

На правах рукописи

УДК 669; 621.7; 621.73; 621.785



Ратушев Дмитрий Владимирович

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОИЗВОДСТВА
ЗАГОТОВОК РОТОРОВ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ**

Специальности:

05.16.01 – металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

05.16.05 – обработка металлов давлением

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Санкт-Петербург – 2013

Работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет» и Обществе с ограниченной ответственностью «Территориальная компания «ОМЗ-Ижора»

Научные руководители: Титова Татьяна Ивановна
доктор технических наук,
генеральный директор ООО «ТК «ОМЗ-Ижора»,
директор Научно-исследовательского центра

Цеменко Валерий Николаевич
доктор технических наук,
заведующий кафедрой технологии и исследования
материалов СПбГПУ

Официальные оппоненты: Вологжанина Светлана Антониновна,
доктор технических наук, профессор кафедры технологии
металлов и металловедения Института холода и
биотехнологий национального исследовательского
университета информационных технологий, механики и
оптики

Кункин Сергей Николаевич,
кандидат технических наук, заведующий кафедрой машин
и технологии обработки металлов давлением СПбГПУ

Ведущая организация: ОАО «Силовые машины»
г. Санкт-Петербург

Защита состоится «05» декабря 2013г. в 16-00 часов на заседании диссертационного совета Д 212.229.03 при ФГБОУ ВПО «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет» по адресу: 195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д.29, Главное здание, ауд. 118.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ФГБОУ ВПО «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет».

Автореферат разослан «31» октября 2013 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.229.03,
кандидат технических наук



О.Г. Климова

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Одним из приоритетных направлений развития энергетики на текущий момент является переход на энергоблоки с более высокими, суперсверхкритическими параметрами пара (ССКП): температура 600-620°C, давление 30-35МПа. Ведущие мировые энергомашиностроительные компании освоили производство этих энергетических установок.

В РФ на текущий момент изготавливают в основном паровые турбины с заметно более низкими параметрами пара – давление 24 МПа, температура 540-580°C, что, в свою очередь, влияет на КПД энергоблоков и их конкурентноспособность в сравнении с зарубежными установками. Повышение параметров пара – это один из наиболее эффективных способов повышения КПД ТЭС.

Для производства наиболее ответственных элементов паровых турбин - роторов высокого и среднего давления в РФ используют низколегированные хромомолибденованадиевые стали типа Р2М (Р2МА) и ЭИ-415. Служебные характеристики этих сталей не позволяют применять их для высокотемпературных компонентов паровых турбин, работающих в условиях ССКП. Поэтому современные энергетические установки требуют разработки и освоения производства новых жаропрочных материалов для работы при температурах 600-620°C.

Высокохромистые мартенситные стали, содержащие 9-12 % хрома и легированные вольфрамом, молибденом, ниобием, кобальтом, азотом, бором, относятся к данному классу материалов. Их служебные свойства, в частности жаропрочность, превосходят характеристики сталей перлитного класса, применяемых на сегодняшний день в России. Именно эти стали должны заполнить «температурный пробел» между низколегированными сталями перлитного класса и высоколегированными сталями аустенитного класса.

Повышение параметров пара требует решения ряда принципиальных, в первую очередь, научных и технологических проблем. А именно: обеспечение ресурса длительной прочности в 100000 часов такого элемента энергоблока, как высокотемпературный ротор турбины, отработка технологических параметров процессов изготовления конкретных изделий, в частности цельнокованных роторов на всех стадиях металлургического цикла для обеспечения качества и эксплуатационных свойств поковок массой до 100 т.

По этой причине разработка технологии и освоение отечественной промышленностью производства заготовок роторов из высокохромистых мартенситных марок сталей является актуальной задачей, решение которой позволит обеспечить переход Российской энергетики к новым параметрам энергоносителей (пара) – ССКП. В результате будут созданы предпосылки для осуществления необходимой модернизации энергоблоков ТЭС, либо замены устаревшего оборудования новыми конкурентными образцами.

Подобные 9-12%-хромистые комплекснолегированные стали и для поковок роторов, и для литых элементов паровых турбин разработаны как за рубежом в рамках европейской программы COST 501/522/536 и в Японии, так и в России. Однако, как известно, общей особенностью этих сталей является повышенная чувствительность к различным технологическим изменениям на всех этапах производственного цикла. Поэтому одним из сдерживающих моментов их использования является отсутствие обоснованных и отработанных технологических параметров производства конкретных изделий (заготовок) из комплекснолегированных высокохромистых марок стали, таких как цельнокованные ротора турбин.

Цель работы: разработка принципиальных технологических параметров изготовления заготовок роторов из перспективной высокохромистой стали для энергоблоков, работающих в условиях ССКП, включая разработку режимов горячей пластической деформации и термической обработки, обеспечивающих требуемый уровень служебных свойств.

Для достижения поставленной цели решены следующие задачи:

- 1) исследование на металле лабораторных плавок влияния химического состава и параметров термической обработки на структуру и служебные свойства высокохромистой стали;
- 2) разработка технологических параметров горячей пластической деформации новой высокохромистой стали в процессековки на основе результатов физического моделирования;
- 3) компьютерное моделирование и разработка основных параметров термической обработки;
- 4) изготовление макета ротора и промышленное опробование разработанной технологииковки и термической обработки, исследование полученной структуры и свойств металла;
- 5) разработка рекомендаций по технологииковки и термической обработки штатных (промышленных) заготовок роторов.

Научная новизна

1. Изучены структурные и фазовые превращения, происходящие в высокохромистых сталях X11MNAФБ и 12X10M1B1ФБРА в диапазоне температур от 1050°C до комнатной температуры, определены критические точки (A_{C1} и A_{C3}) и построены термокинетические диаграммы (ТКД) вышеуказанных высокохромистых марок стали.
2. Определена температура минимальной устойчивости аустенита и минимальное время, необходимое для завершения перлитного превращения в высокохромистой стали системы легирования Cr-Mo-V-Nb.
3. Установлен температурный интервал горячей пластичности высокохромистых сталей системы легирования Cr-Mo-V-Nb и Cr-Mo-W-V-Nb в процессековки.

4. Определены технологические параметры горячей пластической деформации, обеспечивающие эффективное деформирование высокохромистой стали в процессековки и требуемое качество поковки.
5. Установлены закономерности влияния температурно-временных параметров термической обработки и количества высокотемпературных нагревов на кратковременные и длительные свойства стали X11MНAФБ.
6. Изучено влияние температурно-временных параметров высокого отпуска на кратковременные свойства стали 12X10M1B1ФБPA. Определена зависимость кратковременных механических свойств от параметра Холломона, что позволяет прогнозировать уровень свойств и корректировать режим термической обработки.

Практическая значимость

1. Разработана технология изготовления заготовок роторов из высокохромистых марок стали, включая температурные режимы горячей пластической деформации и параметры технологии термической обработки.
2. В условиях производства ООО «ОМЗ-Спецсталь» (бывшее металлургическое производство ОАО «Ижорские заводы») изготовлен полноразмерный макет ротора, проведено исследование его структуры и свойств.
3. Разработаны технологические рекомендации для осуществления производства в ООО «ОМЗ-Спецсталь» роторов из высокохромистой стали.

Апробация работы

Основные положения диссертации доложены и обсуждены на следующих научно-технических конференциях: 8-ая Международная научно-техническая конференция «Современные металлические материалы и технологии». СПб. 2009;. XV и XVI Международная научно-техническая конференция «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций». СПб. 2009 и 2011; 11-ая Международная конференция «Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС». СПб. 2010; Научно-практическая конференция молодых специалистов Ижорской промышленной площадки «ИЖОРА 2011». СПб. 2011; Международная научно-практическая конференция «Инновационные материалы и технологии для атомного, энергетического и тяжелого машиностроения». Москва. 2011; Международная научно-техническая конференция «Нанотехнологии функциональных материалов». СПб. 2012.

Публикации

По теме диссертационной работы опубликовано 12 печатных работ, из них 5 – в рецензируемых изданиях, рекомендованных ВАК России.

Структура и объём работы

Диссертация состоит из введения, пяти глав, основных выводов, списка литературы из 87 наименований. Работа изложена на 178 страницах машинописного текста, содержит 62 рисунка, 31 таблица, 1 приложение.

СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертационной работы, обозначена цель и сформулированы задачи исследования, отражены научная новизна и практическое значение диссертационной работы.

