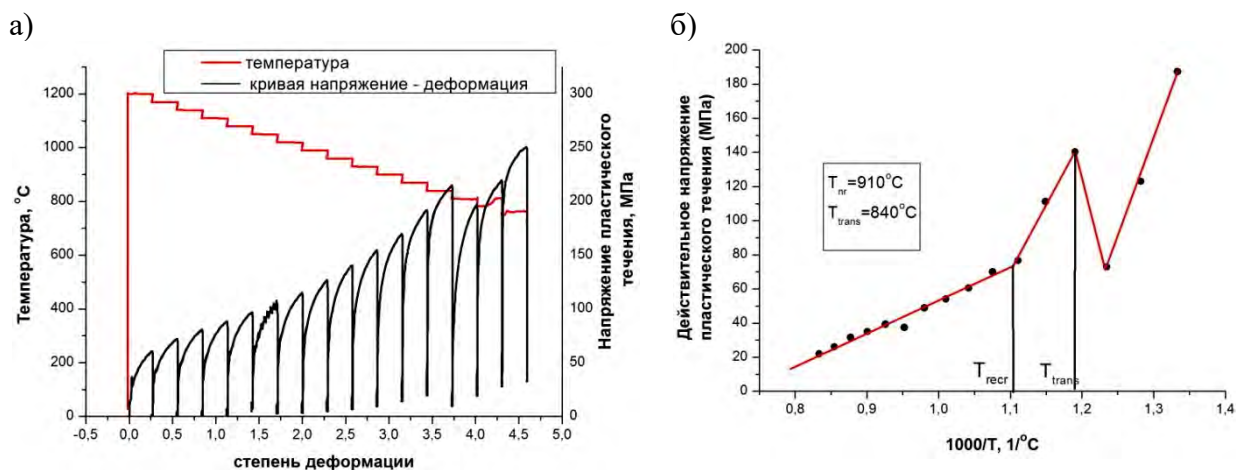


Рис. 21. Диаграммы многократной деформации стали X80 кручением через 30 °С при скорости охлаждения 1 °С/с для определения температуры преципитации карбонитридов ниобия: а – режим обработки; б – кривая изменения действительного напряжения пластического течения

На рис. 21 представлены зависимости деформирующих напряжений от степени и температуры деформации (а) и зависимость предела текучести от обратной температуры (б), позволяющие определить температуру преципитации, определяющую момент окончания рекристаллизации ($T_{\text{nr}}=910$ °С) и температуру начала ферритного превращения ($T_{\text{trans}}=840$ °С) для трубной стали X80.

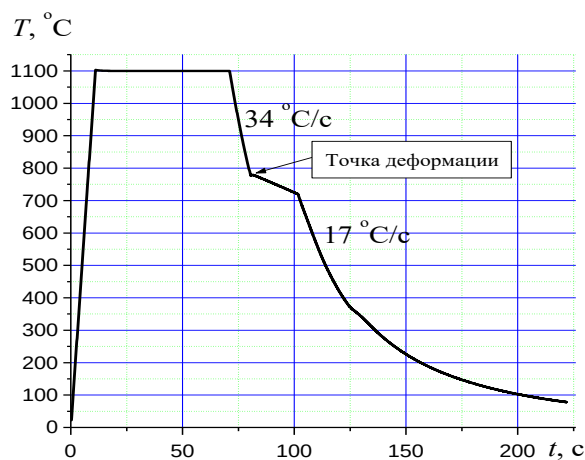
4.5. Определение температур фазовых превращений, построение термокинетических диаграмм, С-образных кривых сплавов. Возможности использования дилатометра при физическом моделировании процессов горячей деформации и термической обработки обеспечивают возможности исследования влияния скорости охлаждения и предварительной деформации на изменение температур фазовых превращений, формирование структуры и механических свойств сталей и других сплавов.

Режим обработки №1: свободное охлаждение от 1100 °С до 780 °С, деформация $\varepsilon_1 = 12\%$ со скоростью 1,7 с⁻¹; охлаждение от 780 °С до 780 °С

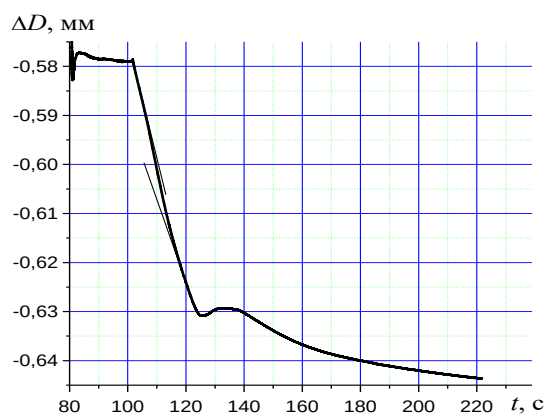
Режим обработки №2: свободное охлаждение от 1100 °С до 780 °С и деформация 11% со скоростью 1,4 с⁻¹; свободное охлаждение от 780 °С до 780 °С

720°C за 20 секунд со скоростью 3 °C/с, далее – свободное охлаждение до 50°C без паузы для бейнитного превращения.

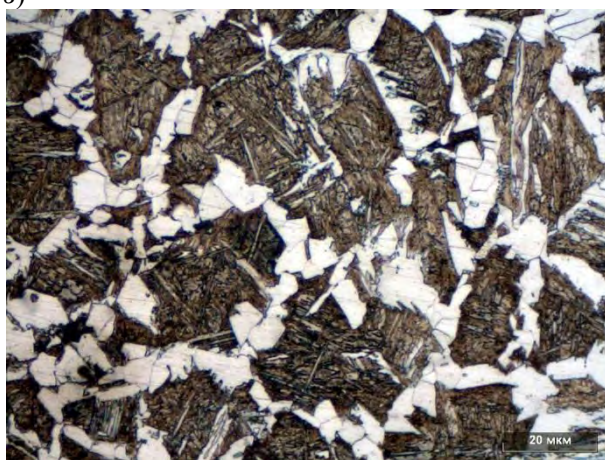
а)



б)



в)

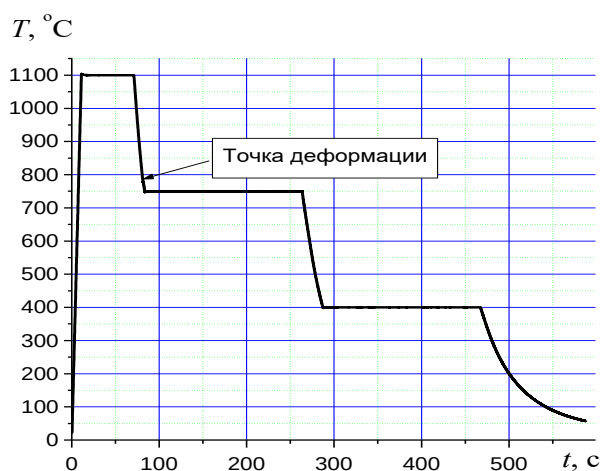


×500

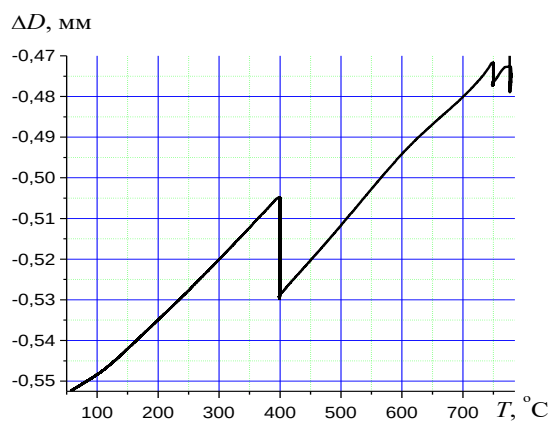
Рис. 22. Режим обработки (а), дилатограмма как функция времени (б), и структура стали без остаточного аустенита (в)

до 750 °C, выдержка в течение 3 минут, свободное охлаждение до 400°C, выдержка в течение 3 минут и свободное охлаждение до 50 °C

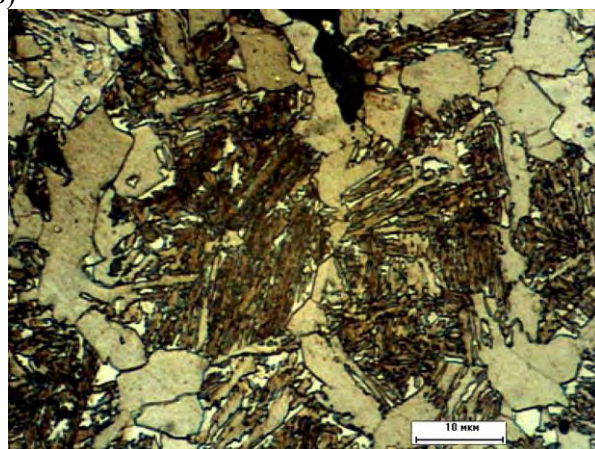
а)



б)



в)



×2.500

Рис. 23. Режим обработки (а), дилатограмма как функция температуры (б), и структура стали с остаточным аустенитом (в)

На рис. 22, 23 представлены дилатометрические кривые (зависимости изменения диаметра исследуемого образца) при понижении температуры для различных скоростей охлаждения, температур и степеней предварительной деформации для трип-стали. В зависимости от сочетания операций пластической деформации и регламентированного охлаждения в данном типе сталей можно получать различные композиции структурных составляющих – феррита, бейнита и остаточного мартенсита.

