

*На правах рукописи*



**Кипелова Алла Юрьевна**

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КОБАЛЬТОМ  
И РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ  
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ Р911**

**Специальность 05.16.01**

**Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов**

**АВТОРЕФЕРАТ  
диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук**

**Москва – 2013**

Работа выполнена в ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», научно-исследовательская лаборатория Механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов

Научный руководитель: КАЙБЫШЕВ РУСТАМ ОСКАРОВИЧ  
доктор физико-математических наук,  
старший научный сотрудник

Официальные оппоненты: ДЕГТЯРЕВ МИХАИЛ ВАСИЛЬЕВИЧ  
доктор технических наук, старший научный  
сотрудник  
Институт физики металлов УрО РАН,  
заместитель директора по научной работе

РОДИОНОВА ИРИНА ГАВРИЛОВНА  
доктор технических наук, старший научный  
сотрудник  
ГНЦ РФ ФГУП «ЦНИИчермет  
им. И.П. Бардина», Центр физической химии,  
материаловедения, биметаллов и специальных  
видов коррозии, заместитель директора

Ведущая организация: ГНЦ РФ ОАО НПО «Центральный  
научно-исследовательский институт  
технологии машиностроения»

Защита состоится «\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2013 г. в \_\_\_\_\_ на заседании диссертационного  
совета Д212.132.08 на базе ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский  
технологический университет «МИСиС» по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский  
проспект, д. 4, ауд. \_\_\_\_\_.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВПО  
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС».

Автореферат разослан «\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2013 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,  
доктор физико-математических наук



Мухин С.И.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность работы.** Повышение коэффициента полезного действия тепловых угольных электростанций нового поколения, определяется возможностью разработки и производства жаропрочных сталей, способных выдерживать эксплуатацию в течение 200 000 часов при суперсверхкритических параметрах пара ( $T \geq 590^{\circ}\text{C}$ ,  $P \geq 24 \text{ МПа}$ ). Поэтому разработка жаропрочных сталей нового поколения является одним из наиболее актуальных направлений развития современной теплоэнергетики. В последние двадцать лет были разработаны 9%Cr жаропрочные стали мартенситного класса, которые используются в качестве материалов высокотемпературных элементов котлов, паропроводов и паровых турбин в энергоблоках электростанций нового поколения при температурах около  $600^{\circ}\text{C}$ . Эти стали имеют не только высокое сопротивление ползучести, низкий коэффициент термического расширения, хорошее сопротивление окислению в остром паре, но и относительно низкую стоимость, что обеспечивает высокую экономическую эффективность их использования. Дальнейшее повышение температуры эксплуатации этих сталей может быть достигнуто за счет оптимизации их химического состава и режимов термической обработки, с целью обеспечения наиболее благоприятной микроструктуры и фазового состава. Однако, этому мешает отсутствие на сегодняшний день цельной картины микроструктурного дизайна 9%Cr теплотехнических сталей мартенситного класса. Неясны причины позитивного влияния дисперсных фаз, а также ряда легирующих элементов на сопротивление ползучести этих материалов.

Актуальность настоящей работы обусловлена тем, что в ней выполнено систематическое исследование влияния кобальта на фазовый состав стали типа P911, относящейся к 9%Cr жаропрочным сталям мартенситного класса, на эволюцию структуры при отпуске, длительном старении и в процессе ползучести. Кроме того, оценено влияние кобальта на механические свойства, включая сопротивление ползучести. Данные, полученные в настоящей работе, позволяют понять принципы легирования высокохромистых сталей мартенситного класса теплотехнического назначения.

**Цель работы.** Установить влияние легирования кобальтом и режимов термической обработки на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства стали P911.

Для достижения поставленной цели решались следующие **задачи**:

- 1 Определить влияние отпуска на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства сталей P911 и P911 + 3%Co;
- 2 Определить сопротивление ползучести сталей P911 и P911 + 3%Co в интервале температур  $600\text{--}650^{\circ}\text{C}$ ;

3 Установить влияние кобальта на структурные изменения в стали Р911 при длительном старении, а также в процессе ползучести при температурах 600–650°C;

4 Установить роль карбидов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , карбонитридов  $\text{Me}(\text{C},\text{N})$  и фаз Лавеса в стабилизации реечной структуры троостомартенсита стали Р911 + 3%Со.

#### **Научная новизна.**

1 Установлена стадийность выделений карбидов при отпуске в сталях Р911 и Р911 + 3%Со и ее связь с механическими свойствами. Легирование кобальтом повышает температуру Кюри на 32°C и смещает начало выделения карбида  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  к более низкой температуре отпуска. Отпуск сталей при температуре 300°C приводит к выделению на дислокациях дисперсных карбонитридов  $\text{Nb}(\text{C},\text{N})$  со средним размером ~ 5 нм, что является причиной появления псевдо эффекта Портевена-Ле Шателье при этой температуре.