В первой главе приведен литературный обзор состояния вопроса производства заготовок роторов из высокохромистых марок стали. Представлены основные требования, предъявляемые к материалу роторов турбин, работающих в условиях ССКП. Рассмотрено влияние химического состава на структуру и свойства высокохромистых сталей. На основе анализа литературных данных выявлены основные технологические особенности производства высокохромистых сталей. Особое внимание уделено технологическим параметрам горячей пластической деформации и термической обработки, как факторам, наряду с химическим составом, формирующим структуру и свойства заготовок роторов.

Рассмотрен опыт производства заготовок роторов из 9-12%-хромистых комплекснолегированных сталей за рубежом, выявлены основные тенденции развития данных материалов и критерии по выбору материалов для заготовок роторов паровых турбин, обеспечивающих надежную работу в условиях ССКП.

Определено, что для обеспечения заданных требований структура 9-12%-ных хромистых комплексно легированных сталей должна быть преимущественно мартенситной. При этом важно, чтобы мартенситная структура и созданные в процессе мартенситного превращения дефекты строения были устойчивы и в процессе последующих длительных нагревов для обеспечения требуемой длительной прочности и пластичности. Это может быть достигнуто соответствующим закреплением дефектов строения карбидными ($Me_{23}C_6$) или другими термически устойчивыми фазами, такими как карбонитриды $V(CN)$, $Nb(CN)$ и интерметаллиды типа Fe_2M .

Таким образом, обеспечение указанной структуры и её стабильности в процессе эксплуатации, заданных кратковременных и длительных механических свойств, а также качества крупных поковок и есть основные задачи, которые решаются при разработке технологических параметров горячей пластической деформации и термической обработки заготовок роторов из высокохромистой стали.

Во второй главе приводится материал исследования и описание используемых в работе методик исследования, испытательного и исследовательского оборудования.

Исследования проводили на металле двух перспективных композиций высокохромистых марок стали для заготовок роторов ССКП:

1) сталь X11MNAФБ (без вольфрама) Cr-Mo-V-Nb системы легирования, исследования выполнены на металле лабораторной выплавки трех различных вариантов химического состава;

2) сталь 12X10M1B1ФБРА (с вольфрамом и бором) Cr-Mo-W-V-Nb системы легирования, исследования выполнены на металле опытно-промышленной заготовки макета ротора.

Исследования химического состава, микротвёрдости, кратковременных механических свойств и длительных свойств металла выполняли стандартными методами. Металлографические исследования проведены на оптическом микроскопе «Olympus BX-51M» при увеличениях от 50 до 1000 крат с подбором специальных реактивов для выявления микроструктуры. Микроструктуру металла выявляли химическим травлением микрошлифов в реактиве «Турбохром» или после электролитического травления щавелевой кислотой. Первичное аустенитное зерно выявляли после химического травления в реактиве Виллела или в 15%-ном растворе азотной кислоты.

В работе использовались и специальные методы исследования. Для изучения фазовых превращений применялся метод дилатометрического анализа, который реализовывался на дилатометре LK – 02 фирмы «Адамель». Физико-химический фазовый анализ выполняли методом выделения карбидного осадка и последующим химическим и рентгеноструктурным анализом.

Исследования технологической пластичности проводили по результатам испытаний на кручение на торсионном пластометре. Для исследований горячей пластичности и построения кривых течения по результатам испытаний на осадку использовалась установка Gleeble® 3800.

Выполнено компьютерное моделирование режимов нагрева под ковку и термической обработки макета ротора с использованием лицензионной системы компьютерного моделирования тепловых процессов «ПолигонСофт».

В третьей главе представлены результаты исследования металла лабораторных плавок высокохромистой стали Cr-Mo-V-Nb системы легирования. В открытой индукционной сталеплавильной печи ИСТ-016 с основной футеровкой ковша были проведены три плавки высокохромистой стали Cr-Mo-V-Nb композиции (развес слитков 100 кг) с варьированием её химического состава. Выбранные вариации химического состава стали основывались на необходимости повышения длительной прочности новых высокохромистых сталей, что обеспечивается выделением специальных термически устойчивых фаз - мелкодисперсных карбидов, карбонитридов и интерметаллидов за счет введения таких легирующих элементов как ванадий, ниобий и азот. Химический состав исследуемых плавок представлен в таблице 1.

Для реализации термомеханических параметровковки, наиболее приближенных к промышленным режимамковки роторных поковок, при ковке опытных слитков выбрана температура нагрева под ковку 1150-1190°C, температура окончанияковки не ниже 900°C. Ковка слитков велась на молоте, время нагрева под вынос составляло 35-40 мин.

Таблица 1 – Химический состав опытных слитков

Номер плавки	Содержание химических элементов, %													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb	W	N	Al	H, ppm
ТУ 05764417-066-98	0,10 - 0,14	≤ 0,20	0,40 - 0,70	≤ 0,010	≤ 0,010	10,0 - 11,5	0,60 - 0,80	1,30 - 1,60	0,18 - 0,26	0,03 - 0,06	—	—	≤ 0,015	—
1	0,14	0,18	0,56	0,014	0,007	11,30	0,70	1,52	0,22	0,08	—	0,051	0,014	0,8
2	0,19	0,26	0,54	0,014	0,008	9,92	0,76	1,28	0,32	0,07	—	0,028	0,022	0,9
3	0,11	0,10	0,50	0,013	0,008	10,09	0,53	1,41	0,17	0,06	—	0,041	0,010	0,9

На модифицированной диаграмме Шеффлера (рис. 1), учитывающей влияние таких элементов как азот, ванадий, ниобий и вольфрам и отражающей содержание структурно свободного феррита, все исследуемые плавки, за исключением плавки 2, находятся в мартенсито-ферритной области. В зависимости от химического состава в исследуемом металле может присутствовать до 10% структурно свободного феррита.

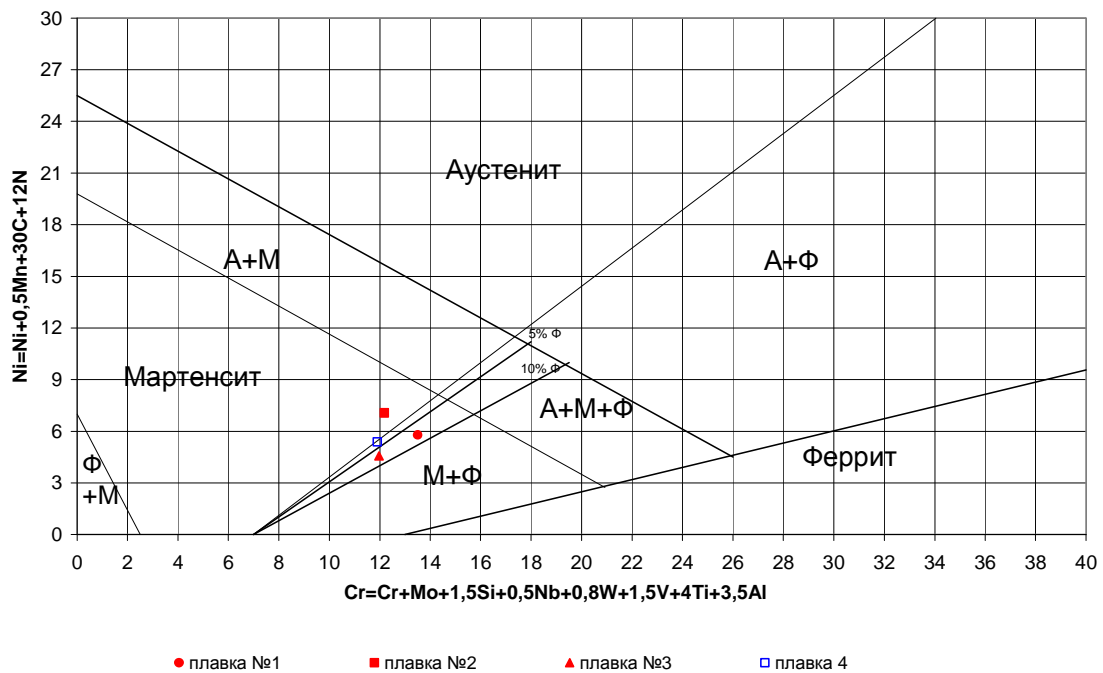


Рис.1. Расположение исследуемых плавкок высокохромистых сталей на модифицированной диаграмме Шеффлера

Примечание: плавка 4 – высокохромистая сталь с вольфрамом (результаты исследования представлены в главе 4 и 5).

Результаты исследования микроструктуры проб плавки 1 и 2 послековки соответствуют расположению указанных плавкок на модифицированной диаграмме Шеффлера. В металле плавки 1 на фоне мартенситной структуры выявляются зерна

δ -феррита (рис. 2а), в микроструктуре металла плавки 2 выделений структурно свободного δ -феррита не обнаружено.