4.6. Составление баз данных для различных сталей и сплавов "химический состав – режимы обработки – структура – свойства".

Основной целью многих работ, выполняемых для наиболее "продвинутых" производителей металлопродукции 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.

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

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 с целью достижения индуцированного деформацией динамического превращения, приводящего к образованию сверхмелкого зерна ферритных кристаллов.

2. Количественный анализ совокупности полученных микроструктур при помощи оптической микроскопии с использованием анализаторов изображений ВидеоТест и Thixomet с целью 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/Roel и установление количественных зависимостей этих свойств от набора определяющих параметров микроструктуры.

4. Разработка физически обоснованных математических моделей для количественного описания эволюции микроструктуры стали при горячей прокатке и ускоренном охлаждении, среди которых основными являются следующие:

- модель для описания кинетики роста зерна аустенита в зависимости от температуры и химического состава;
- модель для описания кинетики рекристаллизации деформированного аустенита в условиях одновременной преципитации частиц карбонитридов;
- модель распада аустенита с учетом образования феррита, перлита и бейнита, построенная на основании адекватного учета влияния легирования на термодинамические и кинетические параметры, контролирующие протекающие фазовые превращения.

5. Создание комплекса компьютерных программ, реализующих разрабатываемые математические модели эволюции микроструктуры, и их калибровка на основании совокупности известных и полученных в рамках настоящей работы экспериментальных данных.

Все виды исследований для составления искомых баз данных и последующей разработки компьютерных программ, описывающих формирование структуры и механических свойств сталей могут быть выполнены на оборудовании, которым располагает лаборатория "Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов".

4.7. Физическое моделирование многопроходной деформации и формирования механических свойств сталей и других сплавов.

Пластическую многопроходную деформацию, используемую в промышленных технологиях, можно моделировать как на модуле для кручения, так и на модуле "растяже-

ние–сжатие" комплекса

Gleeble-3800 за счет циклических нагружений. На рис.

24 представлена температурно-временная диаграмма обработки трубной стали 10Г2ФБ,

включающая нагрев до 1200 °С, вы-

держку в течение 1 мин и подстуживание до темпера-

туры 1100 °С. Задавали логарифмическую деформацию растяжением $\varepsilon=0,2$ при

помощи измерителя деформации, а затем без паузы такую же деформацию сжатием. Скорость деформации составляла $0,1 \text{ с}^{-1}$. После этого задавали паузу 5 с, а затем повторяли цикл "растяжение-сжатие". Всего было выполнено 20 циклов при непрерывном охлаждении от 1100 до 760 °С. Общая пластическая (логарифмическая) деформация составила $\varepsilon_{\Sigma}=8$ практически без изменения формы образца. По окончании деформации металл охладили со скоростью 20 °С/с до температуры 560 °С, а далее – со скоростью 1 °С/с до 300 °С, а затем при естественном охлаждении до 100 °С.

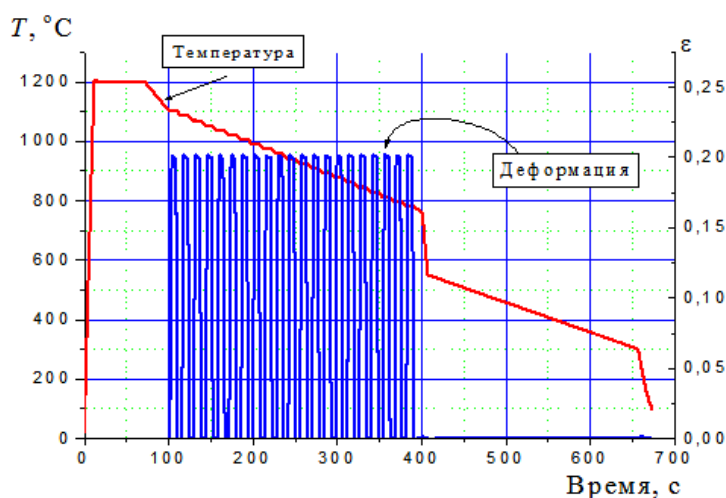


Рис. 24. Температурно-деформационный режим многократной циклической обработки

мации, а затем без паузы такую же деформацию сжатием. Скорость деформации составляла $0,1 \text{ с}^{-1}$. После этого задавали паузу 5 с, а затем повторяли цикл "растяжение-сжатие". Всего было выполнено 20 циклов при непрерывном охлаждении от 1100 до 760 °С. Общая пластическая (логарифмическая) деформация составила $\varepsilon_{\Sigma}=8$ практически без изменения формы образца. По окончании деформации металл охладили со скоростью 20 °С/с до температуры 560 °С, а далее – со скоростью 1 °С/с до 300 °С, а затем при естественном охлаждении до 100 °С.

В зависимости от режимов пластической деформации и термической обработки в металле можно получить различную структуру, рис. 25, и, соответственно, различные механические свойства.

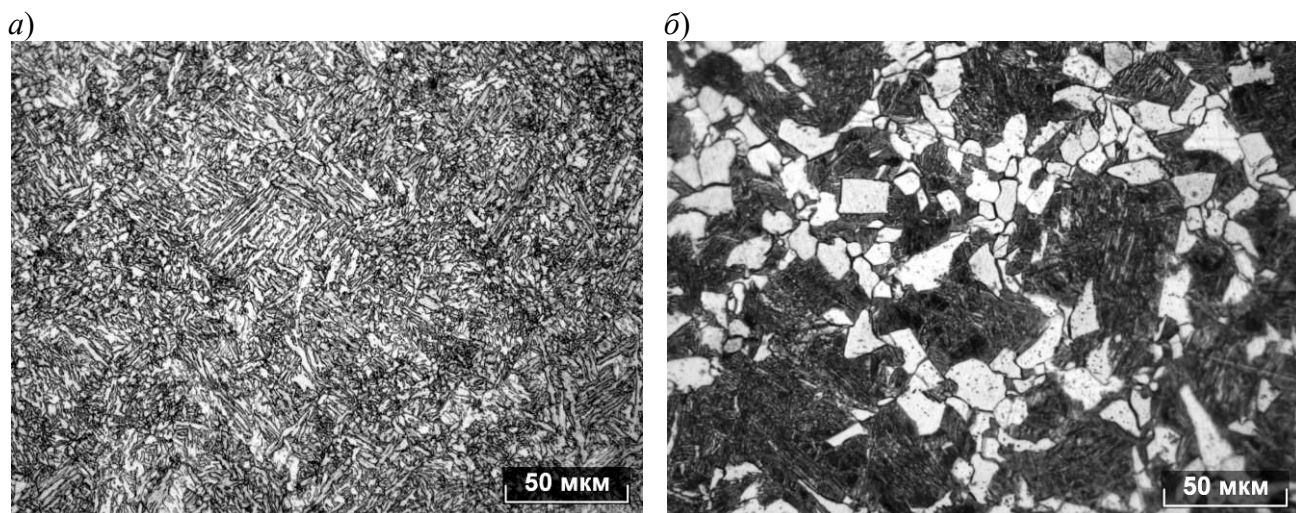


Рис. 25. Структура стали 10Г2ФБ после многоциклового обработки *а* – бейнит; *б* – феррит+бейнит.

4.8. Исследование режимов обработки сталей и сплавов для получения ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры. Ультрамелкозернистая или нанокристаллическая структура сталей и других сплавов может быть получена, например, при реализации режимов, представленных на рис. 26.

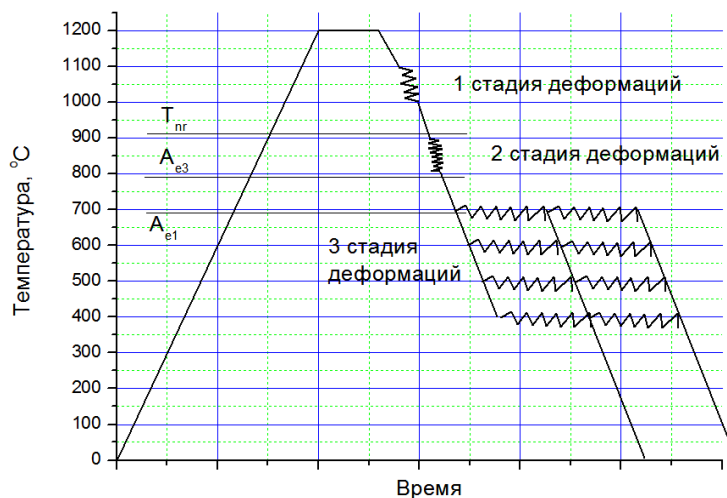


Рис. 26. Режимы трёхстадийной многоциклового обработки

Кинетика формирования микроструктуры в зависимости от температуры и количества деформаций на 3-ей стадии обработки представлена на рис. 26. Исследование выполняли на модуле *MaxStrain* комплекса *Gleeble-3800*, специально предназначенном для получения ультрамелкозернистой или нанокристаллической структуры металлов в результате больших пластических деформаций. *Логарифмическая* степень деформации стали X90, структура которой представлена на рис. 27, на третьей стадии обработки составила $\varepsilon_{\Sigma} \approx 31$.

