

**Санкт-Петербургский политехнический университет  
Петра Великого  
Институт металлургии, машиностроения и транспорта**

На правах рукописи

**Цветков Антон Сергеевич**

**Определение термомодеформационных условий формирования однородной  
зеренной структуры и свойств в заготовках из хромоникелевой  
аустенитной стали для ВКУ ВВЭР на основе математического и  
физического моделирования технологии их изготовления**

Направление подготовки 22.06.01 «Технологии материалов»

---

Направленность 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка  
металлов и сплавов»

---

**НАУЧНЫЙ ДОКЛАД**

об основных результатах научно-квалификационной работы (диссертации)

Автор работы: Цветков Антон Сергеевич

Научный руководитель: доцент, к.т.н.,  
Голод Валерий Михайлович

Санкт-Петербург – 2019

Научно-квалификационная работа выполнена на кафедре Института металлургии, машиностроения и транспорта Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» и в Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»

Заведующий кафедрой: *Матвеев Игорь Александрович,  
к.т.н., доцент*

Научный руководитель: *Голод Валерий Михайлович,  
к.т.н., доцент*

Рецензент: *Вологжанина Светлана  
Антониновна,  
д.т.н., доцент,  
Федеральное государственное  
автономное образовательное  
учреждение высшего образования  
«Санкт-Петербургский  
национальный исследовательский  
университет информационных  
технологий, механики и оптики»,  
Доцент факультета  
низкотемпературной энергетики*

С научным докладом можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» и на сайте Электронной библиотеки СПбПУ по адресу: <http://elib.spbstu.ru>

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность работы

Развитие атомной энергетики в России, базирующейся на технологиях водо-водяных энергетических реакторов (ВВЭР), в настоящее время идет по пути создания реакторных установок IV поколения (ВВЭР-ТОИ). Эти реакторные установки отличаются от существующих более высокой мощностью энергоблока (1300 МВт) и увеличенным проектным ресурсом до 60 лет. Неизбежным следствием этого является усиление повреждающего эффекта радиационного и теплового охрупчивания материалов внутрикорпусных устройств (ВКУ) и корпуса реактора (КР).

Для изготовления КР (рис. 1 а) проекта ВВЭР-ТОИ используется усовершенствованная радиационно-стойкая сталь марки 15Х2МФА-А мод. А, разработанная в ЦНИИ КМ "Прометей" на базе легирующей композиции стали марки 15Х2МФА. Высокая радиационная стойкость стали, а также уникальное сочетание прочности и сопротивления хрупкому разрушению металла крупногабаритных заготовок из этой стали, полученное благодаря разработанным металлургическим технологиям изготовления [1,2], гарантируют проектный ресурс корпуса реактора и его безопасную эксплуатацию в течение всего срока службы.

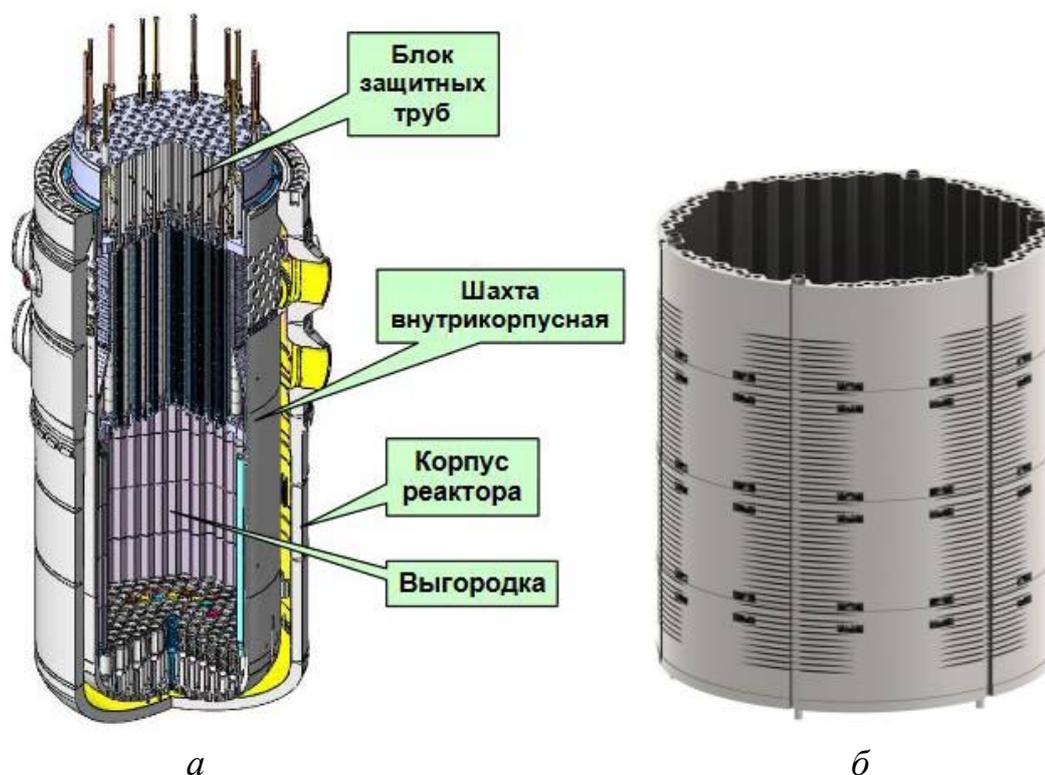


Рис. 1. КР и основные элементы ВКУ ВВЭР (а);  
Внутрикорпусная выгородка ВВЭР, состоящая из 4-х колец (б).

При обосновании ресурса новых проектов ВВЭР было установлено, что критическим элементом реактора, с точки зрения определения срока эксплуатации является не КР, а ВКУ. ВКУ служат для разделения потоков теплоносителя в реакторе, размещения и обеспечения движения органов системы управления и защиты, уменьшения потока нейтронов на корпус и т.п. В состав ВКУ входят следующие элементы: шахта внутрикорпусная, блок защитных труб и внутрикорпусная выгородка (рис. 1 а). Внутрикорпусная выгородка находится в непосредственной близости от активной зоны реактора и испытывает наибольшие радиационные нагрузки, а также имеет максимальную температуру вследствие  $\gamma$ -разогрева в результате облучения. Выгородка ВВЭР-ТОИ представляет собой цилиндрическую конструкцию из четырех колец с внешним диаметром около 3500 мм (рис. 1 б). В настоящее время для изготовления ВКУ ВВЭР, в том числе выгородки, используются заготовки из стали марки 08X18H10T с однородной структурой и заданным уровнем свойств.

Проведенный в ОКБ Гидропресс и ЦНИИ КМ «Прометей» анализ работоспособности элементов ВКУ проекта ВВЭР-ТОИ показал, что за пределами проектного срока эксплуатации работоспособность внутрикорпусной выгородки не может быть гарантирована при консервативном прогнозе радиационного распухания в случае, если выгородка будет изготовлена из использующейся в настоящий момент аустенитной хромоникелевой стали 08X18H10T [3-5]. Одними из основных причин возможного нарушения работоспособности внутрикорпусной выгородки являются: достижение критического формоизменения и образование зон предельного охрупчивания в материале выгородки (вследствие происходящих в нем фазовых превращений). Данное обстоятельство не позволит продлить срок эксплуатации ВВЭР несмотря на то, что материал корпуса реактора обеспечивает его безопасную эксплуатацию и за пределом назначенного срока службы [1,6].

Для обеспечения конкурентоспособности российских ВВЭР Госкорпорацией «Росатом» принято решение о создании новой радиационно-стойкой стали для ВКУ новых реакторов (Решение совместного заседания НТС №1 «Ядерные энергетические установки и атомные станции» Госкорпорации «Росатом» и НТС ОАО «Концерн Росэнергоатом» от 29 октября 2014 г.). В соответствии с этим решением в настоящее время ЦНИИ КМ «Прометей» проводит разработку новой аустенитной хромоникелевой стали (08-10)X16H(20-25)M(1-2)T (далее 10X16H25M2T) для ВКУ ВВЭР и промышленной металлургической технологии

производства крупногабаритных заготовок колец внутрикорпусной выгородки из нее.

Одним из основных подходов к выбору химической композиции новой стали для изготовления внутрикорпусной выгородки является увеличение содержания в ней никеля по сравнению с применяемой сталью. Это обусловлено необходимостью исключения  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, происходящего в зонах, обедненных никелем под влиянием эксплуатационных факторов, что гарантированно обеспечит высокую стойкость новой стали к радиационному распуханию и охрупчиванию.

Следует отметить, что надежность и долговечность изделий в условиях эксплуатации определяется не только уровнем физико-механических свойств металла, но и однородностью этих свойств во всем объеме заготовки, что наиболее полно характеризует металлургическое качество продукции [1,2,6]. Производство заготовок колец выгородки из новой стали 10X16H25M2T требует разработки промышленной металлургической технологии их изготовления на всех переделах, начиная от выплавки металла и отливки крупного слитка и заканчивая термической обработкой крупногабаритной поковки.

Однородность механических свойств по объему заготовки обеспечивается однородностью ее структуры, которая формируется в процессе изготовления заготовки на всех металлургических переделах. Поэтому при разработке технологических операций (или их оптимизации) должны быть решены основные задачи, от которых зависит однородность структуры по объему изготавливаемой заготовки. К ним относятся: минимизация химической неоднородности в слитке; определение термодформационных параметров, при которых обеспечивается измельчение зерна в металле при ковке; определение технологических параметров процесса термической обработки, гарантирующих формирование однородной структуры по объему заготовки без укрупнения зерна.

При разработке технологических процессов изготовления крупногабаритных заготовок из новых марок стали (или поковок сложной формы, большой толщины и т.д.), как правило, необходимо их апробирование на опытно-промышленных заготовках натурального размера с целью подтверждения возможности получения требуемых структуры и механических свойств по всему сечению. Это требует значительных средств и времени на этапе освоения производства. В настоящее время для оценки возможности получения требуемых свойств и структуры в заготовках при определенном исполнении технологических операций широко применяются методы компьютерного прогнозирования. При этом для получения

адекватных результатов, отражающих реальное состояние металла при проведении той или иной операции необходимо, чтобы расчеты проводились с применением информационного обеспечения, адаптированного к конкретному производственному оборудованию (т.е. использованы технологические параметры, обеспечиваемые этим оборудованием). Это позволяет с высокой долей вероятности получить достоверный сценарий формирования структуры и распределения механических свойств по объему крупногабаритной поковки, изготавливаемой из данной стали на конкретном металлургическом заводе. При этом данные о температурно-временных условиях выравнивания концентрационного профиля, термодеформационных условиях протекания рекристаллизации при ковке, температурно-временных условиях роста зерна при термической обработке и др. являются необходимой составляющей информационной базы, используемой для компьютерного прогнозирования структуры и свойств металла заготовки, от которой зависит точность прогнозирования.

Заготовки колец (кованые обечайки) внутрикорпусной выгородки ВВЭР изготавливаются из слитков массой порядка 60 т свободной ковкой на гидравлических прессах с применением операций - биллетировка, осадка и раскатка на оправке. Послековки заготовки подвергаются основной термической обработке - закалке. При этом регламентированный нормативной документацией размер зерна в заготовках выгородки из аустенитной стали может быть обеспечен только в результате протекания рекристаллизационных процессов при ковке.

Следует отметить, что для новой стали, имеющей аустенитную структуру, отсутствует возможность измельчения зерна при проведении основной термической обработки, как для сталей, например бейнитного и мартенситного классов, претерпевающих при термической обработке полиморфные превращения. В данном случае единственной возможностью получения требуемого размера зерна в металле заготовки - использование возможности измельчения зерна при динамических и постдинамических процессах рекристаллизации. Именно на операцияхковки формируется зеренная структура металла, являющаяся одним из параметров, подлежащих контролю при проведении сдаточных испытаний заготовок.