2 Легирование стали Р911 кобальтом значительно повышает сопротивление ползучести. Время до разрушения увеличивается в 4 раза при температуре испытания 650°C и приложенных напряжениях от 100 до 200 МПа.

3 Установлено, что повышенное сопротивление ползучести стали легированной кобальтом обусловлено стабилизацией дислокационной структуры троостомартенсита. Установлена роль карбидов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , карбонитридов  $\text{Me}(\text{C},\text{N})$  и фаз Лавеса  $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$  в стабилизации структуры троостомартенсита стали Р911 + 3%Со при ползучести. Около 90% фаз Лавеса выделяется на высокоугловых границах, что свидетельствует о незначительном вкладе этих фаз в стабилизацию границ реек. Карбиды  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , расположенные на высокоугловых и малоугловых границах вносят основной вклад в стабилизацию структуры троостомартенсита. Введение кобальта в сталь Р911 существенно уменьшает скорость коагуляции этих карбидов, что обуславливает его позитивный эффект на стабильность дислокационной структуры троостомартенсита и, соответственно, на сопротивление ползучести. Тормозящая миграцию границ сила от карбидов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  в 3–10 раз больше, чем от карбонитридов  $\text{Me}(\text{C},\text{N})$ .

4 В стали Р911 + 3%Со после отпуска при 750°C кроме известных ориентационных соотношений Курдюмова – Закса, Нишиямы – Вассермана и Питча для карбидов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и ферритной матрицы было обнаружено два новых:  $(110)_\alpha \parallel (111)_{\text{Me}_{23}\text{C}_6} [001]_\alpha \parallel [4\bar{3}1]_{\text{Me}_{23}\text{C}_6}$ ;  $(110)_\alpha \parallel (111)_{\text{Me}_{23}\text{C}_6} [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha \parallel [431]_{\text{Me}_{23}\text{C}_6}$ .

**Практическая значимость.** Установлен оптимальный режим термической обработки и определены механические свойства новой жаропрочной стали мартенситного класса Р911 + 3%Со, предназначенной для использования в качестве конструкционного материала. Показано, что данная

сталь может эксплуатироваться при температурах на 20°C выше, чем стандартная сталь P911, что позволяет рассматривать ее как перспективный материал для котлов, роторов турбин, труб паропроводов и других элементов энергоблоков, работающих на суперсверхкритических параметрах пара.

**На защиту выносятся:**

1 Зависимость микроструктуры, фазового состава и механических свойств сталей P911 и P911 + 3%Co от температуры отпуска;

2 Результаты испытаний сталей на ползучесть при температуре 650°C в интервале напряжений 100–200 МПа;

3 Эффективность стабилизации структуры троостомартенсита стали P911 + 3%Co карбидами  $Me_{23}C_6$ , карбонитридами  $Me(C,N)$  и фазами Лавеса.

**Диссертационная работа выполнялась в рамках.** ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007–2012 годы» – государственный контракт № 02.523.12.3019 по теме «Разработка наноструктурированных жаропрочных сталей и технологий производства из них высокотемпературных элементов энергетического оборудования нового поколения» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы (госконтракт № П846 по теме «Механические свойства жаропрочной стали мартенситного класса для роторов турбин, работающих при сверхкритических параметрах пара» и госконтракт № П524 по теме «Изучение ползучести жаропрочной стали мартенситного класса нового поколения 10X9B1M1ФБР»).

**Апробация результатов работы.** Основные результаты диссертационной работы были представлены на Международных и Российских конференциях: «International Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials (Thermec'2009)», Берлин, Германия, 2009; «International Conference on the Strength of Materials (ICSMA–15)», Дрезден, Германия, 2009; Всероссийской конференции с элементами научной школы для молодежи, Белгород, 2009; «Recrystallization and Grain Growth (ReX&GG IV)», Шеффилд, Великобритания, 2010; 50-ом международном симпозиуме «Актуальные проблемы прочности», Витебск, Беларусь, 2010, «International Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials (Thermec'2011)», Квебек, Канада, 2011; Международной конференции с элементами научной школы для молодежи, Белгород, 2011; «12th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures (Creep 2012)», Киото, Япония, 2012.

**Вклад автора** заключается в постановке и решении задач данной работы, проведении механических испытаний, компьютерного моделирования и структурных исследований сталей, включающих оптическую металлографию,

просвечивающую и растровую электронную микроскопию, а также непосредственном участии в анализе и интерпретации результатов экспериментов, подготовке и написании статей.