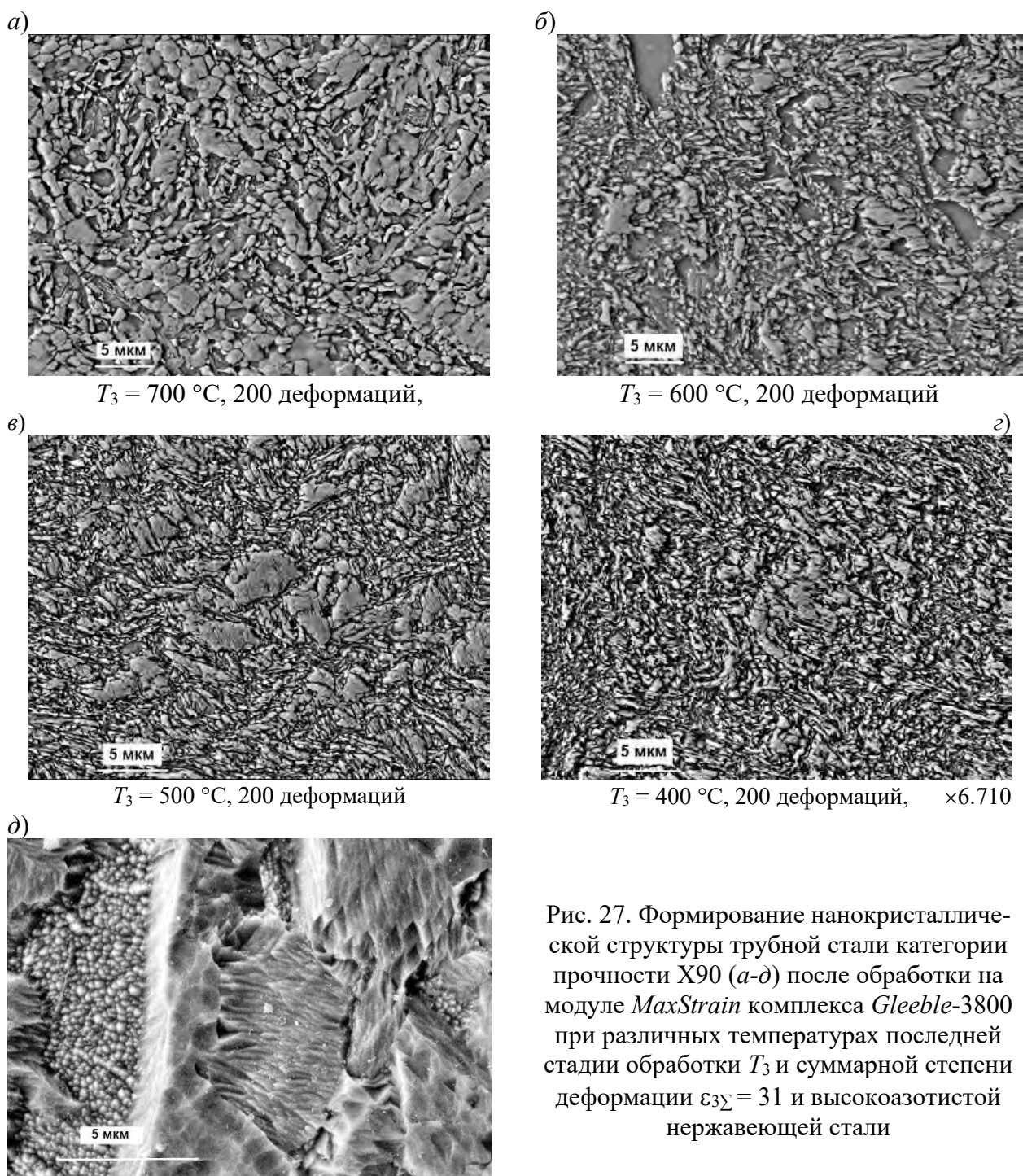
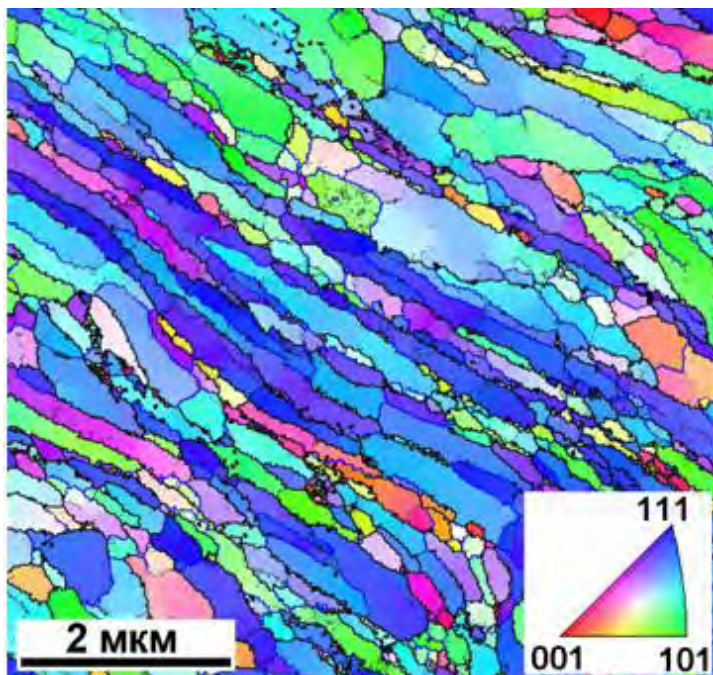


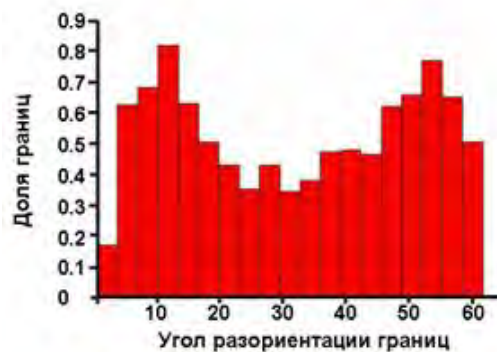
Рис. 27. Формирование нанокристаллической структуры трубной стали категории прочности X90 (а-г) после обработки на модуле *MaxStrain* комплекса *Gleeble-3800* при различных температурах последней стадии обработки T_3 и суммарной степени деформации $\varepsilon_{\Sigma} = 31$ и высокоазотистой нержавеющей стали

На фотографиях хорошо прослеживается "заполнение" объема металла мелким зерном при переменных температуре 3-ей стадии обработки и количества деформаций на этой стадии. Средний размер зерна на рис. 25,г составил приблизительно 150 нм. На рис. 10 (с. 10) представлена фотография такой структуры, полученная при больших увеличениях, а на рис. 28 – цветокодированное изображение структуры, плотность распределения зерен (фрагментов) обработанного металла по размерам и углам разориентации.

а)



б)



в)

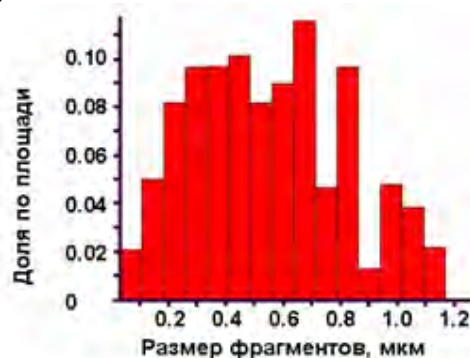


Рис. 28. Результаты анализа структуры образца из трубной стали методом обратно отраженных электронов (EBSD), обработанного при $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\varepsilon_{3\Sigma} = 31$: а – цветокодированное изображение микроструктуры, иллюстрирующее разориентацию фрагментов; б – гистограмма распределения углов разориентации; в – распределение фрагментов по размерам

4.9. Исследование "эффекта Баушингера". Известно, что трубные стали после прокатки, охлаждения, правки, формовки и экспандирования могут значительно изменять механические свойства. Эти изменения связывают с проявлением эффекта Баушингера, который состоит в различии предела текучести при испытаниях на растяжение и сжатие.