Требования к размеру зерна и его однородности связаны с тем, что крупный размер зерна оказывает влияние на сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением, а разнотернистость может повлечь за собой неоднородность физико-механических свойств, что неблагоприятно скажется на ее работоспособности в составе конструкции.

Кроме данных об условиях протекания процессов рекристаллизации при ковке, для создания промышленной технологии изготовления заготовки с однородными структурой и свойствами, необходимо иметь данные о кинетике выравнивания концентрационного профиля литого металла (для определения необходимого времени гомогенизации слитка, в значительной степени отвечающей за химическую однородность получаемого металла, которая в свою очередь оказывает влияние на кинетику рекристаллизационных процессов при ковке и однородность зеренной структуры), а также о влиянии температурно-временных параметров термической обработки на структуру и свойства.

Разработка технологического процессаковки заготовок из новой стали, обеспечивающего однородную структуру аустенита с регламентируемым размером зерна требует проведения комплексных исследований определения условий протекания процессов динамической (ДР), метадинамической (МДР), статической (СТР) и собирательной рекристаллизации (СР) при скоростях и степенях деформации и в температурном интервале, характерных дляковки крупногабаритных обечаек на гидравлическом прессе.

Проблема обеспечения однородности зеренной структуры и свойств особенно остро встает при производстве заготовок из крупных слитков. Для изготовления колец внутрикорпусной выгородки требуются слитки массой порядка 60 тонн. В условиях кристаллизации металла в объеме таких слитков все процессы, ведущие к неравномерному распределению легирующих элементов и примесей, получают наиболее полное развитие [7,8]. Образование ликвационной неоднородности является следствием особенностей затвердевания, при этом степень ее развития определяется кинетическими особенностями кристаллизации.

Структура литого металла в процессе металлургических переделов подвергается высокотемпературным нагревам и деформациям. Состав осей дендритов отличается от состава междуосных промежутков тем больше, чем крупнее слиток и чем медленнее идет фронт его кристаллизация. Для крупных слитков характерен значительный температурный и временной интервал затвердевания, следствием чего и является образование резко выраженной ликвации (дендритной и зональной). Для выравнивания химической неоднородности (концентрационного профиля) применяется диффузионный отжиг (гомогенизация) - нагрев и выдержка при высоких температурах, при которых скорости диффузии химических элементов достаточно высоки.

Каждая стадия металлургической технологии способствует деградации литой структуры и в целом повышению химической однородности металла. Гомогенизация в металлургическом производстве крупных поковок часто совпадает с операцией нагрева слитка под пластическую обработку. Исследование продолжительности диффузионного отжига необходимо для обоснования его ограничения с тем, чтобы при высокотемпературной выдержке без значительной деформации отсутствовало укрупнение структуры, способное повлечь увеличение размера зерна, и одновременно обеспечивалось выравнивание концентрационного профиля.

В процессе самойковки литой металл подвергается высокотемпературным выдержкам, а кроме этого – деформациям, что также способствует повышению химической и структурной однородности металла. Для формирования однородной мелкозернистой структуры аустенитного металла при ковке важно определить значения критической деформации при характерных дляковки на гидравлическом прессе скоростях и температурах деформирования, которые необходимы для начала и протекания рекристаллизационных процессов [9,10]. Создание такой технологии, которая обеспечивает регулируемое развитие ДР, МДР и С<sub>тР</sub>, а также минимизации процесса СР, требует проведения предварительных исследований с использованием физического моделирования горячей пластической деформации, возможность которого обеспечено термомодеформационным комплексом Gleeble-3800.

Термическая обработка является завершающей операцией, при которой происходит окончательное формирование свойств материала. Крупногабаритные заготовки для внутрикорпусной выгородки подвергаются термической обработке, заключающейся в нагреве до высокой температуры, изотермической выдержке и быстром охлаждении в воде. В процессе нагрева карбиды и другие фазы растворяются в аустените, а закалка препятствует повторному их выделению, что позволяет получить однородный аустенит. Важно, что полнота растворения карбидов в стали в значительной степени зависит от температуры и длительности нагрева под закалку. Однако с повышением температуры возрастает вероятность существенного укрупнения размера аустенитных зерен. Исследования влияния параметров высокотемпературного нагрева на свойства стали и размер зерна требуются для определения оптимального режима закалки, не приводящего к укрупнению зеренной структуры, сформированной ковкой. Для разработки режима термической обработки новой стали должна быть проведена серия экспериментальных исследований, позволяющих определить ее оптимальные параметры - температуру и продолжительность нагрева под закалку -

обеспечивающих требования к механическим свойствам, стойкость против межкристаллитной коррозии (МКК) и отсутствие склонности к росту зерна.

Полученные в работе результаты исследований явились основой для разработки промышленной металлургической технологии изготовления заготовок колец внутрикорпусной выгородки для корпусов реакторов ВВЭР-ТОИ из новой аустенитной стали 10X16H25M2T на этапах диффузионного отжига слитка и егоковки на гидравлическом прессе, а также на стадии термической обработки крупногабаритной поковки.

### **Цель и задачи исследования**

Целью данной работы является разработка научно-обоснованных рекомендаций для создания промышленной металлургической технологии производства крупногабаритных заготовок для колец внутрикорпусной выгородки перспективного реактора ВВЭР-ТОИ из новой хромоникелевой аустенитной стали 10X16H25M2T на стадияхковки и термической обработки, обеспечивающих получение однородных механических характеристик по объему заготовки и требуемый размер зерна.

Для достижения этой цели поставлены и решены следующие задачи:

1. Для проведения исследований изготовлены модельные поковки в виде плит из слитков массой 500 кг из новой стали.
2. Экспериментально определено время изотермической выдержки, необходимое для выравнивания концентрационного профиля литой структуры стали 10X16H25M2T при температуре гомогенизирующего отжига 1180°C с применением рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) и измерения микротвердости.
3. Проведено сравнительное математическое моделирование условий затвердевания опытного слитка массой 500 кг и промышленного слитка массой 59,5 т с целью получения исходных параметров ликвационной неоднородности крупного слитка по основным легирующим элементам для последующего компьютерного моделирования выравнивания концентрационного профиля литой структуры промышленного слитка при температуре гомогенизирующего отжига 1180°C.
4. На основе результатов моделирования процесса нагрева слитка под диффузионный отжиг и выравнивания химической неоднородности по основным легирующим элементам определена продолжительность выдержки при гомогенизации.
5. Проведено физическое моделирование технологического процесса свободнойковки на прессе с целью определения условий протекания процессов рекристаллизации в новой стали при горячей пластической

деформации. Исследовано влияние степени, скорости и температуры деформации процессы динамической рекристаллизации в новой стали.

6. На основе информационной базы полученной при физическом моделировании горячей пластической деформации проведено математическое моделирование технологической операции ковки (раскатка).

7. Исследовано влияние температуры и продолжительности нагрева под закалку заготовок из новой стали на размер зерна, механические характеристики и стойкость против МКК.

8. На основе результатов компьютерного моделирования процесса нагрева заготовки под закалку определен один из основных технологических параметров режима термообработки - продолжительность полного прогрева заготовки до температуры закалки.

9. На основании выполненного физического и математического моделирования определены термомодеформационные параметры ковки заготовок колец внутрикорпусной выгородки ВВЭР-ТОИ (включая продолжительность гомогенизирующего отжига слитка) и технологические параметры термической обработки поковки, позволяющие гарантированно обеспечить требуемые механические свойства металла заготовки, стойкость к МКК и размер зерна.

10. Разработаны рекомендации к промышленной технологии ковки (на этапе нагрева слитка под ковку и на завершающей стадии – раскатке), а также к технологии термической обработки заготовок колец выгородки из новой стали 10X16H25M2T, направленные на обеспечение формирования однородной структуры новой стали с регламентированным размером зерна не крупнее G3 и комплексом требуемых механических характеристик.

### **Научная новизна**

1. Установлены размеры дендритных ячеек и исследовано выравнивание ликвационного профиля литой структуры при различной продолжительности гомогенизационного отжига при температуре 1180°C (нагрев слитка под ковку). По результатам физического и математического моделирования определено, что для прогрева слитка по сечению необходимо 20-25 ч, а диффузионный отжиг продолжительностью 30 ч является достаточным для выравнивая концентрационной неоднородности по основным легирующим элементам в литой структуре промышленного слитка.

2. Определены термомодеформационные условия протекания динамической рекристаллизации в новой стали. Снижение температуры и повышение скорости деформирования приводит к увеличению критической степени деформации, при которой начинаются процессы ДР. Показано, что

динамическая рекристаллизация имеет место во всем рекомендуемом температурно-скоростном интервалековки.

3. Установлены зависимости изменения механических характеристик, размера зерна и стойкости к МКК от температуры и продолжительности нагрева под закалку заготовок. Определена температура и продолжительность нагрева под закалку, при которой обеспечиваются требуемые механические характеристики стали, стойкость против МКК и отсутствие роста зерна.

### **Теоретическая и практическая значимость**

1. Установлена продолжительность прогрева слитка (технологическая выдержка) на этапе нагрева слитка под ковку (первый вынос).
2. Определена продолжительность диффузионного отжига слитка, необходимая для выравнивания концентрационного профиля литого металла.
3. Исследовано изменение размера зерна при ковке в различных температурно-скоростных условиях деформирования.
4. Определены условия протекания процесса динамической рекристаллизации при горячей пластической деформации.
5. Установлена зависимость механических свойств от температуры и продолжительности высокотемпературной выдержки.
6. Построена диаграмма склонности к МКК новой стали.
7. Определена зависимость изменения размеров зерна в новой стали от температуры и продолжительности нагрева под закалку.
8. Установлены технологические параметры процессаковки на гидравлическом прессе и термической обработки, обеспечивающие получение требуемых механических свойств и размера зерна в заготовках колец выгородки из новой стали.
9. Разработан термомодеформационный режимковки заготовки кольца выгородки на гидравлическом прессе.
10. Разработан режим термической обработки заготовки кольца выгородки из новой стали.
11. Результаты работы использованы при создании промышленной технологии изготовления заготовок колец выгородки внутрикорпусной из новой стали 10X16H25M2T для перспективного реактора ВВЭР-ТОИ.

### **Апробация работы**

Основные материалы работы доложены и обсуждены в рамках Международной конференции «Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС»,

ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург (2016 г.); Международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии», СПбПУ, Санкт-Петербург (2017 г.); а также на Международной конференции молодых специалистов по ядерным энергетическим установкам, ОКБ «Гидропресс», Подольск (2019 г.).

Кроме этого обсуждение различных этапов исследований проводилось на молодёжных научно-практических конференциях и в рамках научных школ, а именно на Конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии», ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург (2012, 2013, 2016, 2017 г.г.); Уральской школы металловедов-термистов (2016 г.) и Международной школы «Физическое материаловедение» (2019 г.), ТГУ, Тольятти; Курчатовской междисциплинарной молодежной научной школы, НИЦ «Курчатовский институт», Москва (2016 г.); а также на Научной конференции с международным участием «Неделя науки СПбПУ», СПбПУ, Санкт-Петербург (2016, 2018 г.г.).

### **Публикации**

Результаты научной работы автора отражены в сборниках трудов международных и региональных конференций, а также в 3 статьях (рецензируемых в БД Scopus) и 8 публикациях в журналах, включенных в БД РИНЦ, 5 из которых включены в перечень изданий, рекомендованных ВАК.