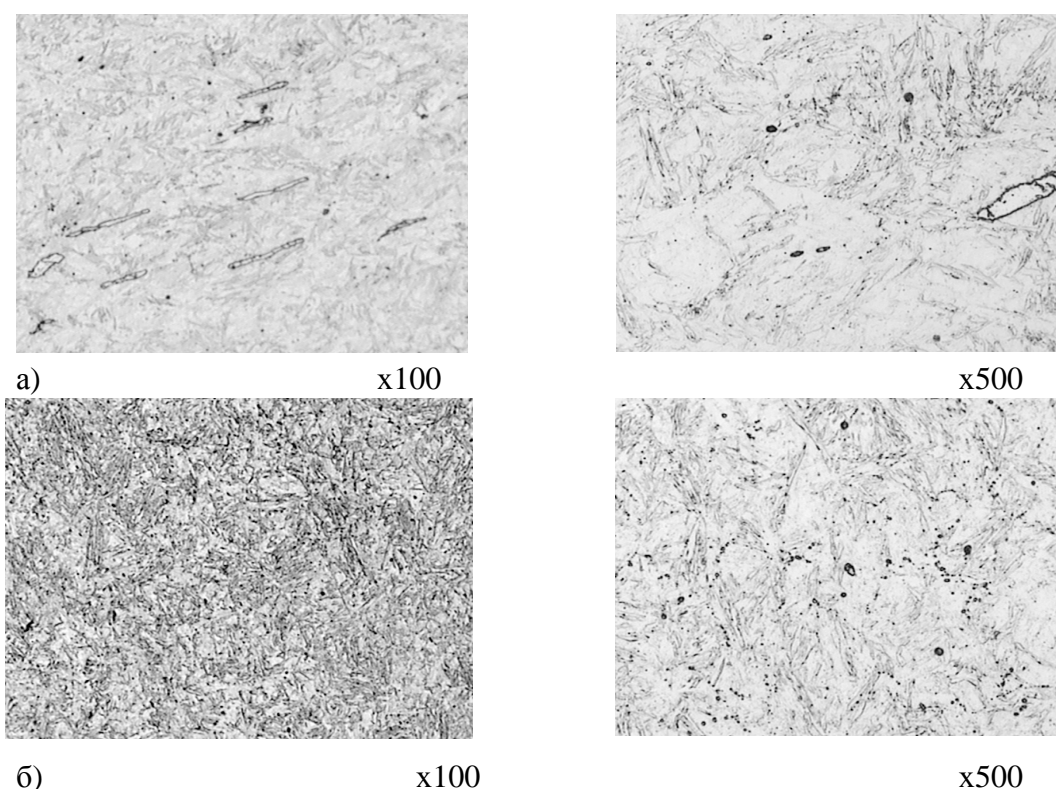


Рис. 2. Микроструктура металла плавки 1 и 2 послековки: а) плавка 1 б) плавка 2

В работе проведено исследование по определению температуры минимальной устойчивости аустенита и оценке степени превращения аустенита во время изотермической выдержки. Исследование выполнено на образцах плавки 1. Для проведения исследований выбраны следующие температуры изотермической выдержки: 670, 680, 700 и 720°C. Степень $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при температурах 680 и 700°C примерно одинаковая, однако, понижение температуры до 670°C приводит к заметному замедлению скорости, а значит и степени превращения. Изотермическая выдержка при температуре 720°C приводит к развитию бейнитного превращения в процессе дальнейшего охлаждения. Установлено, что мартенситное превращение отсутствует после изотермических выдержек при всех изученных температурах.

В результате данного исследования выявлено, что смена механизма превращения переохлажденного аустенита происходит плавно и не вызывает заметного изменения кинетики превращения. Изотермическая выдержка при температуре 680-700°C продолжительностью 13,5÷15 часов приводит к распаду не менее 85% аустенита. При последующем охлаждении большая часть оставшегося аустенита превращается в бейнит.

Таким образом, установлено, что температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита стали исследуемой композиции легирования составляет 690°C. Для обеспечения максимальной степени перлитного превращения в качестве предварительной термической обработки рекомендуется выполнять изотермический

отжиг (перлитизацию) заготовок при температуре $690 \pm 10^\circ\text{C}$ продолжительностью не менее 15 часов. С целью ускорения процесса предварительной термической обработки и снижения потерь металла в окалину, возможно совмещение данного режима с нагревом на высокотемпературную аустенитизацию.

Все исследуемые лабораторные плавки металла послековки подвергались отжигу на перлит, поскольку данный вид термической обработки для структурно-наследственных сталей является наилучшим способом измельчения зерна.

В результате дилатометрических исследований построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали Х11МНАФБ (рис. 3), определены критические точки высокохромистой стали исследуемой композиции, которые составляют $A_{c1} = 803^\circ\text{C}$ и $A_{c3} = 875^\circ\text{C}$.

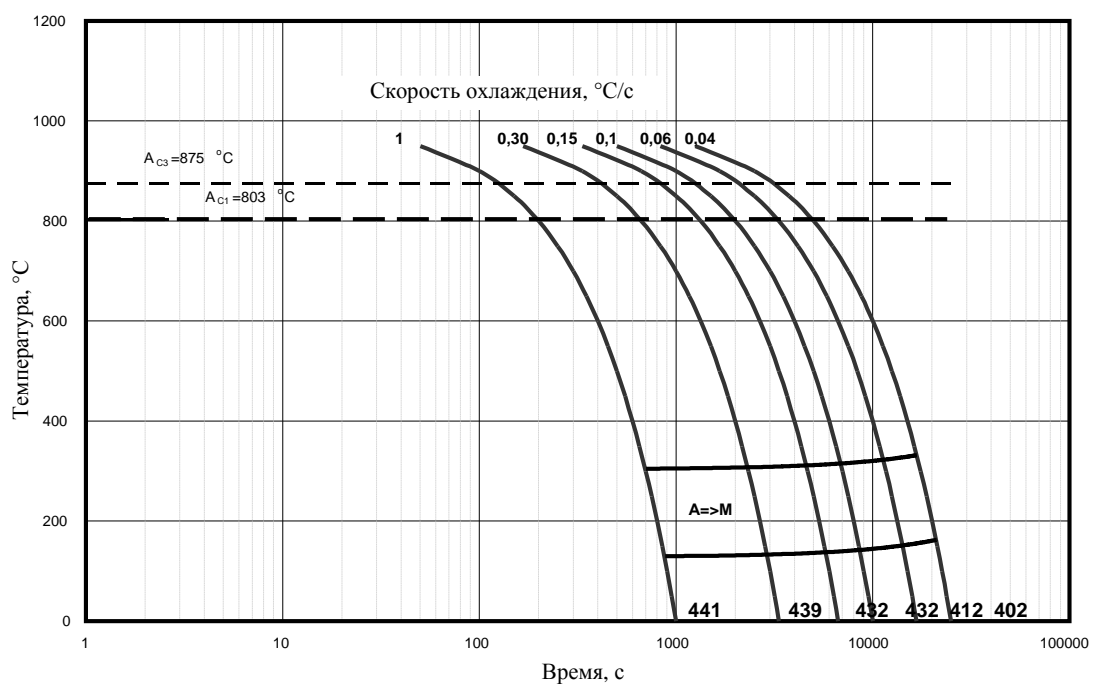


Рис. 3. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита и значения микротвердости стали Х11МНАФБ

Исследования термокинетического превращения переохлажденного аустенита позволили установить, что после аустенитизации при температуре 1050°C и последующего охлаждения в диапазоне скоростей от $0,04^\circ\text{C}/\text{c}$ до $1^\circ\text{C}/\text{c}$ в металле исследуемого состава происходит только мартенситное превращение. Установлено, что температуры начала и конца мартенситного превращения имеют обратную зависимость от скорости охлаждения и увеличиваются при снижении скорости охлаждения. Микротвердость, замеренная на образцах после испытаний, увеличивается последовательно с повышением скорости охлаждения. Микроструктура металла представляет собой мартенсит с отдельными включениями δ -феррита ($< 1\%$) и карбидами, не растворившимися при аустенитизации.

Степень завершенности мартенситного превращения не исследовалась, но можно предположить, что оно протекает не в полной мере, и в структуре стали после закалки можно ожидать наличие остаточного аустенита.

Выполнено исследование влияния основной термической обработки на структуру и свойства стали композиции Cr-Mo-V -Nb.