Вся последовательность этапов изготовления трубы, начиная от прокатки, включая правку, формовку, экспандирование и нагрев при нанесении защитных покрытий на трубу может быть промоделирован на комплексе *Gleeble-3800* с реальными температурно-деформационными параметрами. Выполненные нами работы показывают, что на этапах изготовления труб в зависимости от режимов обработки предел текучести материала труб может изменяться приблизительно на $\pm 100\text{ МПа}$ относительно предела текучести прокатанной трубы. Существует возможность управления стабильностью механических свойств материала трубы во времени ее эксплуатации.

Исследование эффекта выполняется с использованием модуля для кручения или растяжения-сжатия комплекса *Gleeble-3800*.

4.10. Исследование высокотемпературных провалов пластичности. Исследования провалов пластичности в области высоких и предплавильных

скоростей важно при разработке режимов охлаждения материалов после сварки для предотвращения высокотемпературного разрушения. Выполняются на модуле "растяжение-сжатие", с использованием которого задаются "сварочные" скорости нагрева металла и охлаждения. При охлаждении задаются температурно-деформационные режимы за счет приложения растягивающих или сжимающих усилий.

4.11. Синтез новых материалов. При помощи приданной комплексу *Gleeble-3800* или специально спроектированной и изготовленной оснастки на модуле "растяжение-сжатие" могут быть выполнены работы по синтезу интерметаллидов или других токопроводящих материалов при одновременном действии теплового и деформационного полей при любых температурах, в том числе и в твердо-жидком состоянии.

4.12. Воспроизведение сварочных циклов. Выполнены работы для ЦКТИ им. Ползунова и финских коллег по моделированию сварочных циклов при сварке сталей и алюминиевых сплавов. В процессе работы были получены температурные зависимости условного предела текучести и модуля упругости при нагреве и охлаждении. Установлено, что коэффициент линейного расширения практически постоянен в интервале температур $200\div 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ и равен $0,28\times 10^{-4}\text{ K}^{-1}$; минимальное значение пластичности 0,4% при $635\text{ }^{\circ}\text{C}$. Эксперименты проводили на цилиндрических образцах с резьбой диаметром 6 мм и длиной 100 мм. Нагрев или охлаждение осуществляли до заданных температур (рис. 29,б), после чего проводили испытание на растяжение и определяли механические свойства, используя контактный датчик продольной деформации.

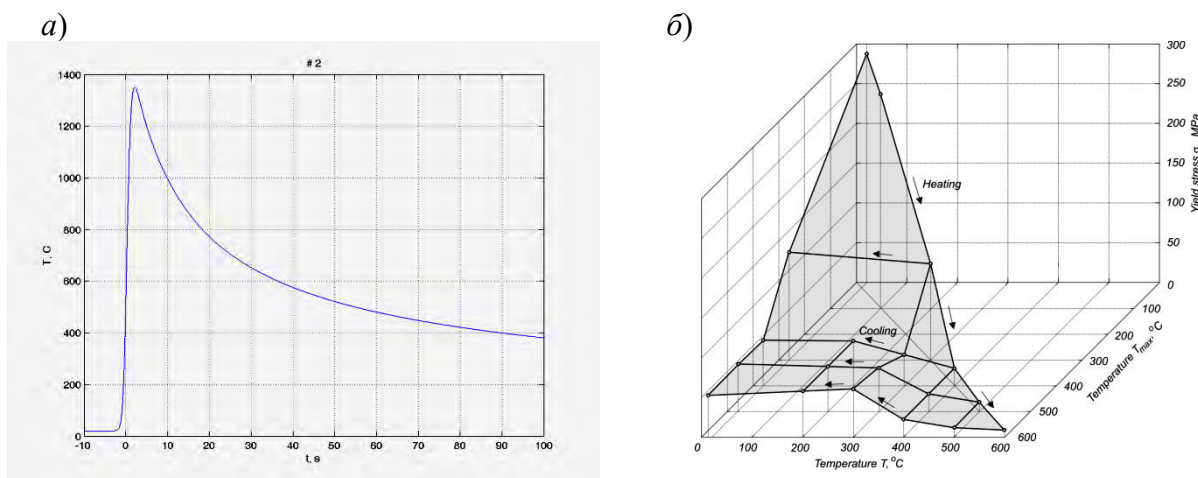


Рис. 29. Один из воспроизведенных сварочных циклов (а) на стальных образцах и температурно-зависимый предел текучести образцов из алюминиевого сплава, тестируемых при температуре T после нагрева до пиковой температуры T_{max} (б)

5. Компьютерное моделирование свойств сталей

Математические модели отдельных стадий структурообразования строятся на основе базы данных «химический состав – параметры обработки – структура – свойства», которые формируются в результате проведения широкомасштабного лабораторного эксперимента. В настоящее время для проведения подобных исследовательских работ используют современные агрегаты – термомеханические симуляторы типа *Gleeble*, разработанных американской фирмой *Dynamic Systems, inc.*, машины фирмы *MTS*. Для обработки и анализа результатов влияния параметров обработки на структуру и свойства сталей применяют методы оптической и электронной микроскопии с использованием цифровых технологий обработки изображений структур, а также высокоточные машины для тестирования свойств, опять же, с цифровой обработкой результатов испытаний.

Исследовательские комплексы, включающие лабораторные (пилотные) установки для воспроизведения параметров реального технологического процесса обработки сталей и сплавов, оборудование для тестирования механических свойств и анализа структуры, сформированной в результате обработки металла, очень дороги и оцениваются в миллионы долларов, однако, затраты на их приобретение и освоение не идут ни в какое сравнение с прибылью, обеспеченной приоритетами на мировом рынке металлургической продукции за счет высокого уровня стабильности и требуемого комплекса свойств производимых сталей и сплавов.

К числу процессов изменения структуры сталей и сплавов, происходящих последовательно или одновременно, и приводящих к изменениям свойств следует отнести следующие:

1. *Рост зерен*, происходящий при нагреве металла для проведения горячей деформации, а также во время пауз между операциями пластической деформации. Движущей силой процесса является уменьшения суммарной поверхностной энергии границ зерен, а кинетика процесса определяется температурой, химическим составом стали и исходной структурой материала.

2. *Деформационное упрочнение* – возникает одновременно с началом пластической деформации, приводит к повышению сопротивления деформации, зависим от температуры, степени и скорости деформации. Зависимость имеет нелинейный характер, приводит к значительному возрастанию неравновесности системы и резкому возрастанию плотности дислокаций и накопленной упругой энергии.

3. *Динамический возврат*. Приводит к частичному снятию деформационного упрочнения за счет аннигиляции дислокаций, перестройки их в более равновесные конфигурации, а также за счет образования малоугловых низкоэнергетических границ внутри исходного зерна аустенита. Начинается и происходит на протяжении пластической деформации.

4. *Динамическая рекристаллизация (DRX)*. Происходит непосредственно во время деформации. Представляет собой перестройку структуры деформированного металла со значительным уменьшением деформационного упрочнения за счет образования новых зерен практически бездефектных в пределах исходного деформированного зерна. Движущие силы динамической рекристаллизации и возврата – уменьшение накопленной во время пластической энергии упругой энергии дефектов кристаллического строения. Кинетика динамической рекристаллизации зависит от температуры, степени и скорости деформации и химического состава стали. В основном, *DRX* происходит при высокой температуре и небольшой скорости деформации. В определенных условиях скорость снятия напряжений (разупрочнение) при *DRX* может превышать скорость упрочнения, при этом на зависимости истинных напряжений от степени деформации $\sigma(\epsilon)$ наблюдается спад после достижения максимума.

5. *Статическая рекристаллизация (SRX)*, так же как и динамическая, приводит к снятию накопленной во время деформации упрочнения и появлению новых недеформированных зерен, но, в отличие от *DRX*, происходит во время междеформационных пауз без участия приложенных со стороны деформирующего инструмента напряжений. В связи с этим движущие силы *SRX* меньше, чем для *DRX*. Одновременно с *SRX* происходят процессы возврата.

Отметим, что процессы рекристаллизации, в отличие от возврата, приводят к изменению (уменьшению) среднего размера зерна. В результате одновременного протекания процессов деформационного упрочнения, возврата и рекристаллизации структура металла в основном определяется размером зерна и заметно отличается от исходного литого состояния. Говорят, что горячая деформация «облагораживает» металл, придает ему более высокий уровень как пластических, так и прочностных свойств.

Зачастую выделяют еще один процесс рекристаллизации – метадинамическую (*MDX*), при которой новые рекристаллизованные зерна зарождаются при действии внешних напряжений, а растут – в междеформационных паузах. Таким образом, *MDX* является гибридом *DRX* и *SRX*.