**Достоверность** результатов диссертационной работы обусловлена комплексным решением поставленных задач с использованием современных методов исследования. Микроструктура сталей была изучена различными методами, такими как оптическая металлография, просвечивающая и растровая электронная микроскопия, анализ картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Механические свойства сталей определялись в соответствии с государственными и международными стандартами. Интерпретация результатов механических испытаний проводилась на основе микроструктурных исследований и анализа литературных данных.

**Публикации.** Основное содержание диссертационной работы представлено в 10 научных публикациях, в изданиях, включенных в перечень журналов ВАК, и включенных в международные базы цитирования (Scopus, Web of Science).

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, пяти глав, выводов и списка литературы из 132 наименований. Общий объем диссертации 130 страниц, в том числе 56 рисунков и 16 таблиц.

## **КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

Во **введении** обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цель, научная новизна и практическая ценность работы.

## **ГЛАВА 1 ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ**

Повышение КПД тепловых угольных электростанций нового поколения определяется возможностью разработки и производства жаропрочных сталей, способных выдерживать эксплуатацию в течение 200 000 часов при суперсверхкритических параметрах пара ( $T \geq 590^{\circ}\text{C}$ ,  $P \geq 24$  МПа). В последние двадцать лет был разработан ряд 9%Cr жаропрочных сталей мартенситного класса: P91, P92, P911, которые отвечают этим требованиям и используются в качестве материалов высокотемпературных элементов котлов, паропроводов и паровых турбин в энергоблоках электростанций нового поколения, работающих на твердом топливе. Эти стали имеют не только высокое сопротивление ползучести, низкий коэффициент термического расширения, хорошее сопротивление окислению в остром паре, но и относительно низкую стоимость, что обеспечивает высокую экономическую эффективность их использования.

Повышение температуры эксплуатации 9%Cr сталей нового поколения связано, в первую очередь, с оптимальным количеством в них V и Nb, что

обеспечивает двухфазное разделение карбонитрида  $Me(C,N)$  на обогащенный ванадием и азотом  $V(C,N)$  и обогащенный ниобием и углеродом  $Nb(C,N)$ . Такое разделение является термодинамически выгодным, что обеспечивает высокую стойкость этих карбонитридов против коагуляции при длительных выдержках и является главной причиной повышения температуры эксплуатации 9%Cr сталей на 50–70°C. Следует отметить, что причины, по которым существенно повышается жаропрочность высокохромистых сталей мартенситного класса во многом оставались неясными. Все исследователи были единодушны только в одном: стабилизация дислокационной структуры троостомартенсита является основным фактором, определяющим высокое сопротивление ползучести. Дисперсионное упрочнение является фактором второго порядка.

Стабильность структуры троостомартенсита при ползучести определяется удельным объемом, распределением и размером карбонитридов и карбидов типа  $Me(C,N)$  и  $Me_{23}C_6$ , выделившихся при отпуске. Дисперсные частицы сдерживают движение дислокаций. В результате, границы реек троостомартенсита сохраняют свою структуру в процессе ползучести при повышенных температурах. Именно сочетание дислокационной структуры троостомартенсита с наночастицами вторичных фаз обеспечивает уникальные характеристики ползучести сталей мартенситного класса нового поколения. Однако дисперсные частицы могут коагулировать в процессе эксплуатации и, более того, могут выделяться новые фазы, такие как Z-фаза и фаза Лавеса. Такое изменение в распределении дисперсных частиц сопровождается трансформацией структуры троостомартенсита в обычную горячедеформированную структуру, и сталь теряет свою жаропрочность. Таким образом, эволюция микроструктуры при ползучести является ключевым фактором для 9%Cr сталей нового поколения, определяющих длительную прочность и сопротивление ползучести.

Другим способом повысить жаропрочность сталей мартенситного класса является введение таких элементов как W, Mo, Co, которые эффективно уменьшают скорость диффузии, что затрудняет перераспределение дислокаций. Это дополнительно повышает температуру эксплуатации на 20–50°C в зависимости от легирующего элемента и его количества. Однако, физический механизм, ответственный за повышение жаропрочности высокохромистых сталей мартенситного класса в результате легирования этими элементами, на момент постановки исследования тоже был во многом неясен.

Поскольку в данной работе в качестве объектов исследования были выбраны две жаропрочные стали мартенситного класса: классическая сталь P911, разработанная европейским консорциумом в рамках Европейской программы COST в конце прошлого столетия как сталь E911 (сертифицированная ASME как P911) и сталь P911 дополнительно

легированная 3% кобальта, то приводится детальное описание имеющихся в открытой литературе данных по механическим свойствам стали P911, которая предназначена для использования в качестве конструкционного материала, работающего до температуры пара 605°C.