В лабораторных условиях опробовано несколько вариантов закалки: одинарная закалка от температуры 1050°C - на пробах металла плавов 1, 2, 3 и от температуры 1070°C - на пробах металла плавов 1 и 3, а также двойная закалка от температуры 1070°C + 950°C - на пробах металла плавов 1 и 3. В каждом варианте проводился двойной отпуск: промежуточный при температуре 570°C 5 часов и основной в диапазоне температур 680-750°C различной продолжительности. Охлаждение заготовок после всех этапов термической обработки проводили на воздухе.

Микроструктура исследуемого металла после всех вариантов основной термической обработки представляет собой отпущенный мартенсит без выделений структурно свободного δ-феррита. Величина зерна после одинарной закалки соответствует номеру G₆ по ГОСТ 5639-82, после двойной закалки от 1070°C + 950°C происходит некоторое измельчение зерна до номера G₇. Достигнутая мелкозернистость и однородность микроструктуры позволила обеспечить высокий комплекс механических свойств исследуемого металла.

На металле плавки 1 проведено исследование влияния продолжительности основного отпуска на свойства стали композиции Cr-Mo-V-Nb. На металле плавки 2 и 3 исследовано влияние температуры отпуска на свойства этой стали.

Расчет параметра Холломона, связывающего температурные и временные параметры отпуска, проводился по следующей формуле:

$$Hr = T(\lg \tau + C),$$

где T – абсолютная температура, К; τ – время отпуска в часах; C – коэффициент, зависящий от марки стали (для данного типа сталей принят 35).

Для анализа результатов испытаний механических свойств и определения отпускостойчивости стали построена зависимость предела текучести металла исследуемых композиций в состоянии после одинарной закалки от температуры 1050°C от параметра Холломона (рис. 4). Эта зависимость позволяет установить, что для получения КП590-620 выбор отпуска необходимо проводить при параметре Холломона Hr=36,68-37,54, для получения КП680-770 отпуск выбирается в интервале Hr=34,90-35,79. При данных параметрах также обеспечивается заданная пластичность и вязкость металла.

Выявлено преимущество двойной закалки по сравнению с одинарной в части обеспечения высокого уровня работы удара и низкой переходной температуры хрупкости стали композиции Cr-Mo-V -Nb. Применение двойной аустенитизации для металла плавки 3 позволило получить значения механических свойств на уровне,

превышающем значения, полученные после одинарных закалок, как от температур 1050°C, так и от 1070°C.

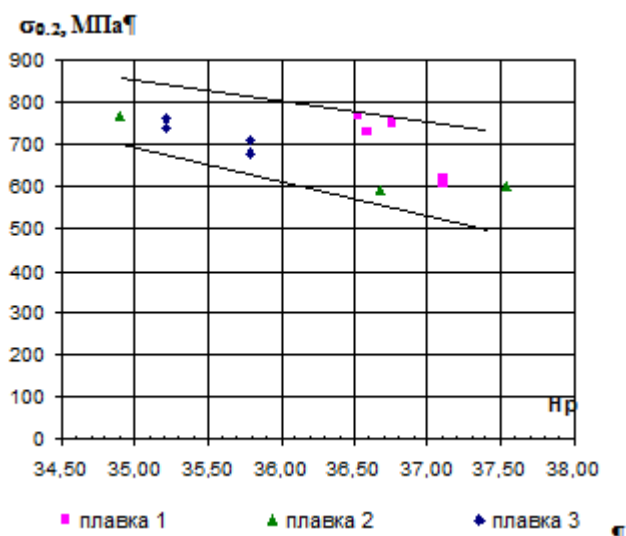


Рис.4. Зависимость предела текучести металла после всех исследуемых вариантов термической обработки от параметра Холломоны для металла в состоянии после одинарной закалки от 1050°C

Выполнены исследования длительной прочности экспресс-методом на образцах, изготовленных из металла плавков 1, 2, 3 стали композиции Cr-Mo-V-Nb. Исследованный металл отличался не только по химическому составу, но и по уровню прочностных характеристик.

Условия испытаний (температура-напряжение) соответствуют предложенным в спецификации «Дженерал Электрик» на изготовление заготовок роторов из высокохромистой стали. Результаты испытаний длительной прочности представлены на рис.5.

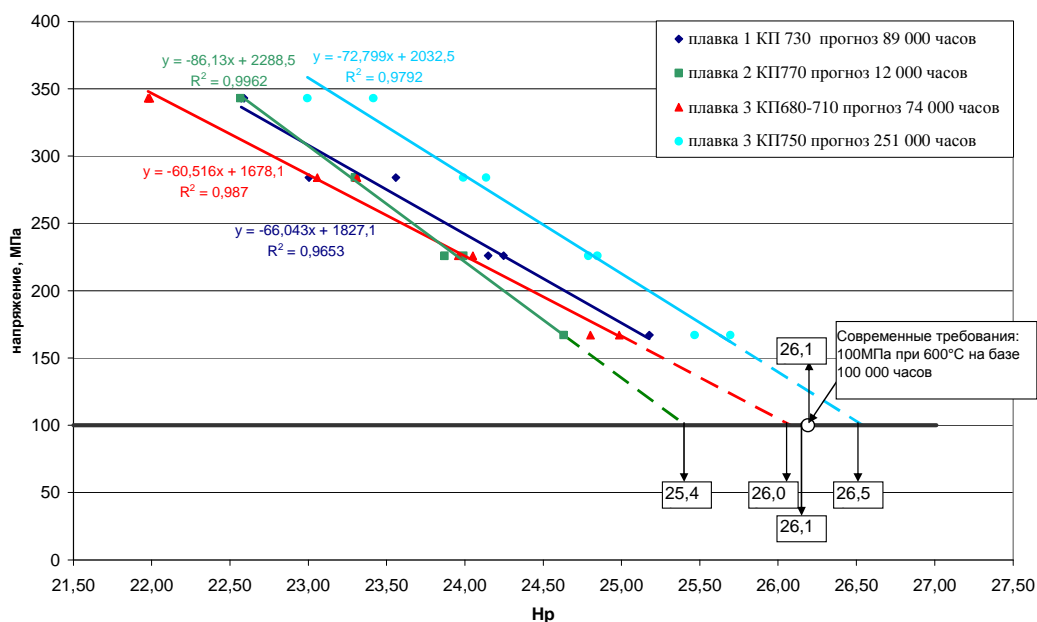


Рис.5. Результаты испытаний на длительную прочность металла исследуемых плавков

Установлена прямая зависимость между уровнем кратковременной прочности высокохромистой стали композиции Cr-Mo-V-Nb и её длительной прочностью. С увеличением предела текучести от 680 МПа до 750 МПа прогнозируемый ресурс для стали композиции Cr-Mo-V-Nb (плавка 3) значительно увеличивается от 74 000 до 251 000 часов.

По результатам испытаний на длительную прочность определено, что наиболее рациональный химический состав с точки зрения обеспечения комплекса кратковременных и длительных свойств имеют плавки 1 и 3.

Также установлено, что для достижения длительной прочности 100 МПа при 600°C на базе 100000 часов необходимо обеспечить кратковременную прочность металла на уровне не ниже КП730.

Учитывая влияние состава карбидной фазы, полученной в исходном состоянии, т. е. после закалки и отпуска, на жаропрочные свойства, проведено исследование карбидной фазы плавки 1, 2 и 3 стали композиции Cr-Mo-V-Nb.

После одинарной и двойной закали до проведения отпуска получено практически равное количество карбидной фазы с одинаковым химическим составом, что свидетельствует об отсутствии влияния второй низкотемпературной аустенитизации на количество и состав карбидной фазы. После одинарной закалки и основного отпуска в интервале температур 680°C – 750°C основной упрочняющей фазой является карбид хрома и молибдена ($Me_{23}C_6$), присутствуют также карбиды и карбонитриды ниобия. Фазы Лавеса в исходном состоянии не выявлены. Следует отметить, что результаты рентгеноспектрального анализа хорошо согласуются с химическим составом электролитически выделенных осадков.

Установлено, что для получения высокого уровня кратковременных механических свойств и более полного растворения специальных карбидов, аустенитизацию высокохромистых сталей в ходе основной термической обработки следует проводить при температуре 1070°C.

В четвертой главе отражены результаты исследований технологических характеристик высокохромистой стали при горячей пластической деформации.

Высокий уровень легирования, возможное наличие в матрице δ -феррита делают исследуемые стали малопластичными и труднодеформируемыми, в частности, при выполненииковки крупных поковок. Исследование предельной пластичности выполняли на литом металле лабораторных плавки №1 и №2 высокохромистой стали Х11МНАФБ и металле промышленного производства стали 12Х10М1В1ФБРА (кузнечный слиток 34,5 т, см. главу 5) по результатам испытаний на кручение в диапазоне температурковки 800-1300°C (рис. 6). Установлено, что предельная пластичность плавки №2 в два раза больше, чем плавки №1 и промышленной плавки, что связано с различным содержанием δ -феррита (3, ≤ 1 и 5 % соответственно) и подтверждено металлографическими исследованиями.