6. *Выделение наноразмерных частиц карбонитридов микролегирующих элементов (МЛЭ) – Ti, Nb, V(C, N),* характерно для современных высокопрочных сталей, в небольших концентрациях легированных титаном, ниобием, ванадием. Эти мельчайшие частицы выделяются из твердого раствора аустенита при вполне определенных температурах, зависящих от концентрации МЛЭ, содержания углерода и азота. После их выделения во многом изменяется характер структурообразования – процессы динамической и статической рекристаллизации в значительной степени затормаживаются, и создаются условия для накопления упругой энергии деформационного упрочнения, которая играет важнейшую роль в движущих силах и кинетике последующих фазовых превращений.

Трудности математического описания возврата, рекристаллизации и выделения карбонитридов МЛЭ состоят в том, что эти процессы могут происходить одновременно, оказывая взаимное влияние на движущие силы и кинетику этих процессов. И тем не менее, работами зарубежных ученых и сотрудников СПбПУ Петра Великого математическая модель такого сложного взаимного влияния была создана и успешно реализована в расчетах формирования структуры и свойств сталей.

7. *Фазовые превращения.* При контролируемом охлаждении горячедеформированной стали возможно протекание диффузионных (ферритное, перлитное), сдвиговых (мартенситное) и промежуточных (различные типы бейнитных) превращений. Тип превращения определяется как химическим составом и скоростью охлаждения обрабатываемого материала, так и, в не меньшей степени, структурным состоянием высокотемпературной фазы – аустенита, перед началом превращения. Значительную роль в формировании конечной структуры стали заданного химического состава играют размер зерна аустенита и величина упругой энергии (деформационного упрочнения), накопленной перед началом превращения. Это означает, что крайне необходимо иметь информацию о структуре металла перед началом превращения, что можно обеспечить при помощи математического описания (моделирования) процессов структурообразования по пп. 1-6.

8. После контролируемого охлаждения водой до заданной температуры, т.е. во время естественного охлаждения до комнатной температуры возможно протекание нескольких процессов, которые определяются химическим составом стали и сформированной к данному времени структурой. При охлаждении стали в рулоне или в стопе возможно *выделение избыточных фаз* (дисперсионное твердение), например, выделение наночастиц меди, что

приводит к некоторому повышению прочности и снижению пластичности стали. Кроме того, если в результате предыдущей обработки получен мартенсит, например, в двухфазной автомобильной стали, возможен некоторый *самоотпуск мартенсита*, обусловленный перераспределением атомов углерода и вызывающий снижение тетрагональности мартенсита и снижение предела текучести.

В современных металлургических технологиях, как правило, происходит непрерывное ускоренное охлаждение металла с заданной скоростью и последующее естественное охлаждение после смотки проката в рулон, или охлаждение проката на холодильнике до комнатной температуры. В результате фазовых превращений структура горячекатаной и охлажденной до комнатной температуры стали может быть не однородной, а иметь набор различных структурных составляющих, например, феррита, бейнита и мартенсита.

9. Для обеспечения возможности прогнозирования конечной структуры и свойств сталей в процессах их термомеханической обработки должны быть разработаны описывающие их математические модели. Эти модели могут использовать эмпирический подход с применением для описания исследуемых процессов уравнения типа Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврами, или быть физически обоснованными, то есть должны отражать физические представления о зарождении и развитии структурных и фазовых превращений. Уточнение (калибровка) математических моделей при эмпирическом подходе требует значительно большего объема лабораторных экспериментов и исследований структуры, поскольку это необходимо производить для каждого химического состава стали.

Физически обоснованные математические модели структурообразования предполагают более глубокий анализ происходящих в металле процессов и обеспечивает возможность обобщения результатов экспериментов. Это, естественным образом, сокращает объем экспериментов для калибровки моделей.

10. Заключительной стадией экспериментальных работ, который необходим как при эмпирическом, так и при физически обоснованном подходе – это определение корреляционных зависимостей между определяющими параметрами структуры и механическими (либо другими требуемыми) свойствами сталей. Этот важнейший этап работы выполняется при помощи упомянутых выше баз данных «химический состав – параметры обработки – структура – свойства».

Объединение частных математических моделей, см. пп.1-10, в единую интегральную модель позволяет описать все многообразие процессов струк-

турообразования, происходящих в сталях при горячей деформации. Эта интегральная математическая модель структурообразования должна быть «нанизана» на решение температурно-деформационной задачи – расчета нагрева, изменения температуры по ходу его обработки, например, на реверсивном или непрерывном прокатных станах. При этом задаются характеристики и расположение оборудования, технологические параметры обработки. Необходимо учитывать постоянно изменяющиеся граничные условия – излучение, теплопередача в обрабатывающий инструмент, в воду, конвективный теплообмен, приводящие к снижению температуры металла. Помимо этого необходимо учитывать возможное повышение температуры за счет тепловыделений при пластической деформации.

Решение температурно-деформационной задачи выполняется обычно при помощи метода конечных элементов или метода конечных разностей. В первом случае достигается более точное решение, во втором – более быстрое, что позволяет рассчитывать конечные структуру и свойства за считанные секунды на персональном компьютере или за доли секунды на вычислительных серверах.

Ведущие мировые производители металлургической продукции – предприятия Европы, Америки и Юго-Восточной Азии используют компьютерные программы, включающие интегральные математические модели, описывающие формирование структуры и свойств сталей. Можно перечислить программы *VAI-Q-Strip* (*Voest Alpine*, Австрия), *Hot Strip Mill Model* (ведущие предприятия США, Канады). Эти программы используют эмпирические математические модели для описания структурообразования. Изменения химического состава стали, даже в пределах марочного состава может привести при использовании эмпирического подхода к увеличению ошибок расчетов, что в условиях промышленного применения совершенно неприемлемо. Однако, на зарубежных предприятиях, где сортамент производимых сталей обычно бывает невелик, указанные программы вполне работоспособны в отличие от российских металлургических гигантов, производящих на одном оборудовании сотни марок сталей по различным стандартам и техническим условиям.

Отличительная особенность компьютерных программ для расчетов конечной структуры и механических свойств горячекатаного металла, разработанных в Санкт-Петербургском политехническом университете Петра Великого, состоит в том, что в них используются наиболее современные физически обоснованные математические модели структурообразования. Эти моде-

ли, включающие стадии зарождения и роста, учитывают, что кинетика описываемых процессов определяется энергиями активации, связанными с энергией активации самодиффузии $Q_{\text{сд}}$. Последняя, как известно, зависит от химического состава стали, влияние которого на $Q_{\text{сд}}$ хорошо исследовано экспериментально в работах советских металлургов и металлофизиков. Таким образом, использование физически обоснованного подхода позволило создать компьютерные программы расчета конечной структуры и механических свойств сталей, учитывающих возможные изменения химического состава исследуемых сталей в широких пределах, табл. 1.

Это позволило обеспечить универсальность программ для различных групп сталей и в значительной степени сократило количество дорогостоящего эксперимента, необходимого для создания баз данных «химический состав – параметры обработки – структура – свойства».

Т а б л и ц а 1

Пределы изменений химического состава исследованных сталей, масс. %											
Эл-т	C	Mn	Si	Cu	Ni	Mo	Cr	Nb	V	Ti	N
min	0,004	0,1	0,01	0	0	0	0,02	0	0	0	0,004
max	0,45	1,9	0,97	0,5	0,6	0,45	0,96	0,065	0,177	0,08	0,008

Другой особенностью программ, разработанных в СПбПУ, является современный подход к описанию бейнитных превращений, учитывающий формирование таких бейнитных структур, как гранулярный, речный типы бейнита, игольчатый феррит (также бейнитная структура). При описании диффузионных превращений используются модели смешанного типа (*mix-модели*), которые рассматривают кинетику превращения, как определяемую двумя процессами – скоростью миграции границы, например, аустенит-феррит, а также скоростью диффузионного оттока углерода от образованного феррита в непревращенный аустенит. Это обеспечивает дополнительные возможности для анализа формируемых структур, например, оценки содержания углерода в мартенсите при закалке из двухфазной области, что определяет свойства этой структурной составляющей в двух- и сложнофазных структурах.

Компьютерные программы, предназначенные для расчетов процессов структурообразования разработаны для ряда прокатных станов горячей прокатки. Схемы расположения и характеристики оборудования, технологии прокатки по разным станам различаются, поэтому и температурно-деформационные задачи имеют различные решения. Вследствие этого и компьютерные программы индивидуальны для каждого стана. Однако, интегральная модель процессов структурообразования используется одна и та же

для сталей, содержание легирующих элементов в которых соответствует данным табл. 1.