С целью повышения температуры эксплуатации до 650°C в ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» была создана российская сталь 10X9K3B1M1ФБР, содержащая 3% Со, которая представляет собой модификацию стали P911 дополнительно легированную кобальтом. Несмотря на то, что в настоящее время дополнительное легирование сталей мартенситного класса кобальтом является одним из наиболее эффективных способов легирования для повышения их рабочей температуры, его точная роль в повышении жаропрочности сталей не известна. Этот вывод сделан на основе анализа всех опубликованных работ, в которых изучаются высокохромистые стали мартенситного класса, содержащие кобальт. С этой точки зрения представляется целесообразным проведение систематических исследований, направленных на установление влияния кобальта на микроструктуру, формирующуюся после отпуска, так как именно она определяет весь комплекс механических свойств сталей мартенситного класса, а также выявление его влияния на эволюцию микроструктуры в процессе ползучести. Эти данные будут иметь не только научное значение, но и позволят уточнить подходы к созданию новых высокохромистых сталей мартенситного класса с более высокой температурой эксплуатации.

Кроме того на момент постановки работы в литературе отсутствовали сведения о стадийности распада мартенсита при отпуске мартенситных сталей нового поколения. Таким образом, необходимо было детально проанализировать влияние термической обработки на структуру и свойства высокохромистых сталей мартенситного класса.

## **ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ**

В качестве материалов исследования были выбраны жаропрочные стали мартенситного класса P911 (10X9B1M1ФБР) и P911 + 3%Со (10X9K3B1M1ФБР). Химический состав сталей приведен в таблице 1. Кованные заготовки сталей подвергали термической обработке по следующему режиму:

- 1) аустенизация в течение 30 минут в интервале температур 1050 – 1060°C с последующим охлаждением на воздухе;
- 2) отпуск в интервале температур 200–800°C в течение 3 часов с последующим охлаждением на воздухе.

Механические испытания на одноосное растяжение проводили на универсальной испытательной машине “Instron 5882” в интервале температур 20 – 800°C, при скоростях деформации  $2,1 \cdot 10^{-3}$  и  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .



Таблица 1 – Химический состав (% вес.) жаропрочных сталей P911 и P911 + 3%Co

Сталь	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
P911	осн.	0,12	0,06	0,36	0,010	0,008	0,02	0,2	9,8
	Co	Mo	W	V	Nb	N	B	Al	
	0,1	1,01	0,93	0,2	0,05	0,05	0,003	0,015	
P911 + 3%Co	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
	осн.	0,13	0,06	0,02	0,007	0,005	0,10	0,05	8,6
	Co	Mo	W	V	Nb	N	B	Al	
	3,2	0,90	1,20	0,2	0,07	0,04	0,005	<0,005	

Твердость по Бринеллю измеряли с помощью цифрового твердомера фирмы Wolpert 3000BLD путем вдавливания шарика из твердого сплава диаметром 10 мм в образец под действием усилия 29400 Н.

Ударную вязкость сталей (*KCV*) определяли на стандартных образцах длиной 55 мм и площадью поперечного сечения  $10 \cdot 10 \text{ мм}^2$  с использованием маятникового копра Instron IMP460. Испытания проводили в интервале температур  $+20 - -60^\circ\text{C}$ .

Испытания на циклическую трещиностойкость проводили при комнатной температуре на сервогидравлической машине “Instron 8801” на прямоугольных компактных образцах с боковой сквозной прорезью. Нагружение образцов осуществляли по синусоидальной форме цикла с частотой 5 Гц и коэффициентом асимметрии цикла  $R_\sigma = 0,1$ .

Испытания на ползучесть и длительную прочность проводили на стандартных образцах с использованием машин рычажного типа производства ЦНИИТМАШ и фирмы “ATS 2330” при температурах 600, 650 $^\circ\text{C}$  в интервале напряжений 100–200 МПа (испытание при температуре 650 $^\circ\text{C}$  и напряжении 120 МПа было проведено в ОАО НПО “ЦНИИТМАШ”).

Для определения температур фазовых превращений в сталях использовали дифференциальную сканирующую калориметрию (ДСК). ДСК образцов проводили в установке SDT Q600 фирмы “TA Instruments” при нагреве и охлаждении со скоростями 2, 10 и 20 $^\circ\text{C}/\text{мин}$  в атмосфере аргона.

При анализе влияния легирования кобальтом на фазовый состав, объемную долю и скорость роста фаз сталей применяли методы термодинамического моделирования с использованием программ Thermo-Calc TCW v5 и DICTRA26, также при расчетах использовались термодинамические базы данных TCFE6 и MOB2.