### **Основные положения, выносимые на защиту:**

1. Особенности ликвационной неоднородности в слитке из новой стали 10X16H25M2T, а также результаты исследований изменения междуосных промежутков дендритов 2-го порядка, микротвердости и концентрации основных легирующих элементов по сечению оси дендрита в зависимости от продолжительности изотермической выдержки при диффузионном отжиге.
2. Обоснование продолжительности гомогенизации при заданной температуре нагрева слитка под ковку для выравнивания концентрационного профиля в опытном и промышленном слитках.
3. Термодеформационные условия протекания рекристаллизационных процессов в новой стали и рекомендованные параметры деформирования при ковке заготовки выгородки на гидравлическом прессе.
4. Зависимости роста зерна и изменения механических характеристик в новой стали от температуры и продолжительности нагрева под закалку.
5. Технологические параметры процессаковки на гидравлическом прессе и термической обработки, обеспечивающие получение требуемых

механических свойств и размера зерна в заготовках колец выгородки из новой стали для ВКУ перспективных ВВЭР.

## СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Научно-обоснованные технологии изготовления стальных заготовок и прецизионное их исполнение являются одними из основных факторов получения однородных механических свойств требуемого уровня, и, тем самым, оказывают большое влияние на безопасность при эксплуатации изделия в целом. Данная работа посвящена получению научно-обоснованных параметров технологических процессовковки и термической обработки заготовок колец выгородки перспективных ВВЭР из новой стали, которые будут использованы для разработки промышленной технологии.

Для изготовления внутрикорпусной выгородки реактора ВВЭР-1000 используются крупные слитки массой около 60-ти тонн, которые подвергаются пластической обработке на гидравлическом прессе с усилием не менее 12 000 т. Помимо механических свойств, одним из основных требований к структуре металла заготовок выгородки из новой стали является требование к размеру зерна - не крупнее G3. Получение требуемого размера зерна и его измельчение для стали, имеющей аустенитную структуру, возможно только при пластической деформации в результате протекания процессов рекристаллизации.

В работе представлены результаты комплексного исследования, включающего: исследование выравнивания концентрационного профиля литой структуры при температуре нагрева слитка под ковку; определение термодформационных условий протекания рекристаллизации в новой стали по данным физического моделирования процессаковки заготовок на гидравлическом прессе; исследование влияния температуры и продолжительности нагрева под закалку поковок из новой стали на размер зерна, механические характеристики и стойкость новой стали против МКК.

**В первой главе** представлены результаты исследования выравнивания концентрационного профиля в новой хромоникелевой аустенитной стали при гомогенизации. Проведено моделирование затвердевания опытного слитка массой 500 кг и промышленного слитка массой 59,5 тонн, а также продолжительности прогрева при нагреве под первый вынос. Исследована дендритная структура образцов литого металла опытного слитка и проведена оценка среднего размера междуосных промежутков. Проведено исследование химической микронеоднородности с помощью РСМА и измерения микротвердости. Полученные данные были использованы для верификации

проведенного моделирования выравнивания концентрационного профиля промышленного слитка массой 59,5 т.

**Во второй главе** представлены результаты исследований, проведенных на пластометрическом комплексе Gleeble-3800, определения критической степени деформации при исследованных степенях и температурах деформации и зеренной структуры. Определены условия протекания процессов рекристаллизации в новой стали при горячей пластической деформации. На основе полученных данных и проведенного моделирования процесса раскатки заготовки кольца выгородки определены параметрыковки заготовки на гидравлическом прессе.

**В третьей главе** показано исследование влияния параметров термической обработки заготовок из новой аустенитной стали на ее свойства, размер зерна и склонность к МКК. Проведена оценка влияния продолжительности выдержки при различной температуре нагрева под закалку на прочностные и пластические характеристики. Исследована склонность к росту зерна и стойкость новой аустенитной хромоникелевой стали против МКК. Определена оптимальная температура закалки и необходимая продолжительность выдержки, обеспечивающие полный равномерный прогрев заготовки, а также требуемые механические характеристики, стойкость к МКК и отсутствие роста зерна.

**В четвертой главе** представлены рекомендации по разработке промышленной технологииковки и термической обработки заготовок из стали 10X16H25M2T для ВКУ перспективных ВВЭР.

### **Объекты, (предмет) и методы исследования**

Исследование проводилось на металле опытной плавки стали марки 10X16H25M2T, содержание основных легирующих элементов которой представлено в табл. 1.

Таблица 1. Содержание основных легирующих элементов новой стали

Марка стали	Массовая доля элементов в %								
	C	Cr	Ni	Mo	Ti	Si	Mn	S	P
10X16H25M2T	0,081	15,47	24,33	2,49	0,70	0,51	1,66	0,003	0,032

Образцы для исследований отбирались из донной части опытного слитка (темплет - на расстоянии 250 мм от дна слитка) и из поковки размером 50×300×1000 мм, откованной из опытного слитка свободной ковкой на

молотах. Выплавку стали проводили в вакуумной индукционной печи ИСВ-1,0-ПИ в лаборатории специальной металлургии (г. Челябинск).

Исследование влияния продолжительности выдержки при температуре гомогенизации проводилось с применением РСМА [11] на микрошлифах образцов, изготовленных из темплета, вырезанного из донной части опытного слитка и прошедших отжиг при температуре 1180°C различной продолжительности. Заготовки для исследования были вырезаны на одинаковом расстоянии от боковой поверхности слитка и на одном уровне по высоте. Это обеспечило одинаковое исходное состояние металла в части ликвационного профиля вследствие одинаковых условий кристаллизации исследуемого металла. Место отбора проб было зафиксировано и по результатам моделирования условий затвердевания в программном комплексе «POLYCAST» [12] соотнесено со слитком реального масштаба.

Для исследования влияния времени гомогенизации на выравнивание ликвационного профиля литого металла заготовки были подвергнуты термической обработке, имитирующей диффузионный отжиг: температура отжига составляла 1180°C, продолжительность - 8, 16, 24 или 40 часов с последующим охлаждением на воздухе. Имитационная термическая обработка проводилась в лабораторной печи в одной садке с последовательным извлечением образцов. Из заготовок были изготовлены микрошлифы для определения содержания основных легирующих элементов в дендритах второго порядка с использованием растрового электронного микроскопа Tescan Vega II (с траекторией сканирования перпендикулярной ветвям дендритов 2-го порядка). Анализ изменения ликвационного профиля проводился путем расчета коэффициента ликвации основных легирующих элементов стали после выполненных режимов отжига. Дополнительное исследование ликвационного профиля проводилось посредством замеров микротвердости осевых и межосевых участков. Измерение осуществлялось на микрошлифах по ГОСТ 9450 с помощью микротвердомера Affri DM8 при нагрузке 50 г и выдержке - 10 с.

На следующем этапе моделирования рассматривался ликвационный профиль литого металла слитка массой 59,5 тонн. Для прогнозирования времени, необходимого для прогрева слитка при нагреве под первый вынос при ковке, в программном комплексе «POLYTHERM» [13] был проведен расчет изменения температурных полей по сечению опытного слитка и слитка массой 59,5 тонн. Математическое моделирование диффузионных процессов при температуре гомогенизации, совпадающей с температурой нагрева слитка под первый вынос, проводилось с применением

информационной базы, полученной экспериментально на металле опытного слитка.

Физическое моделирование процессаковки заготовки на гидравлическом прессе проводилось на термомодеформационном комплексе Gleeble 3800. Была проведена серия экспериментов на одноосное сжатие образцов высотой 15 мм и диаметром 10 мм. Испытания проводились со скоростью деформирования ( $10^{-1} \div 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ) и при температуре деформирования ( $1200 \div 900 \text{ }^\circ\text{C}$ ), которые характерны дляковки обечаек на гидравлическом прессе [14]. Схема эксперимента представлена на рис. 2 а. Перед деформированием образцы со скоростью  $5^\circ\text{C}/\text{с}$  нагревали в условиях низкого вакуума до  $1200^\circ\text{C}$  прямым пропусканием тока. После изотермической выдержки для выравнивания температуры по сечению и длине образца (в течение 30 сек) образцы охлаждались до температуры деформации с последующей выдержкой для стабилизации заданной температуры (в течение 10 сек). После окончания деформации (50%) образцы ускоренно охлаждались с целью фиксации образующейся зеренной структуры. Величина критической степени деформации определялась при анализе полученных кривых деформирования с экстремумом «истинная деформация ( $\varepsilon$ ) - истинное напряжение ( $\sigma$ )» для каждого сочетания скорости деформации и температуры, построенных с помощью программы обработки данных «Origin». При этом за критическую степень деформации начала динамической рекристаллизации  $\varepsilon_p$  принималось значение  $\varepsilon$ , при котором  $d\sigma/d\varepsilon = 0$  (рис. 2 б).

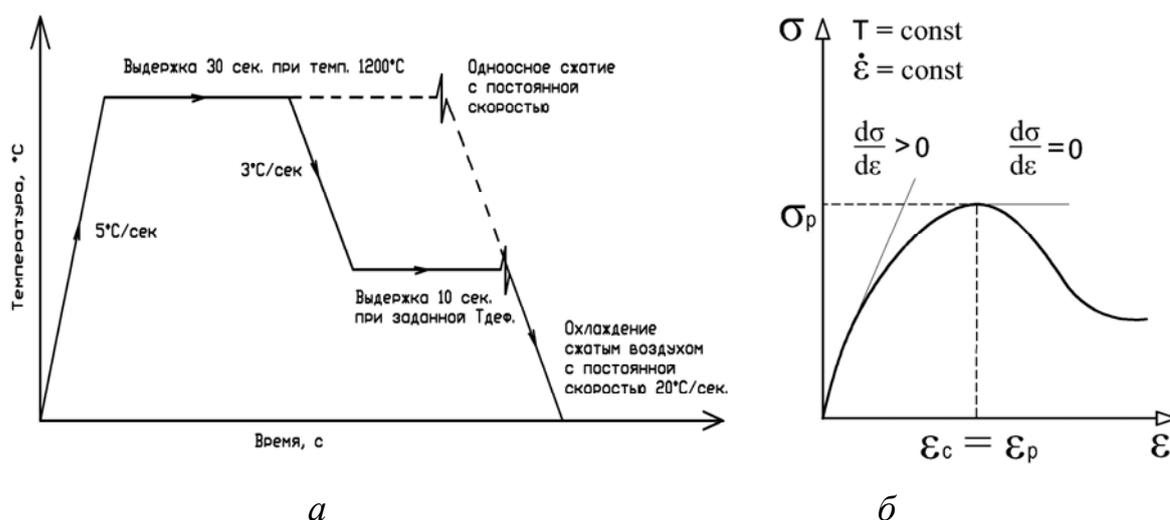


Рис. 2. Схема деформирования образцов для определения условий протекания динамической рекристаллизации (а). Схема определения критической степени деформации начала ДР (б).

Для оценки возможности реализации на заводском оборудовании процесса раскатки колец выгородки из новой аустенитной стали с требуемой геометрией и степенью деформации выполнено компьютерное моделирование в программном комплексе «QForm».

Экспериментальное исследование влияния параметров термической обработки на свойства стали 10X16H25M2T проводилось на кованом металле после различных режимов нагрева под закалку: температурный интервал  $(900\div 1150)^{\circ}\text{C}$ , продолжительность изотермической выдержки 1, 2, 4 или 8 часов. Заготовки термообрабатываемые при одной температуре размещались на проложках высотой не менее 20 мм в одной садке в 1 слой с расстоянием не менее 50 мм до стенок и дверцы печи и не менее 20 мм друг от друга. Температура и продолжительность выдержки контролировалась по показаниям контрольной термопары, установленной в середине садки; режим нагрева и охлаждения – по печным термопарам. Охлаждение заготовок осуществлялось в воде. Из термообработанных заготовок были изготовлены образцы для определения влияния температуры и продолжительности выдержки на зеренную структуру, механические свойства и стойкость к МКК.