Компьютерные программы для каждого прокатного стана позволяют выполнять следующие расчеты, начиная от наперед заданного размера зерна аустенита после нагрева под прокатку:

- Вычисление размера зерна аустенита, формирующегося в результате упрочнения, динамической и статической рекристаллизации по ходу прокатки за несколько проходов (пропусков) при переменных температуре, степени и скорости деформации;
- Расчет накопленного упрочнения (накопленной деформации), влияющей на ход последующих фазовых превращений;
- Выделение карбонитридов микролегирующих элементов – объемной доли и плотности частиц распределения по размерам;
- Изменение концентрации легирующих элементов в твердом растворе аустенита при выделении избыточных фаз, влияющее на параметры диффузионных процессов;
- Сопротивление деформации обрабатываемого материала и расчет энергосиловых параметров процесса, необходимое для оценки применимости вновь разработанного технологического процесса к существующему оборудованию;
- Равновесные температуры фазовых превращений в зависимости от химического состава стали; в основе расчетов лежат вычисления паравравновесных или орторавновесных состояний с использованием параметрических быстро решаемых уравнений, аппроксимирующих расчеты, выполненные при помощи программы *TermoCalc*;
- Температуры старта и финиша фазовых превращений (диффузионных, включая третичный цементит, мартенситных и бейнитных) в зависимости от химического состава, размера зерна аустенита и накопленного перед началом превращения деформационного упрочнения);
- Термокинетические диаграммы распада аустенита в зависимости от размера зерна аустенита и накопленного перед началом превращения деформационного упрочнения (*CCT*- и *TTT*-диаграммы) – вспомогательная опция программы для металлургов;
- Объемные доли структурных составляющих при комнатной температуре;
- Основные параметры структурных составляющих, в том числе размер зерна феррита, размер пачек (блоков) бейнита и мартенсита;

- Содержание углерода в мартенсите при закалке из межкритического диапазона температур;
- Механические свойства стали, в том числе предел текучести, предел прочности, относительное удлинение, ударную вязкость при заданных температурах испытаний.

Возможности разработанных программ расчета процессов структурообразования, энергосиловых параметров по ходу термомеханической обработки и конечных механических свойств горячедеформированных сталей обеспечивают следующие возможности:

1. Оптимизация химического состава сталей, состоящая в назначении и минимизации содержания легирующих элементов, обеспечивающая требуемые механические свойства при существующем технологическом процессе обработки. Это относится не только к процессам прокатки, но и к другим процессам горячей обработки металлов давлением – ковке, горячей объемной штамповке, ротационной ковке и др.

2. Оптимизация режимов обработки металлов давлением при заданном химическом составе для достижения требуемых параметров структуры и свойств которые для одного состава (марки стали) могут изменяться в широких пределах.

3. Разработка новых марок сталей и технологий их обработки, оценка возможностей реализации вновь разработанных технологий на существующем оборудовании.

Разработка режимов обработки сталей, предназначенных для получения структуры сталей, обладающей наибольшим сопротивлением коррозии.

На рис. 1 представлены графики «расчетное свойство – фактическое свойство», характеризующие точность расчетов по программе «Стан-2000», разработанной для ПАО «Северсталь» несколько лет назад. Как видно, относительная ошибка расчетов по основным показателям не превышает 5%. Некоторые листы горячекатаной стали непосредственно после горячей прокатки подвергаются дальнейшей термической обработке. Это касается, в основном толстолистного проката и плит из сталей, к которым предъявляются повышенные требования по структуре и механическим свойствам. Эти виды проката термообрабатываются на роliko-закалочных машинах (РЗМ), на которых скорость нагрева, время выдержки и скорость охлаждения являются регулируемыми параметрами.

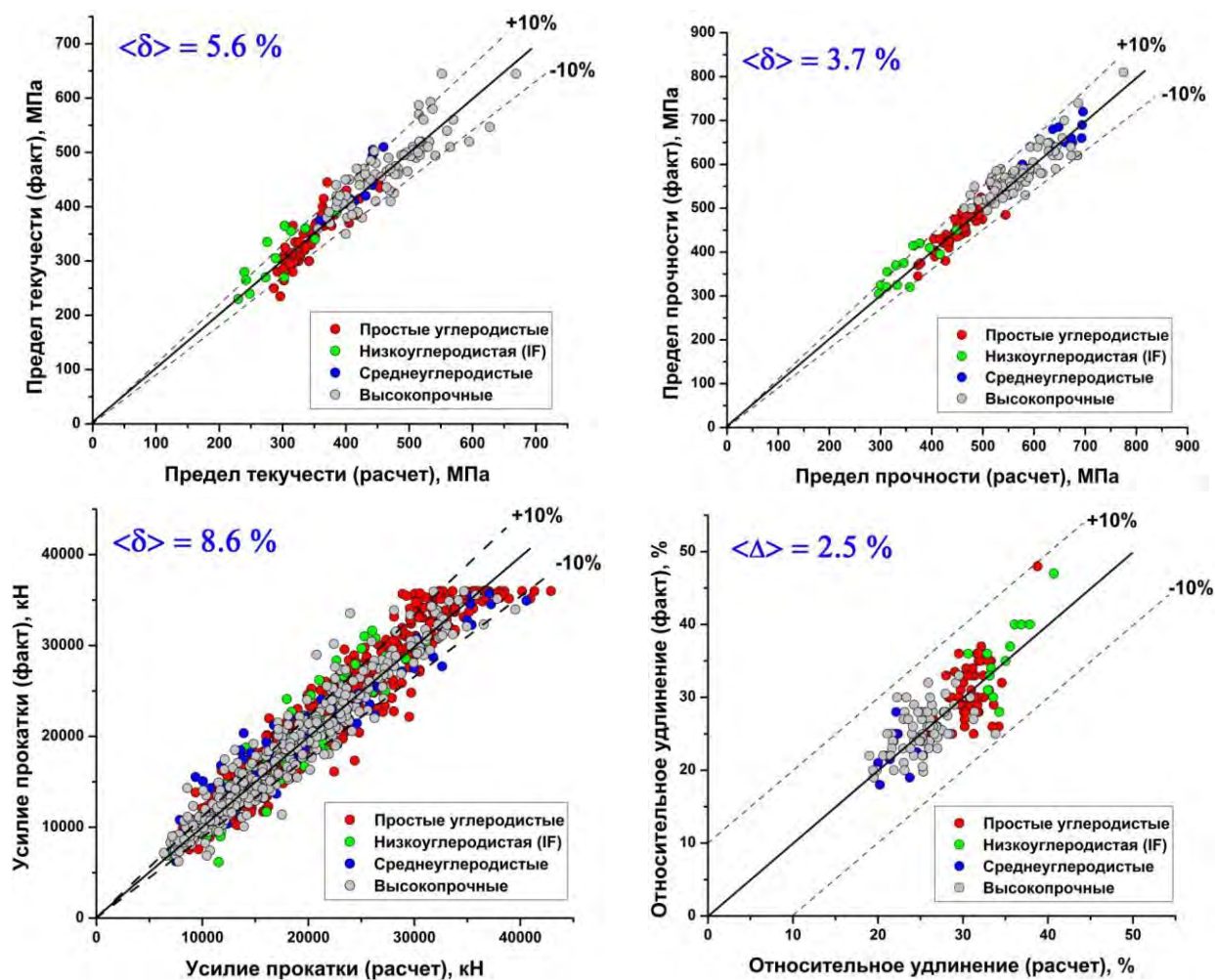


Рис. 1. Прогнозирующая способность математической модели по свойствам и усилию прокатки для различных групп сталей и толщин полос, прокатанных на стане 2000, как сравнение расчетных и фактических значений: δ – относительная ошибка расчетов; Δ – абсолютная ошибка

Для расчета процессов изменения структуры и свойств сталей на РЗМ первым делом необходимо решить тепловую задачу и определить распределение температур и скоростей охлаждения по толщине металла, что особенно важно для обработки толстых листов, структура и свойства которых по толщине неоднородны, а требования по свойствам (твердости, пределам текучести и прочности, пластичности) предъявляются к различным участкам по толщине листа.

Для решения задачи об изменении структуры и свойств при известном изменении температуры по объему металла и по ходу его обработки необходимо на основании масштабного эксперимента разработать математические модели изменения структуры при нагреве до температур аустенитизации (обратного фазового превращения), проверить модель роста зерна аустенита, определить размер зерна перед началом контролируемого охлаждения, а затем, после дополнительного тестирования и корректировки, использовать разработанные модели фазовых превращений. На рис. 2 представлены ре-

результаты сравнения расчетных и фактических механических свойств для нескольких сталей, прокатанных на стане 2800 и закаленных на ролико-закалочной ПАО «Северсталь» после отпуска при различных температурах.