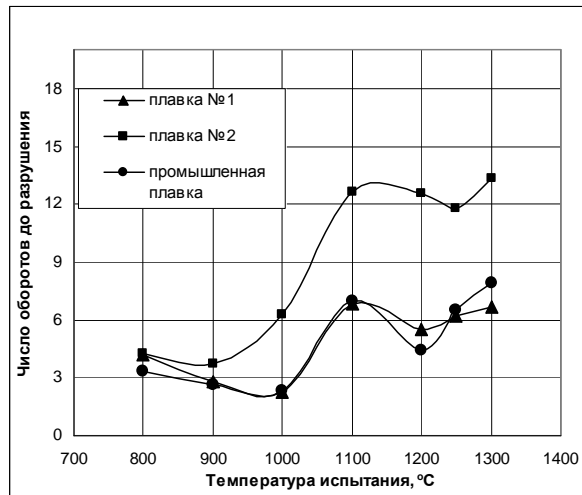


Рис.6. Диаграммы пластичности исследуемых плавков высокохромистой стали (скорость деформации 10^{-1} с^{-1})

Также установлено, что высокохромистые стали марок Х11МНАФБ и 12Х10М1В1ФБРА в интервале температур горячей деформации 800-1300°C имеют удовлетворительный уровень предельной пластичности лишь при температурах 1100°C и выше. Аналогичным образом ведут себя и другие высокохромистые стали мартенситного класса (сталь 08Х15Н4ДМ и 10Х12Н3М2Ф), применяемые в тяжелом энергомашиностроении. Предельная пластичность этих сталей тем выше, чем меньше содержание в них δ -феррита. Поэтому для улучшения деформируемости высокохромистых мартенситных марок стали при высоких температурах рекомендуется снижать содержание δ -феррита в металле до 5% путем варьирования химического состава в пределах марочного.

Предельная пластичность в общем случае зависит от многих параметров, таких как вид напряженного состояния, скорость деформации, температура, дробность и т.п. Практически управляемыми в процессековки параметрами являются лишь степень единичных обжатий и паузы между ними. В работе было определено рациональное соотношение между этими параметрами, обеспечивающее наибольшую предельную пластичность (рис.7). Максимальная предельная пластичность при дробном нагружении и температурном режиме, имитирующем температурный режимковки ротора, достигается при степени единичных деформаций $\Delta\epsilon = 0,28$ и паузах между ними в 21 сек.

Для построения кривых течения новой высокохромистой стали, отражающих соотношение интенсивности процессов упрочнения и разупрочнения стали в ходе горячей пластической деформации, были проведены испытания на сжатие при температурах 900-1200°C на установке Gleeble[®] 3800. Результаты испытаний в виде зависимости истинных напряжений от истинных деформаций представлены на рис.8.

Наличие максимума напряжений при переходе к установившейся стадии деформации является одним из признаков прохождения динамической рекристаллизации. Уровень прочности стали 12Х10М1В1ФБРА при температурах

900-1200°C выше, чем уровень прочности традиционных роторных сталей, таких как P2MA и 26NiCrMoV115. В таблице 2 приведены значения напряжений, соответствующие максимальной нагрузке для указанных марок стали. Эти данные можно использовать при расчете деформирующих усилий и выборе кузнечного оборудования.

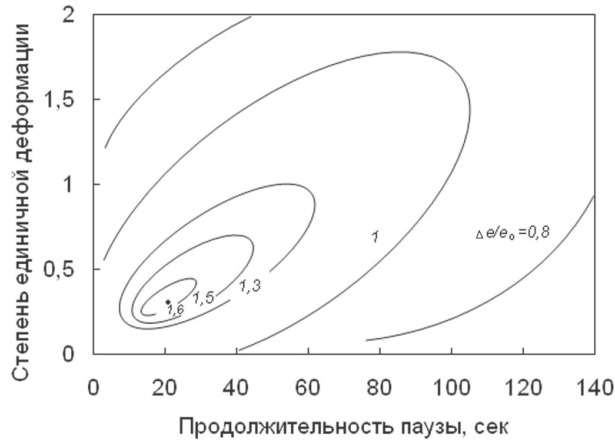


Рис.7. Линии уровня предельной пластичности при дробном деформировании стали 12X10M1B1ФБРА (где $\Delta\epsilon$ - степень единичной деформации, ϵ_0 – предельная деформация при непрерывном деформировании, $\Delta\epsilon/\epsilon_0 = \text{const}$)

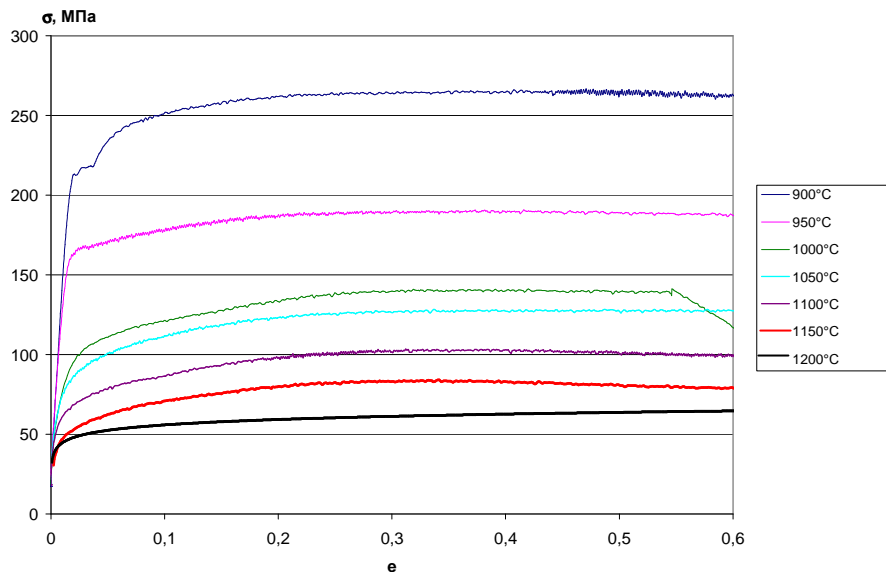


Рис. 8. Диаграммы высокотемпературной деформации стали 12X10M1B1ФБРА

Таблица 2 - Значения истинных напряжений, соответствующие максимальной нагрузке при скорости деформации 10^{-1} с^{-1}

Марка стали	Температура испытания, °C			
	900	1000	1100	1200
	Значения истинных напряжений, МПа			
12X10M1B1ФБРА	261	139	102	69
P2MA	143	100	66	42
26NiCrMoV115	132	87	54	36

Исследуемые высокохромистые стали имеют удовлетворительный уровень предельной пластичности в очень узком температурном интервале, поэтому требуется жесткое ограничение температуры окончанияковки, что, в свою очередь, ведёт к необходимости интенсификации (ускорения) всего процессаковки, начиная от передачи заготовки из печи. Поэтому весьма важным является определение температурного поля заготовки на всех этапах реального процессаковки, начиная с биллетировки слитка. В данной работе методом компьютерного моделирования с помощью программы «ПолигонСофт» определены рациональные температурно-временные параметрыковки заготовки макета ротора, в том числе продолжительность времени нагрева под каждый вынос и температурное поле заготовки при нагреве подковку и в процессековки. Полученные результаты использованы при разработке технологииковки макета ротора (см. главу 5).

Пятая глава посвящена исследованиям заготовки макета ротора из стали Cr-Mo-W-V-Nb системы легирования – 12X10M1B1ФБРА.

На Ижорской промышленной площадке ОАО «ОМЗ» совместно со специалистами ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» были проведены работы в направлении разработки и освоения комплексной технологии изготовления заготовок роторов из высокохромистых марок стали для работы при ССКП. В условиях производственной базы ООО «ОМЗ-Спецсталь» (бывшее металлургическое производство ОАО «Ижорские заводы») впервые в России изготовлен промышленный кузнечный слиток массой 34,5 т из высокохромистой стали 12X10M1B1ФБРА. На автоматизированном ковочном комплексе АКК 12000 тн из данного слитка способом свободнойковки изготовлен макет ротора.