Проведение испытаний на растяжение цилиндрических образцов  $\varnothing 6$  мм при  $20^{\circ}\text{C}$  и  $350^{\circ}\text{C}$  выполнены на испытательной машине Instron 3367 по ГОСТ 1497 и ГОСТ 9651 соответственно. Испытание стойкости стали против МКК проводилось в соответствии с ГОСТ 6032 по методу АМУ с провоцирующим нагревом при  $650\pm 10^{\circ}\text{C}$  и выдержкой 60 минут.

Также было проведено компьютерное моделирование изменения температурных полей по сечению заготовки в процессе нагрева под закалку, что позволило обосновать время полного равномерного прогрева поковки при нагреве под закалку.

Изготовление микрошлифов для металлографических исследований проводилось с использованием комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы Struers. Исследование микроструктуры проводилось с помощью оптического микроскопа Techno Meiji IM 7200 и светового инвертированного металлографического микроскопа AxioObserver (Zeiss) после электролитического травления предварительно подготовленных шлифов в 10% водном растворе щавелевой кислоты. Определение среднего размера зерна (номера зерна G) осуществлялось по ГОСТ 5639 (с использованием системы анализа изображений Thixomet Pro - инструмент «Размер зерна») методом указания мест пересечения границ зерен с секущими окружностями и последующего программного анализа (и выборочной верификацией методом шкал).

### Основные результаты и их обсуждение:

#### Исследование выравнивания концентрационного профиля литой структуры стали 10X16H25M2T при гомогенизирующем отжиге.

Для уменьшения степени дендритной ликвации литого металла применяют термическую обработку слитков (гомогенизацию) с нагревом и выдержкой при высоких температурах, при которых повышается скорость диффузии элементов, что приводит к выравниванию концентрационного профиля стали и повышению пластичности [15,16]. Гомогенизация в металлургическом производстве крупных слитков часто совмещается с операцией нагрева слитка под первый вынос при ковке (в данном случае нагрев до  $(1180 \div 1220)^\circ\text{C}$ ). На практике полного устранения зональной и ликвационной неоднородности в крупном слитке достичь почти невозможно. Вследствие ряда причин производственного характера продолжительность выдержки стремятся ограничить достаточным минимумом.

Металлографические исследования дендритной структуры литого металла показали, что при увеличении продолжительности гомогенизирующего отжига наблюдается «размытие» дендритной структуры. Вследствие различия в химическом составе, межосевые промежутки и оси дендритов травятся по-разному. В нашем случае, оси дендритов травятся менее интенсивно по сравнению с межосевыми промежутками. Вследствие более высокой травимости, межосевые промежутки приобретают более темный цвет, обрамляя дендритные стволы на шлифе. При выравнивании концентрационного профиля разница в травлении между осями и межосевыми промежутками уменьшается вследствие выравнивания химического состава и травимость осей и межосевых промежутков выравнивается. Микроструктура литого металла стали 10X16H25M2T представлена на рис. 3.

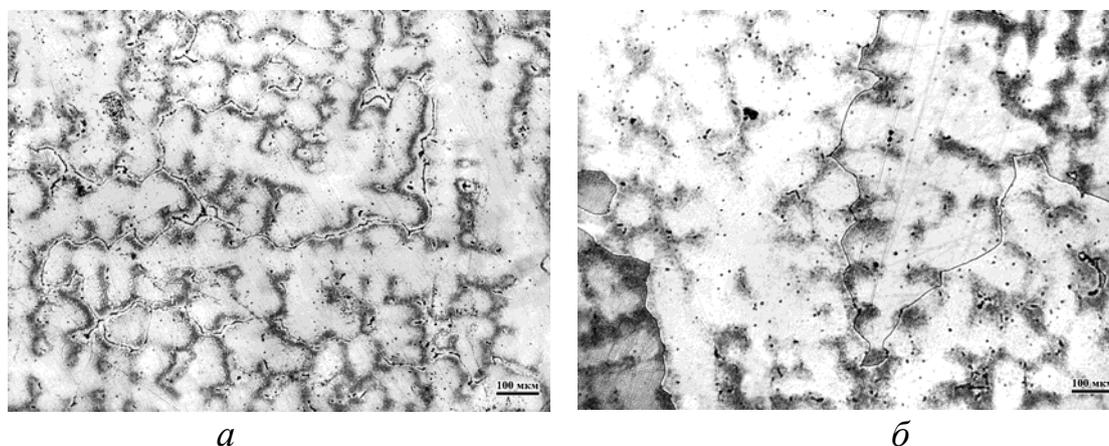


Рис. 3. Микроструктура литого металла в исходном состоянии (*а*) и после гомогенизирующего отжига при  $1180^\circ\text{C}$  продолжительностью 40 часов (*б*).

В табл. 2 представлены результаты количественной оценки изменения концентрационного профиля основных химических элементов в осевой зоне дендритных ветвей ( $C_{\min}$ ) и в их межосевых промежутках ( $C_{\max}$ ) по коэффициенту ликвации ( $K_{\text{ликв}} = \frac{C_{\max}}{C_{\min}}$ ).

Таблица 2. Оценка выравнивания ликвационного профиля при гомогенизации

Элемент / масс %	$C_{\max}$	$C_{\min}$	$C_{\text{average}}$	$\sqrt{\frac{\sum (C - \bar{C})^2}{(n-1)}}$	$K_{\text{ликв}}$
<b>Исходное литое состояние (без термической обработки)</b>					
Cr	16,48	15,18	15,80	0,47	1,09
Ni	25,00	23,28	24,15	0,68	1,07
Mo	2,80	1,81	2,10	0,41	1,55
Ti	0,65	0,23	0,34	0,22	2,83
<b>Гомогенизация при 1180°C – 8 ч</b>					
Cr	16,30	15,71	15,98	0,16	1,04
Ni	25,08	23,77	24,38	0,44	1,06
Mo	2,69	2,03	2,36	0,29	1,33
Ti	0,61	0,38	0,45	0,11	1,61
<b>Гомогенизация при 1180°C – 16 ч</b>					
Cr	16,15	15,79	15,97	0,11	1,02
Ni	24,85	23,83	24,35	0,29	1,04
Mo	2,61	2,50	2,55	0,06	1,04
Ti	0,50	0,47	0,48	0,02	1,06
<b>Гомогенизация при 1180°C – 24 ч</b>					
Cr	16,16	15,86	16,03	0,08	1,02
Ni	24,73	24,13	24,41	0,16	1,02
Mo	2,64	2,57	2,59	0,03	1,03
Ti	0,49	0,47	0,48	0,01	1,04
<b>Гомогенизация при 1180°C – 40 ч</b>					
Cr	15,95	15,67	15,80	0,08	1,02
Ni	24,31	23,79	24,06	0,13	1,02
Mo	2,63	2,56	2,60	0,03	1,03
Ti	0,50	0,48	0,49	0,01	1,04

После выдержки при температуре 1180°C продолжительностью 16 ч значение  $K_{\text{ликв}}$  (отношение  $C_{\max}$  к  $C_{\min}$ ) Cr не изменяется. Аналогичный показатель у Ni достигается после выдержки 24 ч. При этом, при увеличении времени выдержки с 16 до 24 часов значительного изменения  $K_{\text{ликв}}$  всех исследованных легирующих элементов не происходит.

Поскольку ликвационная микронеоднородность оказывает влияние на механические свойства металла, в частности - на твердость, было проведено исследование влияния продолжительности гомогенизирующего отжига на микротвердость осей дендритов и межосевых промежутков. Результаты исследований представлены на рис. 4. Выравнивание микротвердости наблюдается после отжига продолжительностью 16 часов. Дальнейшее увеличение продолжительности гомогенизирующего отжига не приводит к существенному выравниванию значений микротвердости.

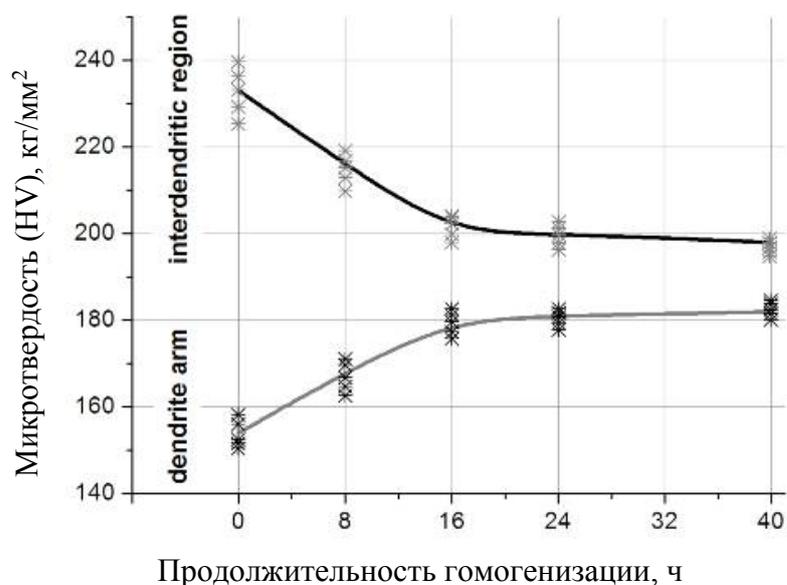


Рис. 4. Зависимость средних значений микротвердости осей дендритов и межосевых промежутков в состоянии без термической обработки и после гомогенизирующего отжига различной продолжительности.

Проведенное исследование распределения значений микротвердости согласуется с полученными результатами рентгеноспектрального микроанализа. Таким образом, достаточное время гомогенизирующего отжига при температуре нагрева слитка под ковку по результатам проведенных исследований на металле опытной плавки составляет ~16 часов.

На следующем этапе было проведено компьютерное моделирование затвердевания промышленного слитка и расчетное определение исходного концентрационного профиля литого металла с учетом данных, полученных при исследовании ликвационного профиля литого металла опытной плавки. Исходные данные по свойствам металлических материалов определялись по методике термодинамического моделирования, изложенной в [17].

Результат моделирования термических кривых затвердевания слитков (опытного массой 500 кг и промышленного массой 59,5 т), выполненный в осевой зоне слитка, представлен на рис. 5. Температурные кривые

затвердевания слитков (согласно проведенному с помощью ПК «PolyCast» трехмерному численному расчету с учетом многокомпонентного состава сплава) в зависимости от приведенного времени, полученного делением расчетного времени на квадрат приведенного радиуса слитка согласно теории подобия для процессов теплообмена совпадают в температурном интервале кристаллизации. Это свидетельствует о том, что результаты анализа теплообмена опытного и промышленного слитков (их геометрия, характер наружного теплообмена, процессы кристаллизации и химической неоднородности) отвечают условиям теплового подобия и позволяют использовать количественные закономерности кристаллизации дендритов, установленные для опытного слитка, для анализа и прогнозирования процессов структурообразования, ликвации и диффузии компонентов в промышленном слитке – с учетом их различного пространственного и временного масштаба.