Металлографический анализ проводили на оптическом инвертированном микроскопе “Olympus GX71”, оснащенном цифровой микроскопной видеокамерой. Фрактографические исследования и определение характеристик структуры мартенсита выполняли с использованием сканирующего

электронного микроскопа FEI “Quanta 600F”, оснащенного анализатором дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). По данным EBSD строили карты разориентировок с учетом угловых разориентировок выше  $2^\circ$ . Тонкую структуру сталей наблюдали в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) “JEOL JEM-2100”, оснащенный приставкой энергодисперсионного микроанализа “INCA Oxford Instruments” при ускоряющем напряжении 200 кВ. Для электронно-микроскопического анализа изготавливали фольги методом струйной электрохимической полировки с использованием в качестве электролита 10%-ого раствора хлорной кислоты в уксусной на установке “Tenipol-5”. Поперечный размер реек мартенсита и субзерен рассчитывали методом секущих. Плотность решеточных дислокаций определяли по количеству точек выхода отдельных дислокаций на поверхность фольги. Размер и химический состав фаз типа  $\text{Me}(\text{C}, \text{N})$ ,  $\text{Me}_3\text{C}$ ,  $\text{Me}_2\text{N}$ ,  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и Лавеса определяли на углеродных репликах при исследовании на ПЭМ. Природу фаз устанавливали по результатам совместного анализа дифракционных картин от них и результатам энергодисперсионного микроанализа.

### **ГЛАВА 3 ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ P911 И P911 + 3%Co**

Микроструктура пакетного мартенсита, сформированная в сталях после нормализации, состояла из исходных аустенитных зерен (ИАЗ), разделенных высокоугловыми границами пакетов и блоков, которые в свою очередь разделялись малоугловыми границами реек (рисунок 1). Разориентировка малоугловых границ в большинстве случаев была менее  $5^\circ$ . Средний размер ИАЗ в стали P911 составил 28 мкм, а у стали P911 + 3%Co – 14 мкм.

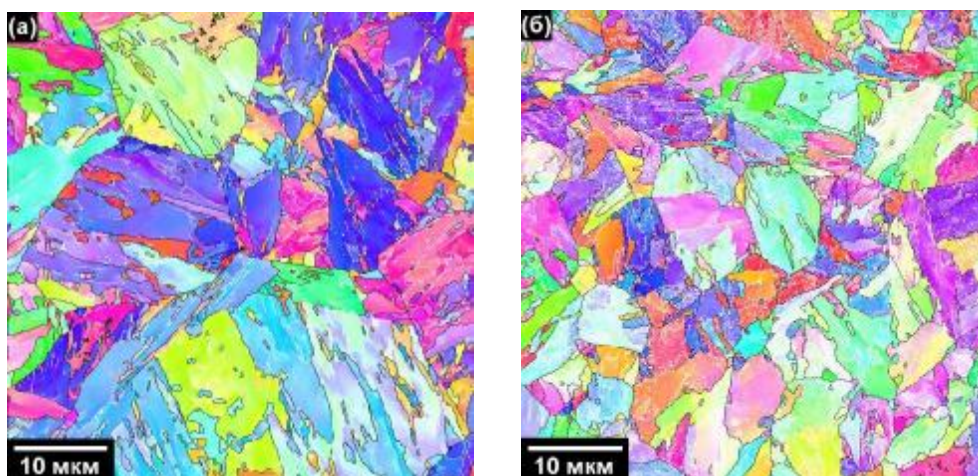


Рисунок 1 – Карты разориентировок сталей P911 (а) и P911 + 3%Co (б) после нормализации от 1050–1060°C

Тонкая микроструктура обеих сталей состояла из вытянутых мартенситных реек со средним поперечным размером  $\sim 200$  нм, содержащих большое количество решеточных дислокаций (рисунок 2 (а), (б)). Плотность дислокаций составляла  $8,6 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и  $11,7 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в сталях Р911 и Р911 + 3%Со, соответственно.

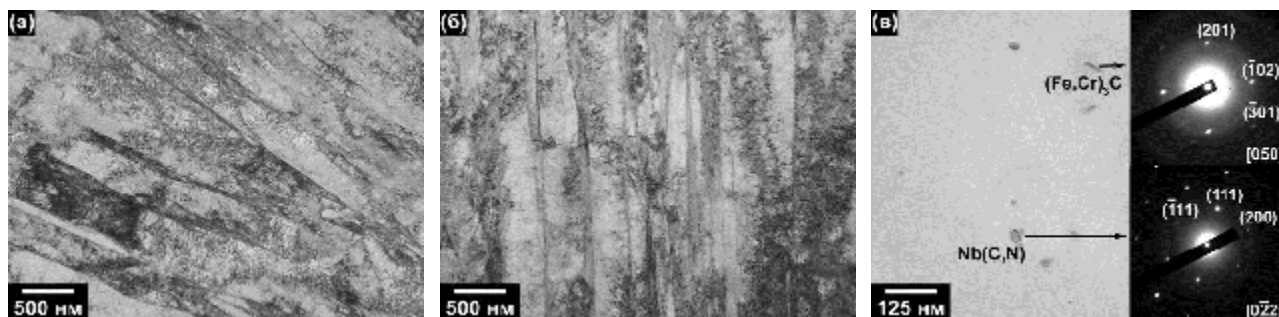


Рисунок 2 – Микроструктура сталей Р911 (а) и Р911 + 3%Со (б) после нормализации от 1050–1060°C; частицы цементита и карбонитрида ниобия в сталях Р911 + 3%Со на углеродной реплике и микродифракции от них (в)