Производство стали марки 12X10M1B1ФБРА для изготовления заготовки макета ротора в сталеплавильном цехе №8 ООО «ОМЗ-Спецсталь» осуществлялось способом обработки полупродукта с дуговой сталеплавильной печи (ДСП-50) на установке внепечного рафинирования и вакуумирования с двумя вакуумированиями и вакуумноуглеродным раскислением. Плавочный химический состав полученной стали приведен в таблице 3 и удовлетворяет заданному составу по всем элементам за исключением бора, содержание которого составляет 0,002 %, что на 0,001% меньше нижнего уровня требований (0,003-0,005%).

Технологияковки включала следующие операции: биллетировка слитка, закатка цапфы из прибыльной части слитка, двойная осадка, ковка на квадрат и восьмигранник, протяжка шеек и бочки до поковочных размеров. Нагрев перед выносами проводили на температуру 1180 °С, на последних двух выносах 1080°С. Выдержки назначались на основании расчетов нагревов по выносам, выполненных в главе 4. Ковка заготовки макета ротора выполнена за 7 выносов, на бочке заготовки макета ротора обеспечен фактический суммарный уков $K=4,2$, достаточный для проработки осевой зоны. Проведенная ковка показала удовлетворительную пластичность металла.

Таблица 3 - Химический состав стали исследуемой плавки

Химический состав	Массовая доля химических элементов, %										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V	W
Полученный (плавочный)	0,13	0,29	0,06	0,005	0,005	9,50	0,40	0,92	0,10	0,21	0,93
Заданный*	0,10	0,20	≤	≤	≤	9,0	0,3	0,90	≤	0,18	0,9
	0,14	0,40	0,1	0,010	0,010	10,5	0,5	1,10	0,15	0,25	1,1
	Al	B	Nb	Sb	Sn	As	H	N			
Полученный (плавочный)	0,010	0,002	<0,04	0,002	0,005	0,006	1,8 ppm	0,039			
Заданный*	≤	0,003	0,04	≤	≤	≤	≤2,0 ppm	0,03			
	0,012	0,005	0,06	0,006	0,006	0,006	0,05				

Предварительной термической обработка состояла из двух отжигов при температуре $1050 \pm 10^\circ\text{C}$ и $890 \pm 10^\circ\text{C}$, обязательного этапа, включающего перлитизацию при температуре $690 \pm 10^\circ\text{C}$ в течение 50 часов, и высокого отпуска при температуре $680 \pm 10^\circ\text{C}$.

Проведено исследование превращения переохлажденного аустенита новой высокохромистой стали марки 12X10M1B1ФБРА, определены критические точки стали данной композиции, которые составляют $A_{c1}=829^\circ\text{C}$ и $A_{c3} 887^\circ\text{C}$. Построена термокинетическая диаграмма указанной высокохромистой стали (рис. 9).

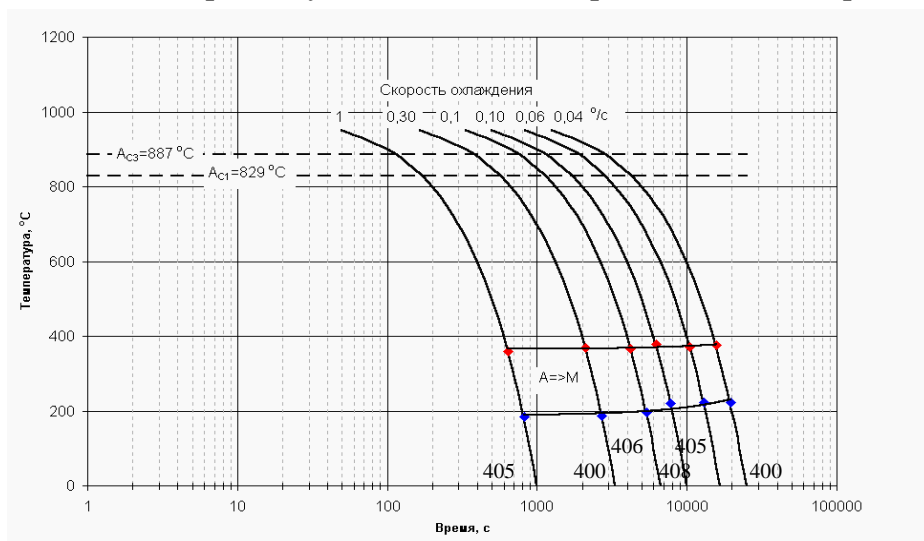


Рис. 9. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита и значения микротвердости стали 12X10M1B1ФБРА

В результате исследования установлено, что при скоростях охлаждения от $0,04$ до $1^\circ\text{C}/\text{c}$ распад переохлажденного аустенита протекает по мартенситному механизму. С увеличением скорости охлаждения температура начала мартенситного превращения понижается незначительно: $M_n = 376^\circ\text{C}$ при скорости охлаждения $0,04^\circ\text{C}/\text{c}$ и 359°C – при $1^\circ\text{C}/\text{c}$. Мартенситное превращение протекает не в полной степени и завершается при 222°C для скорости охлаждения равной $0,04^\circ\text{C}/\text{c}$, а при скорости охлаждения $1^\circ\text{C}/\text{c}$ – при 185°C . Уровень микротвердости не зависит от скорости

охлаждения и составляет $H_{\mu 50}=400-408$, что ниже типичного уровня твердости для сталей данного класса $H_{\mu 50}=441-491$ и может объясняться пониженной температурой аустенитизации, выбранной при исследовании.

В работе исследовано влияния параметров отпуска на свойства стали 12X10M1B1ФБРА. Пробы для исследования обрабатывались по следующему режиму: нормализация от температуры 1050°C с охлаждением на воздухе до 100°C на поверхности проб и промежуточный отпуск при 570°C в течение 5 часов. Далее основной отпуск проводился при различных температурах и временах выдержки (12 режимов): при температуре 680°C - выдержка 5, 10, 25 и 40 часов, при температуре 700°C - выдержка 4, 11, 25 и 40 часов, при температуре 720°C - выдержка 2, 5, 14 и 25 часов.

Графики отпускостойчивости – зависимости твердости, ударной вязкости и прочностных свойств от параметра Холломона представлены на рисунке 10.