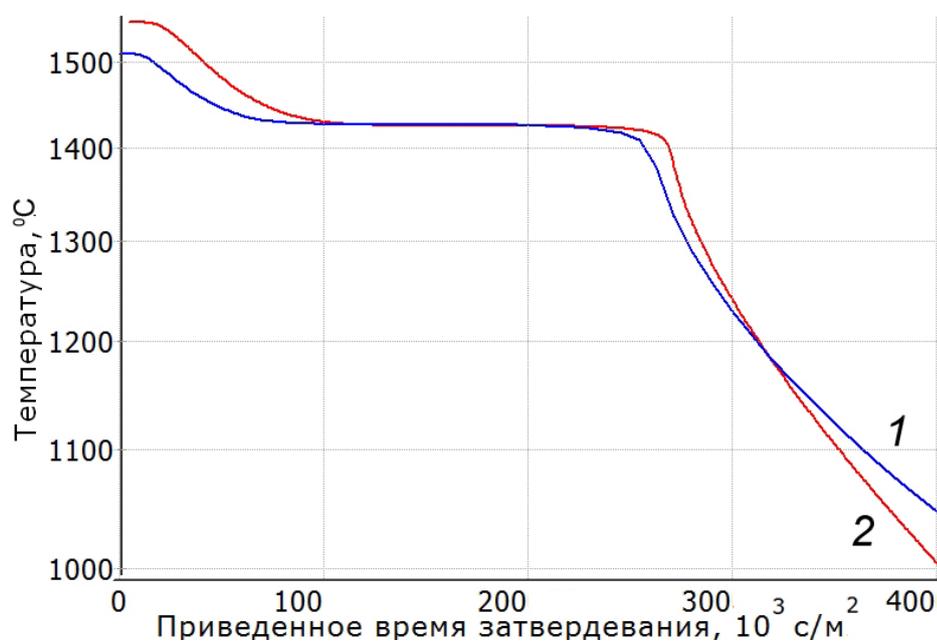


Рис. 5. Термические кривые затвердевания слитка 500 кг (1) и 59,5 т (2) в осевой зоне цилиндрической части слитка.

Полученные данные, наряду с расчетными результатами конечного распределения концентрационного содержания компонентов в твердой фазе на момент затвердевания и с учетом диффузионного перераспределения компонентов, позволили выполнить математическую оценку выравнивания ликвационного профиля на основе численного решения уравнений многокомпонентной диффузии.

Для расчета использовался химический состав опытного слитка, представленный в табл. 1. Результаты расчета условий гомогенизации при непрерывном нагреве для слитка 59,5 т представлены на рис. 6. На график добавлена температурная кривая (приповерхностной зоны) и шкала, что позволяет связать ход процесса гомогенизации с изменением температуры для каждого компонента (с учетом определенной при металлографическом анализе дендритной структуры величины размеров междуосных промежутков и начального перепада концентраций компонентов по сечению дендритной ветви). Представленный уровень коэффициентов остаточной микроликвации легирующих элементов с момента начала прогрева показывает, что до достижения определенной температуры их выравнивания не происходит, а затем, когда достигается подходящая температура, для элементов, обладающих большим коэффициентом диффузии, процесс гомогенизации запускается.

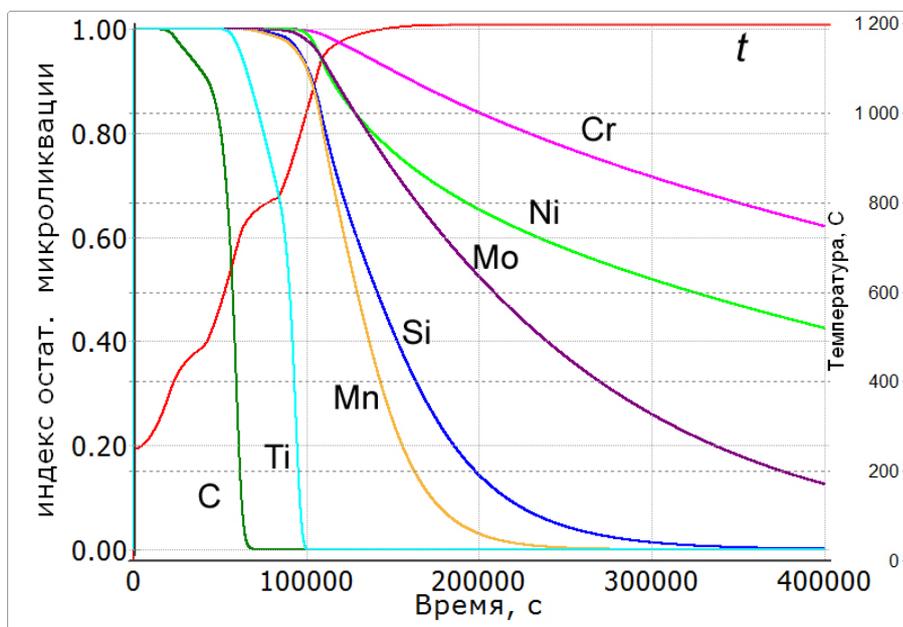


Рис. 6. Моделирование выравнивания концентрационного профиля по основным легирующим элементам

Для определения продолжительности диффузионного отжига слитка, начало выдержки, которой определяется по моменту достижения на поверхности заданной температуры отжига, необходимо было решить задачу определения продолжительности полного прогрева слитка при заданной температуре. Учитывая, что печи кузнечнопрессового цеха, в которых проводится нагрев слитка под ковку, оснащены, как правило, только печными термопреобразователями, время достижения заданной температуры

в центре слитка, на его поверхности и в рабочем пространстве печи может существенно различаться.

Посадка холодного слитка в печь осуществляется при температуре печи не выше  $250^{\circ}\text{C}$ . Скорость нагрева слитка по заданной технологии производства не должна превышать  $50^{\circ}\text{C}/\text{час}$ . Скорость нагрева ограничена исходя из производственного опыта нагрева слитков из коррозионностойких марок стали. Связано это с опасностью возникновения трещин при высокой скорости нагрева слитков под ковку из-за больших термических напряжений. Температура нагрева под биллетировку слитка и вырубку блока составляет  $1200^{\circ}\text{C}$ . Результат моделирования прогрева слитка представлен на рис. 7. Заданный режим нагрева печи отражает ТП 1 (параметры конвективного и лучистого теплообмена в печи – расчетные; скорость нагрева футеровки печи –  $50^{\circ}\text{C}/\text{час}$ ). Расчетные кривые прогрева слитка под ковку представляют ТП 2 и 3 – приповерхностная и осевая зона цилиндрической части слитка соответственно.

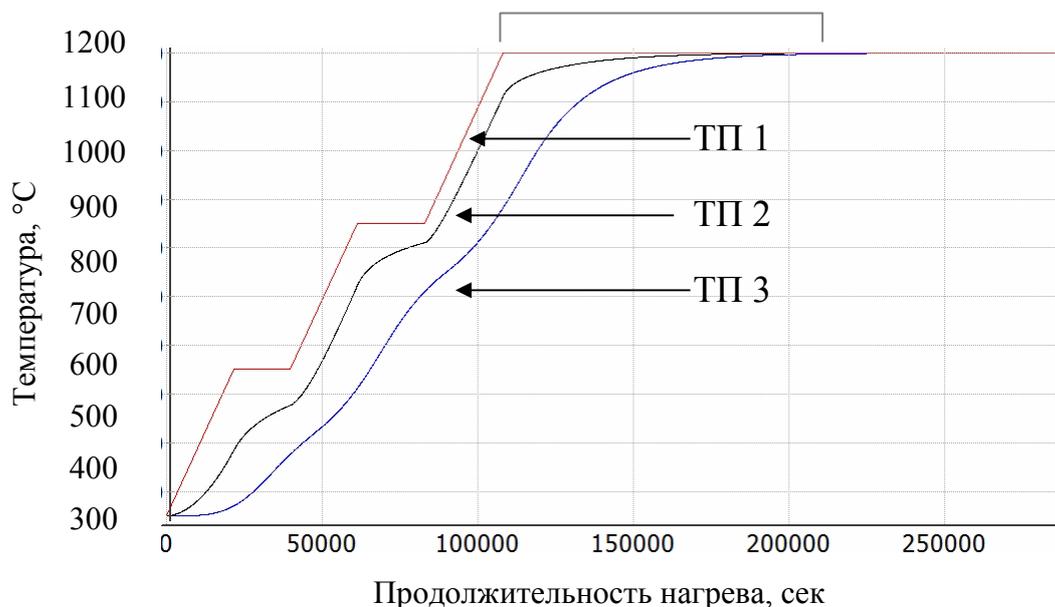


Рис. 7. Результат моделирования прогрева слитка

По результатам моделирования условий прогрева слитка по всему сечению до температуры  $1200\pm 20^{\circ}\text{C}$  необходимое время составляет 20-25 ч от момента достижения заданной температуры в печном пространстве. Исходя из данных представленных на рис. 6, концентрационная разница большинства легирующих элементов полностью выравнивается через 30 ч (после прогрева слитка). Порядок значений, полученных при математическом моделировании выравнивания ликвационной неоднородности в промышленном слитке, согласуется с полученными результатами экспериментальных исследований РСМА и микротвердости. Достаточное

время гомогенизирующего отжига слитка массой 59,5 т (с учетом времени для прогрева слитка и выравнивания концентрационного профиля) составляет 50-55 ч.

### Исследование процессов рекристаллизации, протекающих в металле при ковке заготовок на гидравлическом прессе.

Дляковки толстостенных заготовок колец внутрикорпусной выгородки требуются значительные усилия, которые с увеличением содержания никеля в новой стали (Ni ~25%) будут выше, чем в используемой стали (Ni ~10%). Данное обстоятельство может затруднить не только формообразование, но и достижение критической степени деформации, необходимой для протекания процесса рекристаллизации при ковке заготовок из новой стали.

Для определения термодформационных условий начала ДР построены диаграммы деформирования при температурах (900÷1200)°С и скоростях деформации (10<sup>-1</sup> ÷ 10<sup>-3</sup>)с<sup>-1</sup> (рис. 8).