Электронно-микроскопическое исследование сталей выявило внутри мартенситной матрицы карбонитриды круглой формы Nb(C,N), а также пластины цементита  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$  размером  $\sim 40$  нм, выделившиеся в процессе самоотпуска (рисунок 2 (в)). Средний размер карбонитридов ниобия составил  $\sim 74$  нм в сталях Р911 и  $\sim 31$  нм в сталях Р911 + 3%Со.

Отпуск при 300°C не привел к существенному изменению параметров микроструктуры и фазового состава сталей (таблица 1). Однако произошло дополнительное выделение дисперсных карбонитридов круглой формы типа Nb(C,N) размером  $\sim 5$  нм (рисунок 3 (а), (б)). Эти частицы располагались в основном на дислокациях и подчинялись ориентационному соотношению Бейкера-Наттинга с ферритной (мартенситной) матрицей:  $(100)_{\text{NbC}} \parallel (100)_\alpha$  и  $[011]_{\text{NbC}} \parallel [001]_\alpha$  (рисунок 3 (в)).

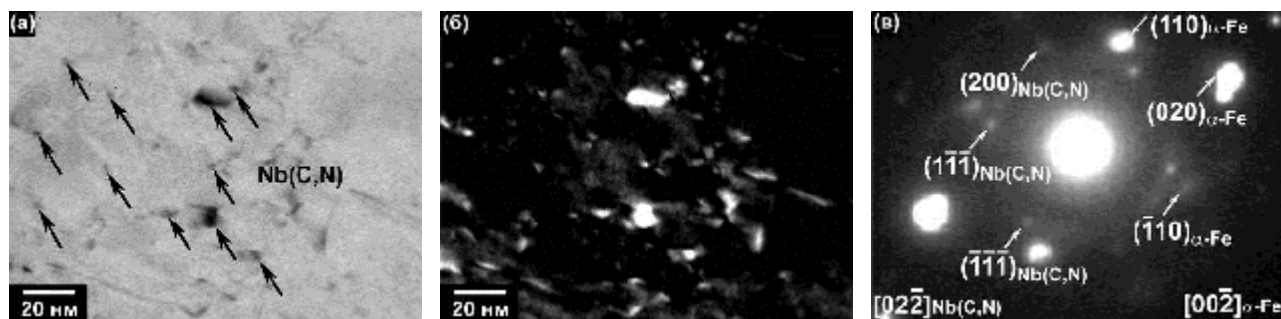


Рисунок 3 – Карбонитриды ниобия в сталях Р911 + 3%Со (а, б) (а – светлое поле, б – темное поле). Дифракционная картина (в) получена с области “а”

Таблица 2 – Параметры микроструктуры сталей Р911 и Р911 + 3%Со после различных режимов термической обработки

	Температура отпуска, °С	После нормализации	300	525	625	750 – 760
Р911	Ширина реек мартенсита, нм	$198 \pm 13$	$203 \pm 10$	$224 \pm 12$	$250 \pm 20$	$345 \pm 25$
	Плотность решеточных дислокаций, $\text{м}^{-2}$	$8,6 \pm 0,8 \cdot 10^{14}$	$8,9 \pm 1,4 \cdot 10^{14}$	$8,8 \pm 3,2 \cdot 10^{14}$	$6,3 \pm 3,1 \cdot 10^{14}$	$3,5 \pm 0,8 \cdot 10^{14}$
	Средний размер $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ , нм	$36 \pm 2$ (59/12)	$45 \pm 2$ (78/12)	$74 \pm 5$ (122/26)	–	–
	Средний размер $\text{Me}(\text{C,N})$ , нм	$74 \pm 12$	$53 \pm 6$	$67 \pm 7$	$25 - 140$	$28 \pm 2$
	Средний размер $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , нм	–	–	–	$90 \pm 3$	$116 \pm 7$
	Средний размер $\text{Me}_2\text{N}$ , нм	–	–	–	$40 \pm 2$	–
Р911 + 3%Со	Ширина реек мартенсита, нм	$210 \pm 13$	$214 \pm 16$	$205 \pm 20$	$305 \pm 30$	$360 \pm 45$
	Плотность решеточных дислокаций, $\text{м}^{-2}$	$11,7 \pm 1,3 \cdot 10^{14}$	$10,2 \pm 1,5 \cdot 10^{14}$	$9,8 \pm 1,6 \cdot 10^{14}$	$9,7 \pm 1,7 \cdot 10^{14}$	$6,2 \pm 1,7 \cdot 10^{14}$
	Средний размер $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ , нм	$40 \pm 2$ (65/16)	$56 \pm 2$ (83/29)	–	–	–
	Средний размер $\text{Me}(\text{C,N})$ , нм	$31 \pm 1$	$18 \pm 1$	$19 \pm 1$	$12 - 80$	$30 \pm 2$
	Средний размер $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , нм	–	–	$39 \pm 3$ (63/14)	$85 \pm 3$	$118 \pm 3$
	Средний размер $\text{Me}_2\text{N}$ , нм	–	–	–	$34 \pm 1$	–