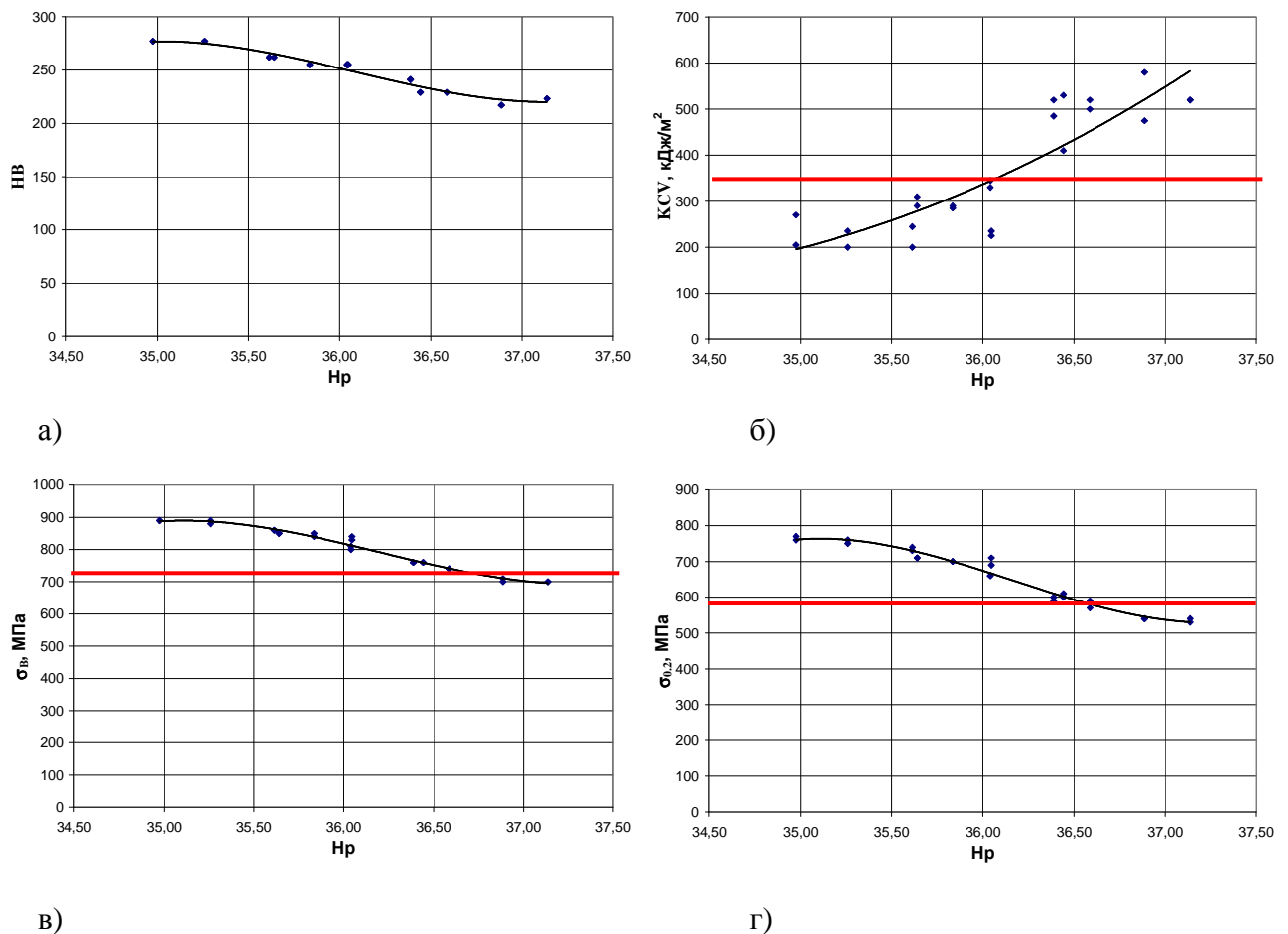


Рис. 10. Зависимость твердости (а), ударной вязкости (б), временного сопротивления (в) и предела текучести (г) от параметра Холломона

Исследование отпускостойчивости стали 12X10M1B1ФБРА показало, что параметр отпуска в диапазоне $H_r=36,39-36,44$ обеспечивает наилучшее сочетание всех кратковременных механических свойств, включая прочность, пластичность и вязкость.

Предварительно для уточнения параметров основной термической обработки заготовки макета ротора был проведен теплофизический расчет нескольких вариантов режима основной термической обработки с применением системы компьютерного моделирования «ПолигонСофт». В результате определены оптимальные продолжительности выдержек при нагреве под закалку, при промежуточном и основном отпуске, а также рассчитаны скорости охлаждения на всех стадиях термической обработки при различных условиях охлаждения.

На основании компьютерного моделирования нескольких вариантов термической обработки и результатов исследования отпускостойчивости стали 12Х10М1В1ФБРА разработаны принципиальные технологические параметры режима основной термической обработки заготовок высокохромистых роторов.

Выборный для поковки из стали 12Х10М1В1ФБРА режим основной термической обработки, составленный на основании расчётов с применением компьютерного моделирования, представлен на рисунке 11.

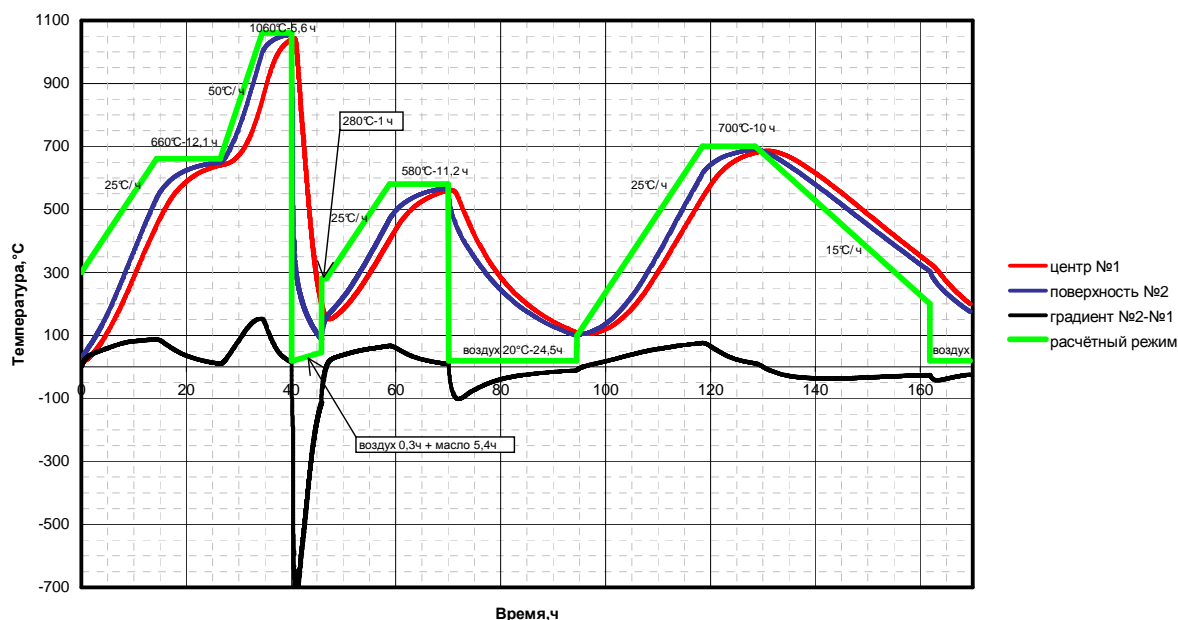


Рис.11. Схема режима основной термической обработки макета ротора (изменение температуры на поверхности и в среднем сечении бочки макета ротора)

После основной термической обработки проведено исследование структуры и механических свойств в различных зонах бочки и шеек ротора. Микроструктура металла во всех исследованных зонах представляет собой отпущенный мартенсит без выделений структурно свободного δ -феррита (рис. 12). Исходная структура аустенита отличается крупнозернистостью, размер зерна в основном соответствует номеру G_2 по ГОСТ 5639-82, но встречаются зерна от G_1 до G_3 в количестве менее 10%. Отличий по величине зерна между исследуемыми зонами не наблюдалось.

Результаты испытаний механических свойств приведены в таблице 4.

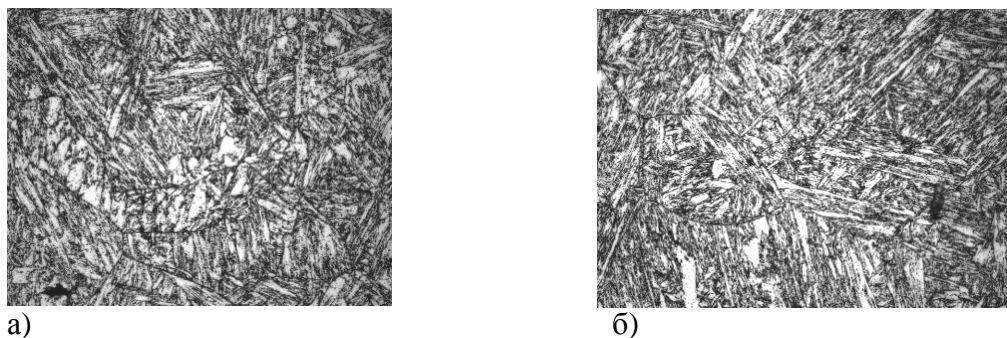


Рис.12. Микроструктура металла макета ротора: а) нижняя шейка; б) верх бочки (x500)

Таблица 4 - Результаты испытаний механических свойств макета ротора

Исследуемая зона	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²	КСУ, кДж/м ²	T ₅₀ , °С
	направление продольное						
верх вала	860	740	16	57	1590; 1600; 650	890	+21
	870	750	15,5	60			
низ вала	890	780	14,5	60	1630; 1240; 1250	410	+40
	850	740	16,5	63			
ТУ 05764417-066-98	≥ 740	590-740	≥ 14	≥ 40	≥ 490	–	≤ +40
	направление тангенциальное						
Верх бочки	820	700	18,5	59	980; 980; 990	120; 210; 405	+39
	880	760	17	60			
Низ бочки	820	700	16,5	64	870; 720; 880	710; 210; 900	+26
	810	690	16	63			
ТУ 05764417-066-98	≥ 740	590-740	≥ 13	≥ 35	≥ 490	–	≤ +40

Установлено, что в тангенциальном направлении достигнут уровень прочности КП 690-760, в продольном направлении несколько выше - КП 740-780, но вблизи верхней границы заданного уровня. Пластические свойства, ударная вязкость вне зависимости от места и направления отбора образцов находятся на достаточно высоком уровне. Температура вязко-хрупкого перехода макета ротора соответствует заданным требованиям.

Результаты исследования кратковременных механических свойств заготовки макета ротора показали, что разработанная технология обеспечивает получение стали с высоким уровнем кратковременных механических свойств.

В приложении приведены технологические рекомендации для промышленного производства роторов из высокохромистой стали в ООО «ОМЗ-Спецсталь».