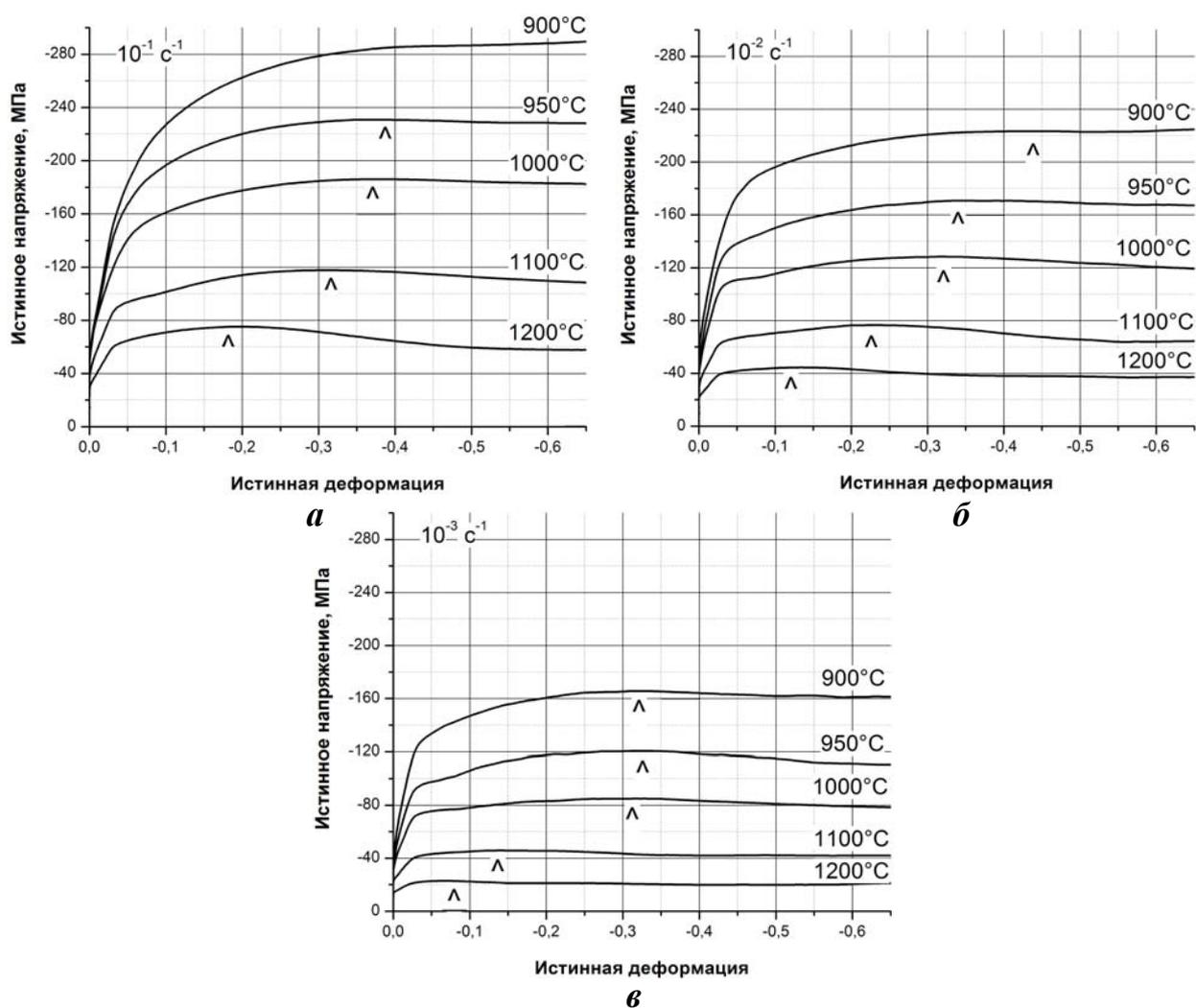


Рис. 8. Диаграммы деформирования стали 10X16H25M2T в интервале температур 900÷1200°С при скоростях деформирования 10<sup>-1</sup> ÷ 10<sup>-3</sup> с<sup>-1</sup> (*a*, *б*, *в*). Символом ^ обозначено значение ε<sub>р</sub>.

Анализ полученных кривых деформирования позволил определить значения критической деформации, при которых начинается зарождения и развитие процессов ДР (табл. 3).

Таблица 3. Результаты определения критической степени деформации

T, °C	Истинное напряжение / Истинная деформация Скорость деформирования					
	$ \sigma_p $ , МПа	$ \varepsilon_p $	$ \sigma_p $ , МПа	$ \varepsilon_p $	$ \sigma_p $ , МПа	$ \varepsilon_p $
	$\dot{\varepsilon} = 10^{-1} \text{ c}^{-1}$		$\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ c}^{-1}$		$\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$	
900	-	-	223	0.46	166	0.32
950	231	0.38	171	0.34	120	0.33
1000	186	0.37	128	0.32	85	0.31
1100	118	0.31	76	0.23	46	0.14
1200	75	0.19	44	0.13	23	0.07

При скорости деформирования  $10^{-1} \text{ c}^{-1}$  ДР отсутствует при температуре деформирования  $900^\circ\text{C}$ . При остальных температурах при исследованных скоростях деформирования наблюдается начало и развитие ДР (кривые деформирования имеют экстремум). При постоянной скорости деформирования сопротивление деформации уменьшается с ростом температуры испытания. Увеличение скорости деформирования приводит к росту напряжений деформации при постоянной температуре. Влияние температуры и скорости деформирования на начало динамической рекристаллизации в стали марки 10X16H25M2T представлено в табл. 3. Уровень значений  $\varepsilon_p$  снижается с ростом температуры и уменьшением скорости деформирования металла (по крайней мере, в диапазоне скоростей деформации от  $10^{-3}$  до  $10^{-1} \text{ c}^{-1}$ ).

Результаты исследований микроструктуры образцов с определением размера зерна и значения критической степени деформации после испытаний на сжатие представлены в табл. 4. При однократном нагружении с увеличением скорости деформирования увеличивается деформационное упрочнение материала, что свидетельствует о повышенной плотности дислокаций в деформированном металле. С увеличением плотности дислокаций энергетический стимул для перестройки микроструктуры увеличивается. Поэтому с увеличением скорости деформирования  $\varepsilon$

процессы ДР происходят в более полном мере. Таким образом, движущейся силой реализации ДР является деформационное упрочнение материала, характеризующее плотностью дислокаций.

Таблица 4. Результаты определения пороговой степени деформации и среднего размера зерна аустенита

Средний номер зерна в исходном состоянии: <b>G5</b> по ГОСТ 5639									
Т, °С	Степень деформации $\varepsilon$ , критическая степень деформации $\varepsilon_p$ / Номер зерна по ГОСТ								
	Скорость деформирования								
	$ \varepsilon $	$ \varepsilon_p $	Средний размер зерна	$ \varepsilon $	$ \varepsilon_p $	Средний размер	$ \varepsilon $	$ \varepsilon_p $	Средний размер зерна
	$\dot{\varepsilon} = 10^{-1} \text{ c}^{-1}$			$\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ c}^{-1}$			$\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$		
900	0.69	-	<b>G7 – G8</b>	0.69	0.46	<b>G7</b>	0.69	0.32	<b>G7</b>
950	0.69	0.38	<b>G8</b>	0.69	0.34	<b>G7 – G8</b>	0.69	0.33	<b>G7</b>
1000	0.69	0.37	<b>G7 – G8</b>	0.69	0.32	<b>G7</b>	0.69	0.31	<b>G7</b>
1100	0.69	0.31	<b>G7</b>	0.69	0.23	<b>G6 – G7</b>	0.69	0.14	<b>G5 – G6</b>
1200	0.69	0.19	<b>G6</b>	0.69	0.13	<b>G5</b>	0.69	0.07	<b>G3 – G4</b>

Полученные результаты, представленные в табл. 4, свидетельствуют об измельчении среднего размера зерен относительно исходного состояния в температурном интервале  $950 \div 1000^\circ\text{C}$  при всех исследованных скоростях деформации, за счет протекания процессов ДР, МДР и  $\text{C}_\text{T}\text{P}$  и отсутствия СР. Деформирование материала при раскатке в области температур более  $1100^\circ\text{C}$  приводит как к ДР, так и к более полной СР зерен, о чем свидетельствует укрупнение структуры при относительно низкой скорости ( $10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ) в частности за счет большего времени высокотемпературного деформирования. При высокой скорости деформирования ( $10^{-1} \text{ c}^{-1}$ ) и высокой температуре деформации ( $1100\text{-}1200^\circ\text{C}$ ) измельчение структуры достигается за счет интенсивного деформационного упрочнения и прохождения процессов ДР, МДР и  $\text{C}_\text{T}\text{P}$  в полной мере. Меньшая степень измельчения среднего размера зерна относительно исходного состояния связана с протеканием СР.

Первоначально во время ДР зародыши растут быстро, но непрерывно происходящая деформация постоянно увеличивает плотность дислокаций внутри растущих зерен, поэтому движущая сила миграции границ постепенно уменьшается. Вновь образовавшиеся зерна достигают предельного размера, после чего перестают расти, затем начинается новый

этап зарождения. Такой неоднократно повторяющийся процесс достаточно сложно организовать на практике, поэтому, как правило, реально осуществляется только первый цикл, за которым следует С<sub>Т</sub>Р и/или МДР рекристаллизация, а затем и процессы СР. В то же время, если ДР не успевает завершиться за время деформации, и локальные мелкозернистые области остаются в окружении деформированных зерен, то возникает неоднородность зеренной структуры. И, как отмечено в [18], возможный рост уже возникших при ДР зародышей и образование зародышей новых зерен продолжается после прекращения деформации за счет совокупности проходящих процессов МДР и С<sub>Т</sub>Р.

Тенденция изменения среднего номера зерна при различных режимах деформирования представлена на рис. 9.

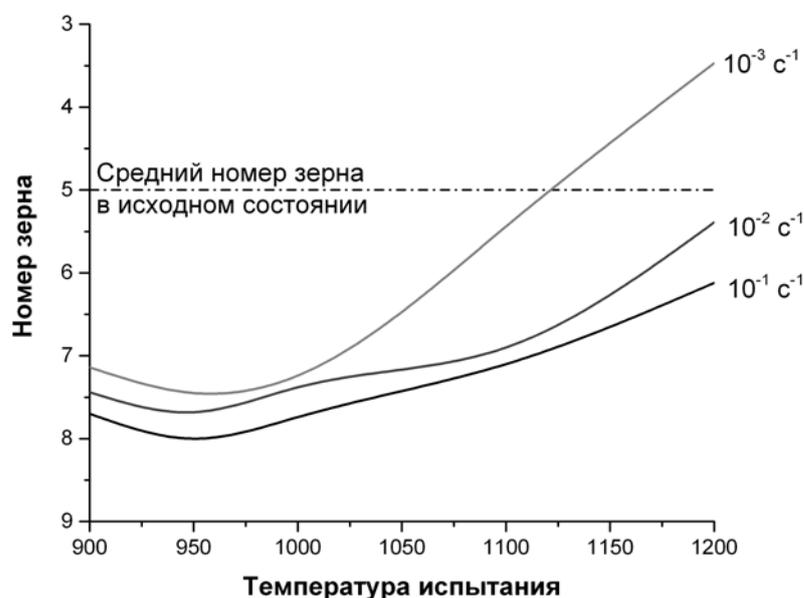


Рис. 9. Изменение среднего размера зерна в зависимости от скорости и температуры деформации.

Для оценки возможности реализации на заводском оборудовании процесса раскатки колец выгородки из новой радиационнстойкой аустенитной стали марки 10X16H25M2T с требуемой геометрией и степенями деформации было выполнено компьютерное моделирование данной технологической операции. Раскатку на оправке моделировали за 4 отдельных прохода. Каждый проход состоял из 24 последовательных обжатий кольца по кругу (кантовка между обжатиями  $15^\circ$ ). Величину деформации на каждом проходе задавали через номинальную толщину стенки кольца (расстояние между верхним плоским бойком и оправкой) для

достижения на последнем выносе конечных размеров поковки  $\text{Ø}3600 \times \text{Ø}2880 \times 1280$  мм.

Для анализа состояния металла внутри поковки использовали систему трассирующих точек (рис. 10 а). По результатам моделирования установлено, что при задаваемых параметрах деформации не происходит остывание заготовки, что позволит провести основную раскатку за 4 прохода в течение одного выноса (рис. 10 б).