Значимых изменений в микроструктуре после отпуска при 525°С, по сравнению с состоянием после нормализации, не наблюдалось в обеих сталях (таблица 2). Хотя в стали Р911 + 3%Со, по сравнению со сталью Р911,

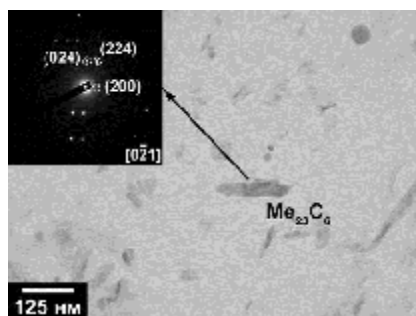


Рисунок 4 – Карбид  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  в стали Р911 + 3%Со на углеродной реплике после отпуска при 525°С

выделились карбиды типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  пластинчатой формы (рисунок 4). Можно предположить, что начало выделения карбида  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  в стали Р911 + 3%Со при более низкой температуре отпуска связано с уменьшением критического размера зародыша этой фазы за счет легирования стали кобальтом, что согласуется с литературными данными. Смещение интервала выделения  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  к более низким температурам на ~ 60°С подтвердили результаты ДСК анализа. В обеих сталях по границам наблюдались пленки

карбидов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ . Также отличие между сталями заключалось в выделении большого количества более дисперсных карбонитридов  $\text{Me}(\text{C},\text{N})$  в стали с кобальтом. Размер частиц  $\text{Me}(\text{C},\text{N})$  в стали P911 + 3%Co, по сравнению с нормализованным состоянием, уменьшился на  $\sim 40\%$ , а в стали P911 практически не изменился (таблица 2).

После отпуска при  $625^\circ\text{C}$  в обеих сталях наблюдалось увеличение средней ширины реек мартенсита, при небольшом снижении плотности дислокаций (таблица 2). По границам ИАЗ, пакетов, блоков и реек в большом количестве выделились карбиды типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  (рисунок 5).

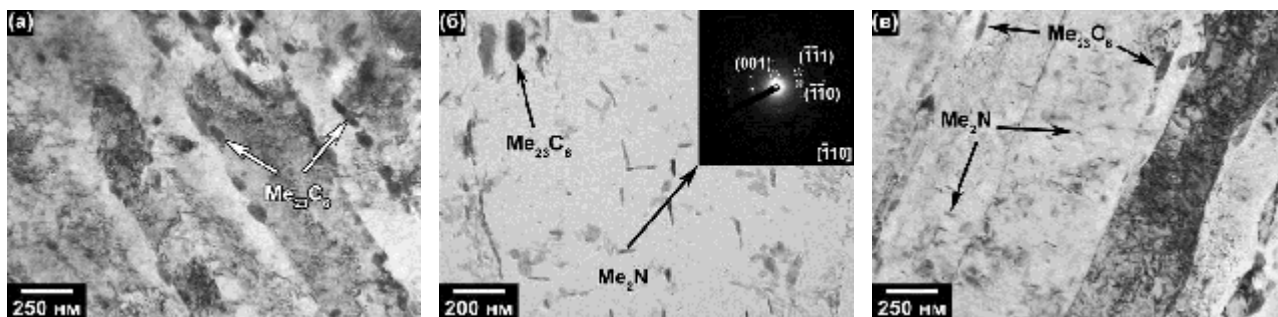


Рисунок 5 – Микроструктура сталей P911 (а) и P911 + 3%Co (в) после отпуска при  $625^\circ\text{C}$ ; частицы карбида и нитрида в стали P911 на углеродной реплике (б)

Они имели круглую форму или были слегка вытянуты вдоль реек. В теле мартенситных реек выделились дисперсные нитриды типа  $\text{Me}_2\text{N}$  пластинчатой формы, имеющие определенную ориентацию с матрицей (рисунок 5 (в)). Также в обеих сталях наблюдалось небольшое количество карбонитридов ниобия круглой формы. Таким образом, при температуре отпуска  $625^\circ\text{C}$  в основном происходили процессы распада мартенсита, приведшие к увеличению объемной доли вторичных фаз.