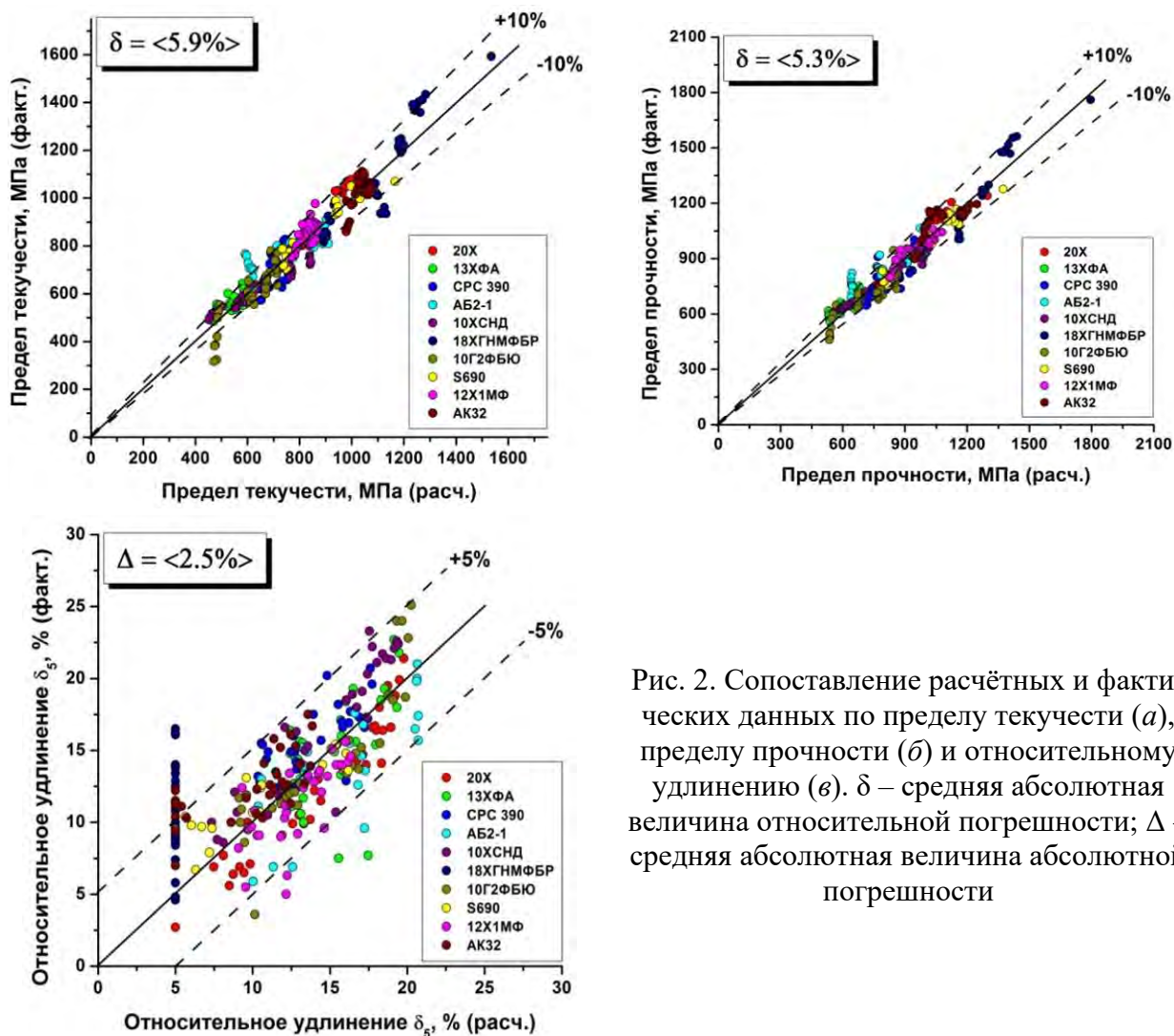


Рис. 2. Сопоставление расчётных и фактических данных по пределу текучести (а), пределу прочности (б) и относительному удлинению (в). δ – средняя абсолютная величина относительной погрешности; Δ – средняя абсолютная величина абсолютной погрешности

Важно отметить, что представленные графики характеризуют точность расчетов структуры и свойств сталей в результате двух последовательных разделенных технологических процессов – собственно горячей прокатки на стане 2800 в результате которой в исследованных сталях была сформирована определенные структура и свойства. Затем металл без промежуточного исследования структуры и тестирования свойств был подвергнут дополнительной термообработке на РЗМ с проведением операций закалки, отпуска, нормализации или отжига. Естественно, если рассматривать отдельно термическую обработку сталей при известном исходном состоянии, точность расчетов может быть дополнительно повышена.

Таким образом, вторая группа металлургических технологий – горячая прокатка + дополнительная термообработка, может быть успешно охвачена

технологиями вычислительного металловедения, которые могут технологу ускорить анализ технической ситуации и синтезировать управленческие решения по оптимизации технологий (см. определение интеллектуальных технологий на с. 6).

Третья группа металлургических прокатных технологий включает травление горячекатаного листа, холодную прокатку до требуемой толщины, отжиг на установках непрерывного отжига или в колпаковых печах. После непрерывного отжига обычно следует горячее цинкование (алюмоцинкование) листа и окончательная дрессировка листа – прокатка с малыми обжатами.

Исследования формирования структуры сталей различного химического состава после холодной прокатки и последующей термообработки показало, что холодная пластическая деформация с обжатами, используемыми на практике, вносит настолько большой вклад в структуру металла, что влияния исходной структуры горячекатаного металла на конечное состояние практически не ощущается. В некоторой степени это облегчает задачу описания структурообразования, однако при этом встают дополнительные задачи. Это, в первую очередь, касается нагрева холоднокатаного металла до температур отжига, во время которого происходят процессы термического возврата и рекристаллизации, на кинетику которых влияют степень деформации при прокатке, температура отжига и скорость нагрева, которая существенно отличается для непрерывных установок и колпаковых печей.

Напомним, что цель дополнительной термообработки холоднокатаного металла – обеспечить комплекс прочностных и пластических свойств, для обеспечения которого необходимо учитывать все возможные процессы структурообразования, происходящие в заданном интервале технологических параметров термообработки.

Процессы аустенитизации при обратном фазовом превращении и формирующаяся при этом структура, например, в межкритическом интервале температур, зависят от деформационного упрочнения, сохранившегося после нагрева от исходного холоднокатаного состояния, сниженного за счет возврата и рекристаллизации, происходивших во время нагрева. Доля разупрочнения зависит как от интенсивности диффузионных процессов, стимулированных деформационным упрочнением, так и от технологических параметров термообработки. Эти особенности процессов должны быть учтены математическими моделями рекристаллизации и аустенитизации, используемыми в компьютерных программах расчета конечной структуры и механических свойств.

Модели фазовых превращений при охлаждении во время непрерывного или колпакового отжига должны учитывать размер зерна аустенита и феррита при охлаждении из межкритического интервала температур, а также возможность изменения скорости охлаждения при горячем цинковании, особенности охлаждения после цинкования, а также изменения комплекса свойств после окончательной дрессировке металла.

Таким образом можно констатировать, что основные прокатные технологии, используемые в металлургической промышленности при производстве листовой стали, а именно: горячая прокатка с контролируемым охлаждением, горячая прокатка с последующей термообработкой (закалка, отпуск, нормализация, отжиг), горячая прокатка с последующей холодной прокаткой, отжигом (непрерывным или в колпаковых печах) с нанесением покрытий и дрессировкой, могут быть оптимизированы по конечным механическим свойствам и структуре обрабатываемой стали, а также по химическому составу при обеспечении заданных структуры и свойств. Для этого можно использовать компьютерные программы, синтезирующие методы вычислительного металловедения, конечно-элементные или конечно-разностные методы решения термодиформационных задач. Эти же методы, но наложенные на решения других термодиформационных задач, могут быть применены для решения задач производства изделий с заданной структурой с свойствами из других групп промышленных материалов и технологий

5.2. Программа расчета ударной вязкости сталей по данным о химическом составе и параметрам горячей деформации. Для расширения возможностей программы *HSMM* в лаборатории "*Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов*" разработана методика и программа расчета ударной вязкости сталей при известном химическом составе стали и параметров горячей прокатки. Учитываются содержание серы, фосфора, углерода, микролегирующих элементов ниобия и ванадия (по данным о химическом составе стали), при помощи программы *HSMM* рассчитываются размер зерна аустенита, содержание перлита и феррита, предел текучести стали.

На рис. 31 представлены статистическая обработка результатов расчёта ударной вязкости и результаты расчетов ударной вязкости для горячекатаных полос из нескольких сталей. Относительная ошибка расчетов в сравнении с экспериментально измеренной ударной вязкостью для 72 полос из сталей А36, 08Ю, ст.20, 09Г2С, 10ХСНД, ст.3 составляет $(1,03 \pm 2,68)\%$.