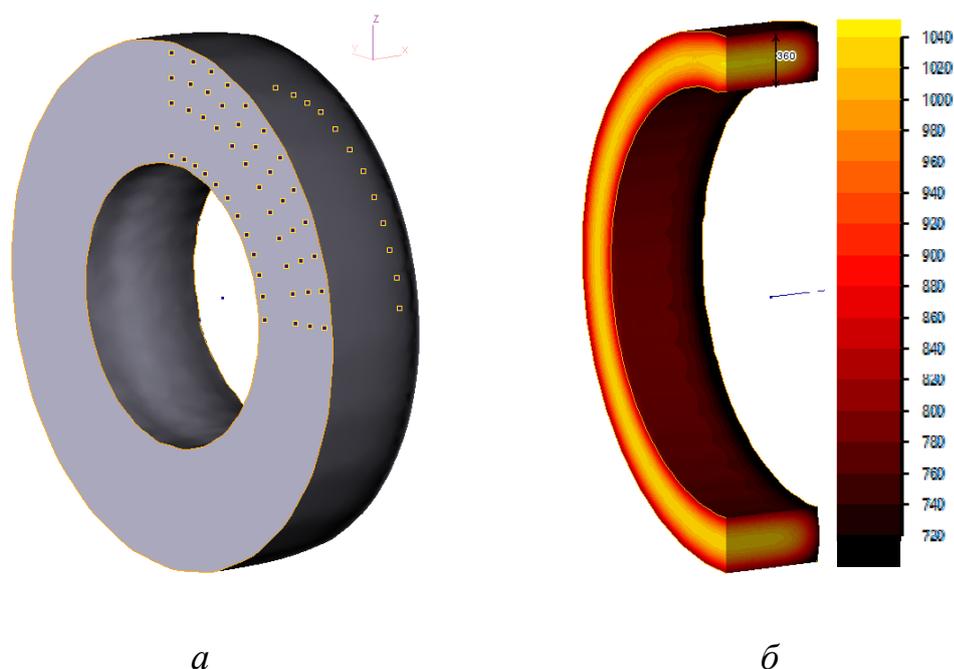


Рис. 10. Расположение трассирующих точек (а) и распределение температуры в поковке кольца после деформации (б)

В табл. 5 и на рис. 11 представлены результаты анализа накопленной пластической деформации при деформации.

Таблица 5. Значения накопленной пластической деформации в объеме кольца по проходам при раскатке.

№ прохода	Условие окончания обжатия	Накопленная пластическая деформация						
		Минимум в теле поковки	Максимум в теле поковки	Цетр. слой	Наруж. слой	Внутрен. слой	Промежуточный слой	Торец
1	s = 560 мм	0,02	0,47	0,12	0,12	0,19	0,14	0,11
2	s = 500 мм	0,13	0,94	0,26	0,28	0,39	0,30	0,22
3	s = 430 мм	0,23	1,52	0,48	0,49	0,71	0,52	0,39
4	s = 360 мм	0,34	2,01	0,72	0,71	1,06	0,75	0,58

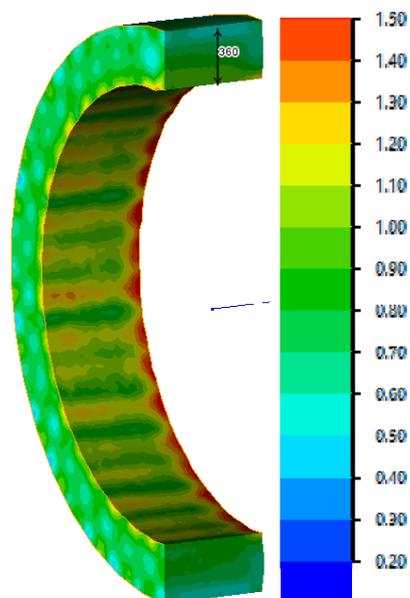


Рис. 11. Распределение накопленной деформации после раскатки на оправке

Выбранные параметры раскатки (количество и степень обжатия, количество проходов) обеспечивают необходимое для реализации ДР накопление степени деформации и ее относительно равномерное тангенциальное распределение. Как показали результаты компьютерного моделирования процесса ковки заготовки на гидравлическом прессе на этапе раскатки, критическая степень деформации может быть достигнута только в результате нескольких проходов, в результате которых происходит накопление деформации. При этом в перерывах между проходами в металле возможно протекание процессов МДР и  $C_{\tau P}$ , также способствующих измельчению зерна.

### **Исследование влияния параметров термической обработки заготовок из новой аустенитной стали на ее свойства, размер зерна и склонность к МКК.**

Термическая обработка стали должна обеспечивать требуемые механические свойства металла и не приводить к укрупнению зеренной структуры. Как показали результаты механических испытаний, предел прочности стали 10X16H25M2T при  $+20^{\circ}\text{C}$  претерпевает существенное снижение при температуре  $1150^{\circ}\text{C}$  после 2-х часов выдержки и более. При остальных температурах заметного снижения прочностных характеристик не наблюдается. При температуре испытаний  $350^{\circ}\text{C}$  влияние на прочностные характеристики также оказывает только температура  $1150^{\circ}\text{C}$  после выдержки более 2-х часов. Следует при этом отметить, что после всех режимов термической обработки стали 10X16H25M2T обеспечивается требуемый уровень прочностных характеристик.

Результаты исследования размера зерна после всех режимов термической обработки представлены на рис. 12. Из графика видно, что в стали 10X16H25M2T наблюдается склонность к росту зерна только при температурах выше 1150°C и выдержке более 2-х часов.

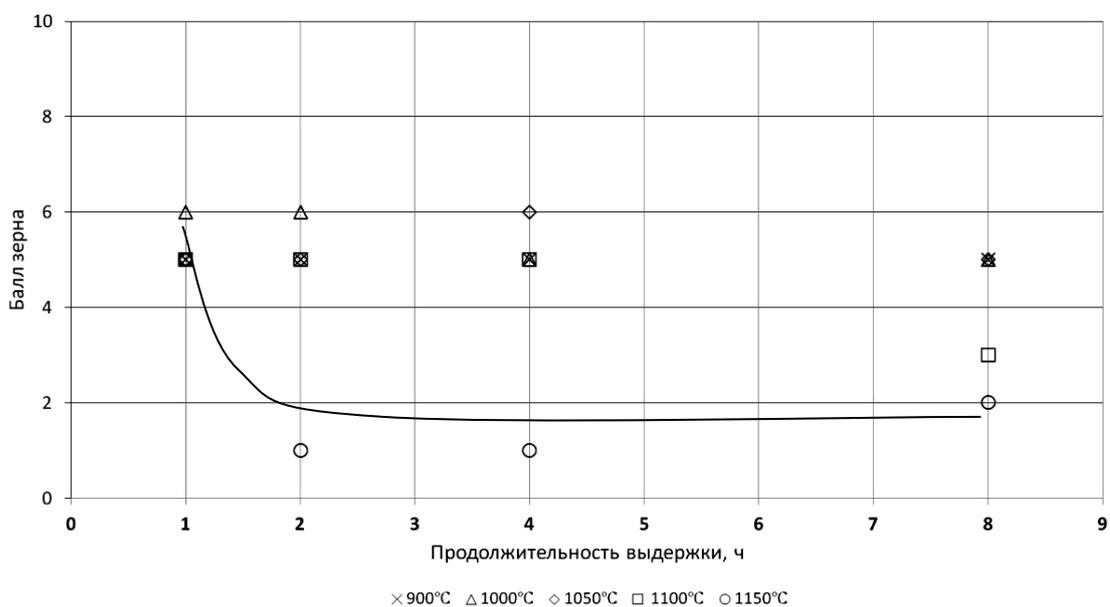
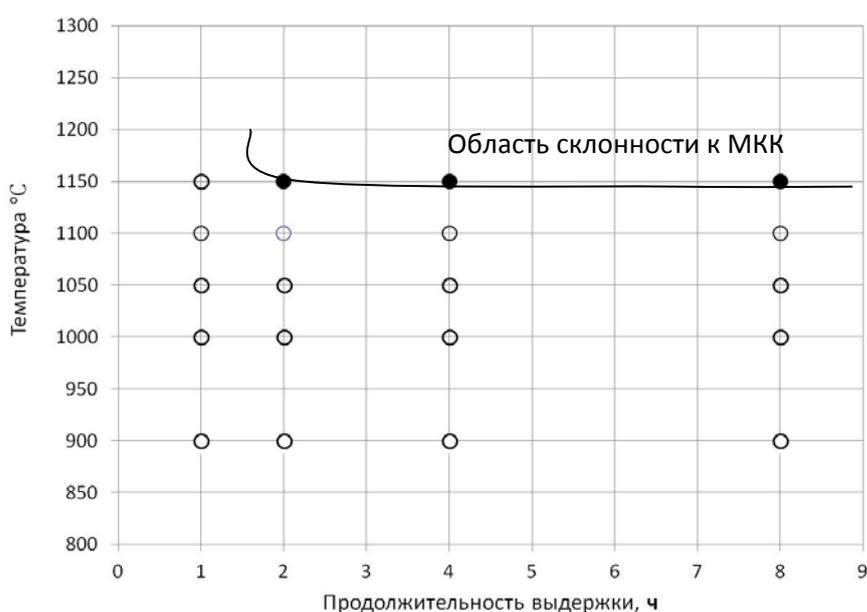


Рис. 12. Зависимость размера зерна стали марки 10X16H25M2T от температуры и продолжительности выдержки

Результаты испытаний стали на стойкость к МКК после всех режимов термообработки представлены на рис. 13. Как видно из полученных результатов сталь 10X16H25M2T обнаруживает склонность к МКК также только после выдержки при 1150°C в течение более 2 часов.



● – наличие склонности; ○ – отсутствие склонности

Рис. 13. Диаграмма склонности к МКК для стали 10X16H25M2T

При высокотемпературной выдержке в температурном интервале  $900 \div 1100^\circ\text{C}$  средний размер зерна и механические свойства в новой стали практически не изменяются. За температуру изотермической выдержки поковки принята температура  $1050^\circ\text{C}$ , которая обеспечивает растворение вторичных фаз и карбидов при нагреве и гарантированно обеспечивает отсутствие роста зерна. Для проведения основной термической обработки заготовок из новой стали для ВКУ был рекомендован следующий режим: температура нагрева  $(1050 \pm 10)^\circ\text{C}$ , продолжительностью пребывания металла при этой температуре от 2-4 ч.

Данные параметры термической обработки гарантируют получение требуемых механических характеристик, отсутствие роста зерна при термообработке и склонности к МКК.

Для определения полной продолжительности технологической выдержки при термической обработке поковки, была решена задача определения продолжительности полного прогрева заготовки при нагреве под закалку. Моделирование прогрева заготовки при нагреве под закалку выполнялось для поковки натурного размера (рис.14). Результаты моделирования прогрева заготовки до  $1050^\circ\text{C}$  по заданному режиму представлены на рис. 14.