Основные выводы

1. Разработаны принципиальные технологические параметры изготовления заготовок роторов из двух перспективных высокохромистых сталей Cr-Mo-V-Nb и Cr-

Mo-W-V-Nb систем легирования для энергоблоков, работающих в условиях ССКП. В результате исследований технологической пластичности, влияния деформационных параметров на предельную пластичность, физического моделирования процесса горячей пластической деформации на установке Gleeble[®] 3800 и компьютерного моделирования теплового состояния заготовки макета ротора в процессековки определены принципиальные термомодеформационные режимыковки заготовки макета ротора в промышленных условиях. Исследования превращений переохлажденного аустенита, микроструктуры, механических и служебных свойств указанных композиций высокохромистых сталей в совокупности с результатами компьютерного моделирования различных вариантов термической обработки позволили разработать принципы назначения основных технологических параметров термической обработки заготовок высокохромистых роторов.

2. В результате исследований кинетики превращения переохлажденного аустенита установлено, что аустенитизация при температуре 1050°C и последующее охлаждение в диапазоне скоростей 0,04 – 1 %/с приводит только к мартенситному превращению в высокохромистых сталях указанных систем легирования. Определены критические точки, которые составляют для стали X11MNAФБ - $A_{c1} = 803^\circ\text{C}$ и $A_{c3} = 875^\circ\text{C}$, для стали 12X10M1B1ФБРА - $A_{c1} = 829$ и $A_{c3} = 887^\circ\text{C}$. Температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита стали композиции Cr-Mo-V-Nb составляет 690°C. Установлено, что для обеспечения максимальной степени перлитного превращения в качестве предварительной термической обработки рекомендуется выполнять изотермический отжиг (перлитизацию) заготовок роторов при температуре $690 \pm 10^\circ\text{C}$ продолжительностью не менее 15 часов.

3. Результаты исследования технологической пластичности высокохромистых сталей двух композиций легирования показали, что в интервале температур горячей пластической деформации металл имеет удовлетворительный уровень предельной пластичности при температурах не менее 1100°C, что необходимо учитывать при назначении технологических параметровковки высокохромистых сталей. За счет регулирования степени единичных обжатиий и пауз между ними можно обеспечить максимальную деформируемость металла высокохромистой стали при ковке поковок типа роторов.

4. В результате выполненных исследований установлено, что для обеспечения высокого комплекса свойств необходимо, чтобы структура высокохромистых сталей типа X11MNAФБ и 12X10M1B1ФБРА в состоянии после основной термической обработки представляла собой отпущенный мартенсит без выделений структурно свободного δ -феррита с величиной аустенитного зерна преимущественно не крупнее G₂ ГОСТ 5639-82.

5. Исследование карбидной фазы стали X11MNAФБ после одинарной закалки и основного отпуска в интервале температур 680°C – 750°C показало, что основной упрочняющей фазой в высокохромистых сталях данного типа является карбид хрома

и молибдена ($Me_{23}C_6$), также присутствуют карбиды и карбонитриды ниобия. Фазы Лавеса не выявлены, что подтверждает рациональность выбора режима термической обработки.

6. В результате исследования отпускостойчивости стали X11MNAФБ определена возможность варьирования категории прочности высокохромистых сталей за счёт изменения параметра Холломона и установлены диапазоны его значений для получения необходимого уровня категории прочности. Для обеспечения КП590-620 параметр Холломона должен быть в интервале $Hr=36,68-37,54$, для достижения более высокой категории прочности КП680-770 параметр Холломона должен составлять $Hr=34,90-35,79$. По результатам исследований различных вариантов термической обработки стали X11MNAФБ установлено преимущество двойной закалки по сравнению с одинарной закалкой при необходимости повышения уровня работы удара и снижения переходной температуры хрупкости. Исследование влияния параметров отпуска на механические свойства металла стали 12X10M1B1ФБРА позволило определить диапазон значений параметра отпуска $Hr=36,39-36,44$, обеспечивающий наилучшее сочетание всех кратковременных механических свойств.

7. Разработана и опробована в промышленных условиях ООО «ОМЗ-Спецсталь» технологияковки и основной термической обработки заготовок роторов из высокохромистой стали, позволяющая обеспечивать высокий комплекс механических и служебных свойств, соответствующих условиям работы при ССКП. В производственных условиях изготовлен полноразмерный макет ротора из стали 12X10M1B1ФБРА, выполнены испытания и исследования качества металла, подтвердившие высокий уровень всех механических свойств.

8. Установлены основные взаимосвязи структуры и свойств с различными технологическими факторами производства роторов из высокохромистой стали. Результаты настоящей работы позволили разработать ряд практических технологических рекомендаций для промышленного производства роторов из высокохромистой стали в условиях ООО «ОМЗ-Спецсталь».

Основное содержание диссертационной работы изложено в следующих публикациях:

- 1. Колпишон Э.Ю., Михеева И.Н., Ратушев Д.В., Титова Т.И., Шкляев С.Э., Чижик Т.А. Выбор материалов для роторов паровых турбин, работающих при температуре 600°C и выше // Электromеталлургия. – 2008. – №9. – С.2-7.**
2. Ратушев Д.В., Шлякман Б.М., Титова Т.И., Шкляев С.Э., Колпишон Э.Ю. Исследование интервала температур горячей пластической деформации высокохромистых сталей // Современные металлические материалы и технологии (СММТ' 2009): Тр. междунар. науч.-техн. конф. – СПб.: СПбГПУ, 2009. – С.515.
3. Ратушев Д.В., Титова Т.И., Михеева И.Н., Шкляев С.Э. Исследование механических свойств стали типа X11MNAФБ в зависимости от параметров основной

термической обработки // Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций: Тр. XV междунар. науч.-техн. конф. – СПб. – 2009. – С. 152-160.

4. Шлякман Б.М., Ратушев Д.В., Шкляев С.Э. Исследование горячей пластичности новых высокохромистых сталей мартенситного класса // Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС: Доклады 11-ой междунар. конф. – СПб. – 2010. – С.213-221.

5. Ратушев Д.В., Титова Т.И., Шлякман Б.М. Исследование деформируемости высокохромистых сталей для роторов ССКП // Проблемы ресурса и безопасно эксплуатации материалов и конструкций: Тр. XVI междунар. науч.-техн. конф. – СПб. – 2011. – С.147-151.

6. Титова Т.И., Ратушев Д.В., Михеева И.Н., Шкляев С.Э., Батов Ю.М., Афанасьев С.Ю., Баландин С.Ю., Дуб В.С., Дурынин В.А., Колпишон Э.Ю., Скоробогатых В.Н. Опыт изготовления и результаты исследования заготовки ротора ВД из стали типа 12Х10М1В1ФБРА // Тяжёлое машиностроение. – 2011. – №6. – С.2-6.

7. Ратушев Д.В. Опыт освоения производства заготовок роторов из высокохромистых марок стали для ССКП // ИЖОРА 2011: Тез. докл. науч.-практич. конф. молодых специалистов Ижорской промышленной площадки. – СПб. – 2011. – С.77-78.

8. Титова Т.И., Ратушев Д.В., Шкляев С.Э., Черняховский С.А., Батов Ю.М., Афанасьев С.Ю., Уткин А.А., Баландин С.Ю. Освоение производства заготовок роторов из высокохромистых марок стали в ООО «ОМЗ-Спецсталь» // Инновационные материалы и технологии для атомного, энергетического и тяжелого машиностроения: Тезисы выступлений участников междунар. науч.-практич. конф. – М. – 2011. – С.28-29.

9. Цеменко В.Н., Ратушев Д.В., Титова Т.И., Шлякман Б.М. Определение интервала технологической пластичности высокохромистых сталей мартенситного класса // Нанотехнологии функциональных материалов: Труды междунар. науч.-техн. конф. – СПб.: СПбГПУ, 2012. – С.329-334.

10. Титова Т.И., Ратушев Д.В., Шкляев С.Э., Черняховский С.А., Батов Ю.М., Афанасьев С.Ю., Уткин А.А., Баландин С.Ю. Разработка технологии изготовления высококачественных заготовок для роторов из высокохромистых сталей // Электрометаллургия. – 2012. – №5. – С.2-7.

11. Титова Т.И., Цеменко В.Н., Ратушев Д.В., Шкляев С.Э., Чижик Т.А. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства высокохромистой стали мартенситного класса // Научно-технические ведомости СПбГПУ: Серия «Наука и образование. – 2012. – №3-2. – С.166-174.

12. Титова Т.И., Цеменко В.Н., Ратушев Д.В. Исследование структуры и свойств высокохромистой стали мартенситного класса после термической обработки // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2013. – №9. – С.47-51.