Статистическая обработка относительной ошибки результатов расчёта ударной вязкости

Среднее, %	1,03
Стандартная ошибка	1,34
Медиана	0,18
Станд. отклонение	11,41
Дисперсия выборки	130,08
Эксцесс	0,08
Асимметричность	-0,21
Интервал	56,95
Минимум	-30,31
Максимум	26,65
Сумма	74,01
Счет	72,00
Уровень надежности (95,0%)	2,68

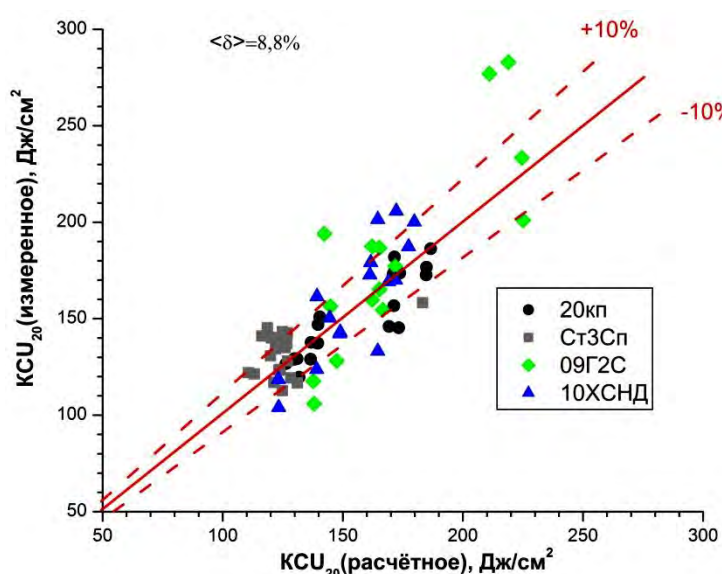


Рис. 31. Статистическая обработка результатов расчёта ударной вязкости и результаты расчетов ударной вязкости для горячекатаных полос из нескольких сталей

5.3. Программа расчета вязкой составляющей поверхности разрушения при испытаниях падающим грузом DWTT. Испытания падающим грузом являются достаточно распространенным испытанием сталей, работающих в условиях Крайнего Севера и сейсмической активности. Разработанная программа расчета доли вязкой составляющей основана на результатах расчета параметров структуры и механических свойств сталей при помощи программы *HSMM*, а также использует информацию о химическом составе стали. Компьютерное моделирование испытаний падающим грузом выполняется в среде ANSYS/LS DYNA, рис. 31.

Выполнены металлографические исследования, подтверждающие адекватность компьютерной программы расчета DWTT.

6. Экспертные работы.

Лаборатория выполняет экспертные работы по анализу причин выхода из строя изделий из-за преждевременного разрушения, износа, деформаций. При анализе используются металлографические микроскопы *Carl Zeiss* и *Leica* с системой анализа изображений "*Thixomet*", сканирующий электронный микроскоп «*Tescan Mira-3M*».

Экспертные работы по изучению качества сварочных швов. В ходе исследования определяли характер дефекта (непровар, трещина, пора), его геометрические размеры и местоположение, относительно свариваемой поверхности. В качестве примера структура сварного шва приведены на рис 32.

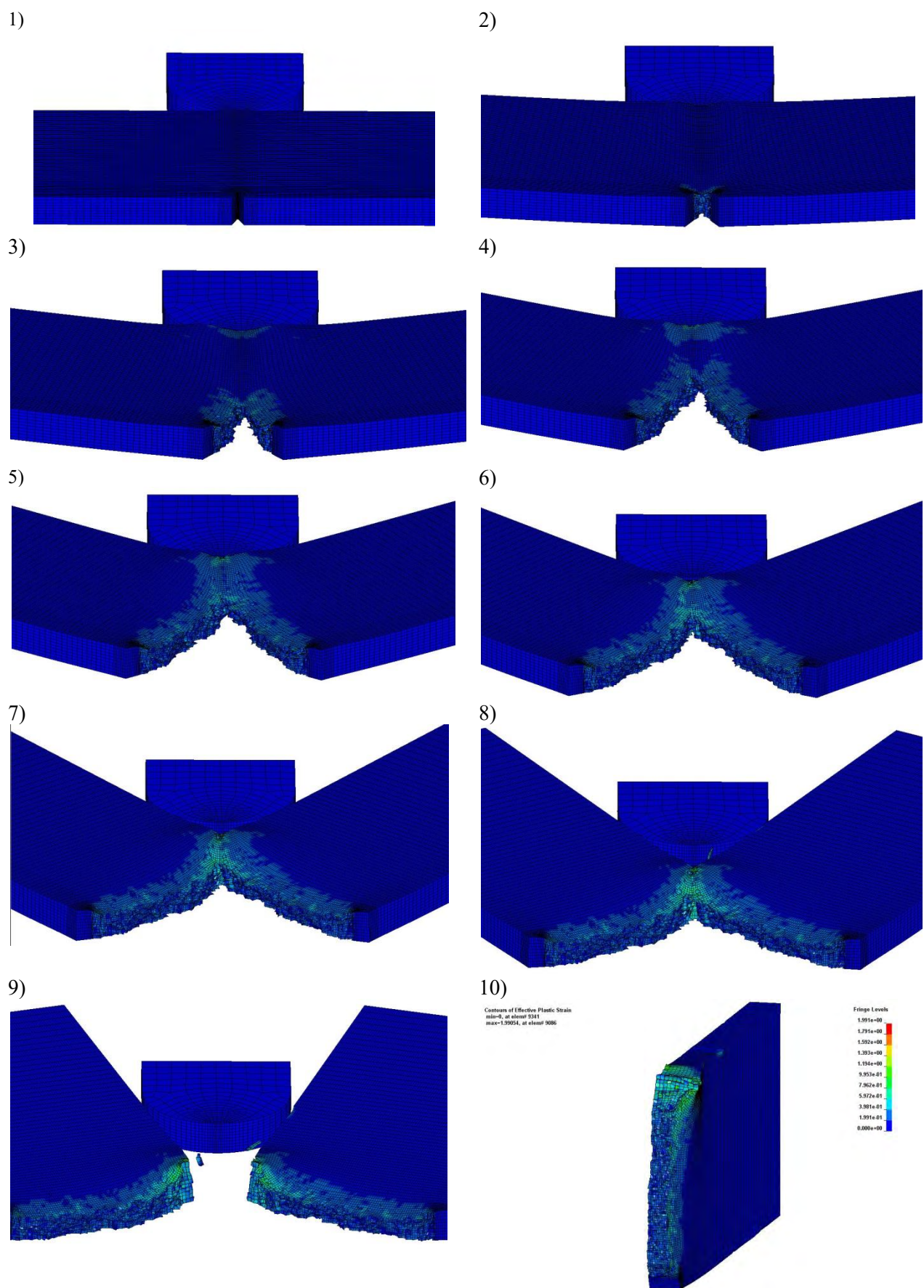


Рис. 31. Стадии (1-10) разрушения образца при испытании падающим грузом

В лаборатории проводили металлографические исследования зоны термического влияния (ЗТВ) и характера распространения усталостной трещины в

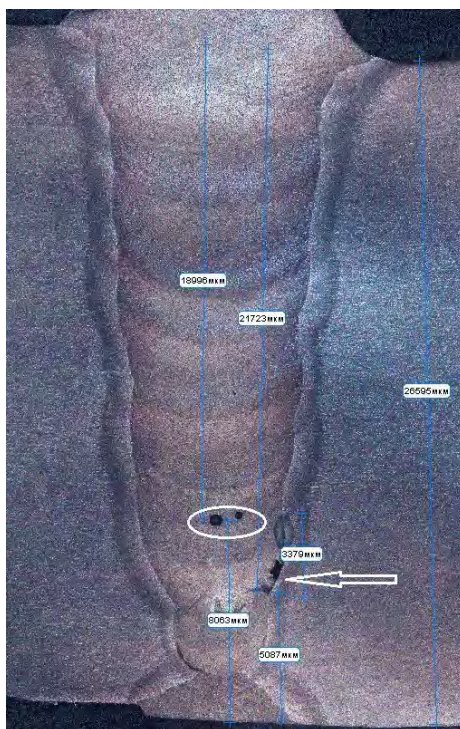


Рис. 32. Пример дефектов сварочного шва

соответствии с требованиями Британского стандарта BS 7448 и Норвежского DNV-OS-F101. Исследования проводились на образцах с надрезом, вырезанных из сварного соединения после испытаний. Целью металлографического исследования было подтвердить, что минимум 15% фронта трещины проходит вблизи металла шва по ЗТВ (зоне термического влияния), или, что вершина усталостной трещины расположена на расстоянии “s” не более 0,5 мм. от «Конкретной микроструктуры» (зоны сплавления). В ходе проведения работы было обнаружено, что некоторые образцы не выдерживают испытания на ударную вязкость в зоне корня сварного шва. Было проведено дополнительное металлографическое исследование,

которое позволило установить, что в зоне корня шва формируется структура типа бейнита и видманшtedта. Образование таких структур связано с нарушением температурного режима сварки и ускоренным охлаждением сварного соединения. На основании этого были выданы рекомендации по изменению температурного режима сварки, что позволило решить данную проблему.

Контакты:

Заведующий лабораторией: проф., д.т.н. Колбасников Николай Георгиевич

телефоны: +7 921 369 45 31 (моб.)

(812) 552-66-18 р.т.

(812) 294-42-22 (лаборатория),

e-mail: nikolay.kolbasnikov@gmail.com

Сайт: <http://tmslab.spbstu.ru>