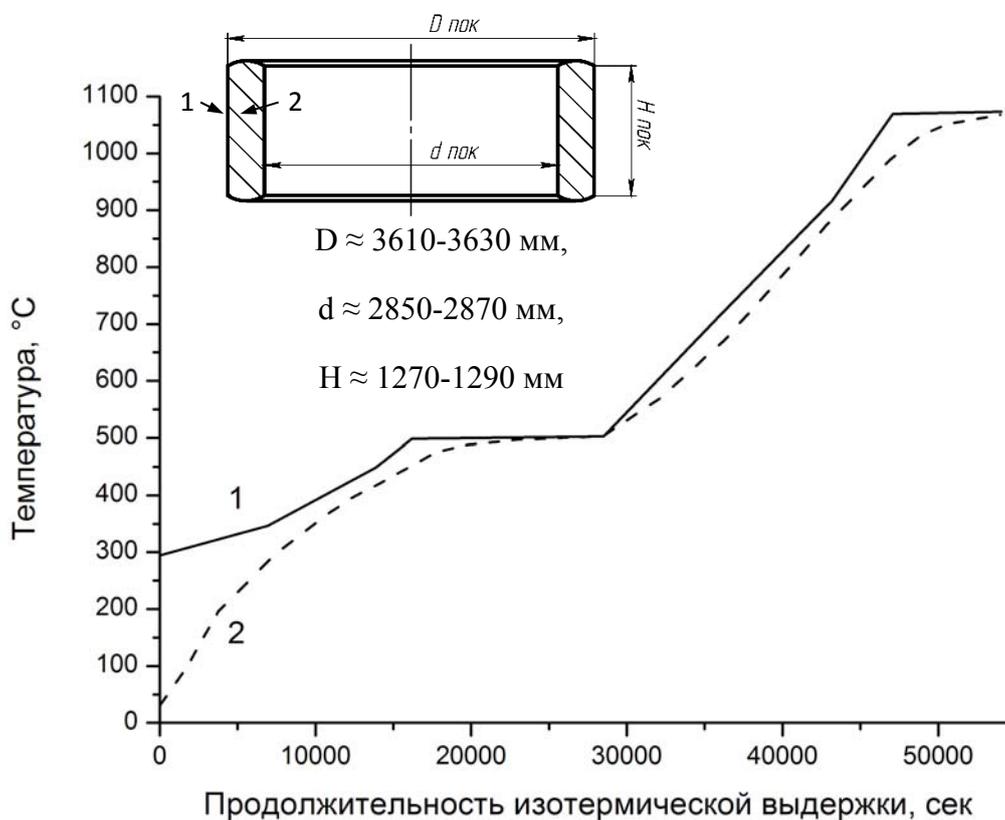


Рис. 14. Моделирование прогрева заготовки при основной термической обработке (ТП 1 – поверхность поковки, ТП 2 – осевая зона)

По результатам моделирования прогрева заготовки от поверхности к центру до температуры 1050°C было определено время прогрева, которое составляет 2 ч. С учетом времени, необходимого для протекания всех диффузионных процессов при температуре закалки (растворение избыточных фаз) без роста зерна, продолжительность выдержки от момента достижения технологической температуры на поверхности заготовки составит 5 ч.

### Заключение

В результате выполненного комплексного исследования разработаны научно-обоснованные рекомендации для создания промышленной технологии производства крупногабаритных заготовок для колец внутрикорпусной выгородки перспективного реактора ВВЭР-ТОИ из новой хромоникелевой аустенитной стали 10X16H25M2T на стадияхковки и термической обработки, обеспечивающей получение однородных механических характеристик по объему заготовки и требуемый размер зерна.

Исследование выравнивания концентрационного профиля литой структуры металла опытного слитка при температуре нагрева под ковку, а также моделирование выравнивания концентрационного профиля металла слитка массой 59,5 тонн показали, что достаточное время для минимизации химической неоднородности промышленного слитка составляет 30 часов.

Компьютерное моделирование температурных полей при нагреве промышленного слитка под первый вынос при ковке позволило определить технологическое время прогрева слитка до заданной температуры. Определено время выдержки при нагреве слитка массой 59,5 тонн при ковке под первый вынос с учетом продолжительности прогрева и гомогенизации – 50-55 часов от момента достижения в печи заданной температуры.

По данным физического моделирования процессаковки заготовки на гидравлическом прессе определены термомодеформационные условия протекания рекристаллизации в стали марки 10X16H25M2T.

Установлено, что наиболее интенсивно процессы динамической рекристаллизации в новой стали протекают в диапазоне температур (950–1150) °C при скорости деформации  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$ , а постдинамические процессы реализуются в процессе выдержки между актами деформирования одной и той же области. Определены критические степени деформации для начала ДР при различных скоростях и температурах деформации.

Исследовано влияние температуры и продолжительности нагрева под закалку на размер зерна металла заготовок, механические характеристики и стойкость новой стали против МКК.

По результатам металлографических исследований образцов после термической обработки по различным режимам отмечено, что наибольший рост зерна происходит при температуре 1150°C при выдержке 2 ч и более. При высокотемпературной выдержке в температурном интервале 900÷1100°C средний размер зерна в новой стали практически не изменяется. Исследования склонности к МКК выявили, что сталь проявляет склонность к МКК только после нагревов выше 1150°C продолжительностью более 2 ч, что связано с ростом аустенитного зерна.

Определены параметры термической обработки заготовки выгородки с учетом прогрева поковки по всему сечению (температура нагрева и продолжительность выдержки): температура 1050°C, выдержка 5-6 часов.

Результаты работы использованы при разработке технологических процессов изготовления колец выгородки из стали марки 10X16H25M2T, обеспечивающих получение в заготовках колец внутрикорпусной выгородки комплекса требуемых механических характеристик и однородной зеренной структуры металла с регламентируемым размером зерна не крупнее G3.

### Список литературы

1. Теплухина, И.В. Гарантированный уровень механических свойств металла крупногабаритных поковок из стали марки 15X2МФА-А мод. А и влияние металлургических технологий на его обеспечение / И.В. Теплухина, А.С. Цветков, О.Ю. Зайцева // Технология металлов. – 2016. – № 3. – С. 17-30.
2. Зотова, А.О. Опыт изготовления заготовки фланца крышки корпуса реактора ВВЭР-ТОИ из стали марки 15X2МФА-А мод. А на ПАО «Энергомашспецсталь» (Украина) / А.О. Зотова, И.В. Теплухина, А.С. Цветков, О.Ю. Зайцева // Вопросы материаловедения. – 2014. – № 3 (79). – С. 22–33.
3. Карзов, Г.П. Основные механизмы радиационного повреждения материалов ВКУ и материаловедческие проблемы их длительной эксплуатации / Г.П. Карзов, Б.З. Марголин // РЭА. – 2015. – № 2. – С. 8-15.
4. Пиминов, В.А. Оценка прочности и ресурса ВКУ действующих и сооружаемых реакторов типа ВВЭР: реалистический и консервативный прогнозы / В.А. Пиминов, В.В. Евдокименко // РЭА. – 2015. – № 2. – С.16-19.
5. Курсевич, И.П. Принципы легирования новой радиационно-стойкой аустенитной стали для ВКУ ВВЭР-1200, обеспечивающей их безопасную эксплуатацию не менее 60 лет / И.П. Курсевич, Г.П. Карзов, Б.З. Марголин, А.А. Сорокин, И.В. Теплухина // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 3 (71). – С. 140-154.

6. Теплухина, И.В. Исследование механических свойств и структуры металла крупногабаритной обечайки из стали 15Х2МФА-А мод. Б / И.В. Теплухина, В.И. Богданов, О.Ю. Зайцева, Е.Л. Шамрай, А.С. Цветков // *Металлург.* – 2017. – № 9. – С. 71-77.
7. Голиков, И.Н. Дендритная ликвация в сталях и сплавах / И.Н. Голиков, С.Б. Масленков. – М.: *Металлургия*, 1977. – 224 с.
8. Флемингс, М. Процессы затвердевания / М. Флемингс. – М.: *Мир*, 1977. – 423 с.
9. Сагарадзе, В.В. Упрочнение и свойства аустенитных сталей / В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров. – Екатеринбург: *РИО УрО РАН*, 2013. – 720 с.
10. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. / С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина. – М.: *МИСиС*, 2005. – 432 с.
11. Петров, С.Н. Определение толщины оксидных пленок на титане и его сплавах методом рентгеноспектрального микроанализа / С.Н. Петров, Р.А. Звинчук // *Вестник ЛГУ.* – 1987. – № 3 (18). – С. 77-82.
12. Голод, В.М. Программный комплекс «POLYCAST»-АРМ / В.М. Голод // *Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2008611180*, 06 марта 2008 г.
13. Голод, В.М. Программный комплекс «POLYTHERM-TD» / В.М. Голод, К.Д. Савельев // *Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2013661257*, 03 декабря 2013 г.
14. Онищенко, А.К. Масштабные уровни пластической деформации и термомеханические параметрыковки слитков и заготовок / А.К. Онищенко // *КШП. Обработка металлов давлением.* – 2009. – №4. – С. 9-12.
15. Zhang, Y. Homogenization of 20SiMn2MoV steel ingots: thermodynamic/kinetic simulation and experimental validation / Y. Zhang, W.Q. Chen, L. Chen, Q.Z. Yan, J. Sun // *Mater. High Temp.* – 2015. – № 32. – P. 412-418.
16. Теплухина, И.В. Влияние продолжительности гомогенизирующего отжига на выравнивание концентрационного профиля литой структуры аустенитной стали / И.В. Теплухина, А.С. Цветков // *Неделя науки СПбПУ. Лучшие доклады: материалы науч. конф.* – СПб.: *СПбПУ*, 2018. – С. 94-98.
17. Голод, В.М. Моделирование и компьютерный анализ кристаллизации многокомпонентных сплавов на основе железа / В.М. Голод, К.Д. Савельев, А.С. Басин. – СПб.: *Изд-во Политехнического ун-та*, 2008. – 372 с.
18. Зисман, А.А. Выявление бывших аустенитных зерен и анализ кинетики метадинамической рекристаллизации аустенита низкоуглеродистой стали в условиях горячей прокатки / А.А. Зисман, Т.В. Сошина, Е.И. Хлусова // *Письма о материалах.* – 2012. – № 2 (6). – С. 3-8

### Перечень публикаций автора в изданиях, рецензируемых ВАК

1. Зотова, А.О. Опыт изготовления заготовки фланца крышки корпуса реактора ВВЭР-ТОИ из стали марки 15Х2МФА-А мод. А на ПАО «Энергомашспецсталь» (Украина) / А.О. Зотова, И.В. Теплухина, А.С. Цветков, О.Ю. Зайцева // Вопросы материаловедения. – 2014. – № 3 (79). – С. 22–33.
2. Теплухина, И.В. Гарантированный уровень механических свойств металла крупногабаритных поковок из стали марки 15Х2МФА-А мод. А и влияние металлургических технологий на его обеспечение / И.В. Теплухина, А.С. Цветков, О.Ю. Зайцева // Технология металлов. – 2016. – № 3. – С. 17-30.
3. Теплухина, И.В. Исследование механических свойств и структуры металла крупногабаритной обечайки из стали 15Х2МФА-А мод. Б / И.В. Теплухина, В.И. Богданов, О.Ю. Зайцева, Е.Л. Шамрай, А.С. Цветков // Металлург. – 2017. – № 9. – С. 71-77.
4. Теплухина, И.В. Построение диаграмм распада переохлажденного аустенита в стали на основе численного анализа результатов дилатометрических испытаний / И.В. Теплухина, В.М. Голод, А.С. Цветков // Письма о материалах. – 2018. – №1 (29). – С. 37-41.
5. Богданов, В.И. Особенности роста зерен аустенита в металле поковки из крупного слитка конструкционной стали / В.И. Богданов, И.В. Теплухина, А.С. Цветков, Т.И. Титова, Н.А. Шульган, Л.А. Милякова // Письма о материалах. – 2019. – №3 (35). – С. 304-309.

### Перечень статей автора, включенных в БД Scopus

1. Teplukhina, I.V. CCT diagram plotting based on the numerical analysis / I.V. Teplukhina, V.M. Golod, A.S. Tsvetkov // Letters on Materials. – 2018. – № 1 (29). – P. 37 - 41. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-37-41
2. Teplukhina, I.V. Study of the metal properties and structure of a large shell made of 15Kh2MFA steel / I.V. Teplukhina, V.I. Bogdanov, O.Yu. Zaitseva, E.I. Shamrai, A.S. Tsvetkov // Metallurgist. – 2018. – № 61 (9 – 10). – P. 787 – 793. DOI: 10.1007/s11015-018-0565-6
3. Bogdanov, V.I. Features of the growth of austenite grains in steel forged from a large ingot / V.I. Bogdanov, I.V. Teplukhina, A.S. Tsvetkov, T.I. Titova, N.A. Shul'gan, L.A. Milyakova // Letters on Materials. – 2019. – №3 (35). – P. 304 - 309. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-3-304-309