В структуре сталей в процессе отпуска при  $750\text{--}760^\circ\text{C}$  происходило активное перераспределение дислокаций, что привело к снижению внутренних упругих напряжений (рисунок 6 (а), (в)). Дислокации внутри крупных мартенситных реек перестраивались в хорошо различимые ячейки, а в тонких мартенситных рейках они формировали поперечные дислокационные границы. Плотность дислокаций уменьшилась до  $3,5 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и  $6,2 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в стали P911 и P911 + 3%Co, соответственно. За счет миграции границ реек и локального срастания соседних границ реек Y-образного тройного стыка произошло увеличение средней ширины мартенситной рейки в  $\sim 1,7$  раза по сравнению с нормализованным состоянием (таблица 2).

Повышение температуры отпуска до 750–760°C привело к выделению в сталях двух типов частиц: карбидов типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и карбонитридов типа  $\text{Me}(\text{C},\text{N})$ . Частицы  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  имели размер  $\sim 120$  нм (таблица 2) и были слегка

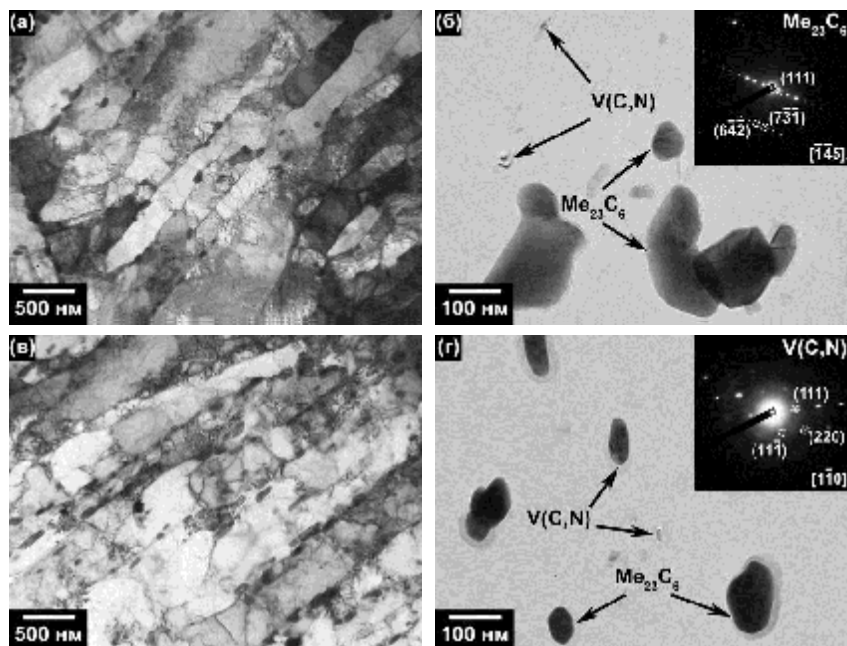


Рисунок 6 – Микроструктура сталей P911 (а) и P911 + 3%Co (в) после отпуска при 750 – 760°C, а также частицы карбидов и карбонитридов на углеродных репликах (P911 (б), P911 + 3%Co (г))

вытянуты вдоль плоскостей границ (рисунок 6 (а), (в)). Почти все карбиды  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  располагались на границах различного типа и имели пять ориентационных соотношений с матрицей. С другой стороны, дисперсные частицы  $\text{Me}(\text{C},\text{N})$  гомогенно располагались внутри ферритной матрицы и имели средний размер  $\sim 30$  нм (таблица 2). В основном наблюдаемые частицы  $\text{Me}(\text{C},\text{N})$  являлись

карбонитридами ванадия, имеющими пластинчатую или круглую форму (рисунок 6 (б), (г)). Можно говорить, что при данной температуре отпуска процесс распада мартенсита в основном завершился, и в обеих сталях сформировалась структура троостомартенсита.

Механические свойства сталей P911 и P911 + 3%Co представлены на рисунке 7. Видно, что при температуре отпуска  $\leq 550^\circ\text{C}$  твердость у стали с кобальтом в среднем была на 5% выше, а при температуре  $> 550^\circ\text{C}$  значение твердости у обеих сталей держалось на одном уровне (рисунок 7 (а)). С повышением температуры отпуска постепенно увеличивалась твердость сталей, которая достигла своего максимума при  $\sim 525^\circ\text{C}$ . Твердость образцов после отпуска при температурах  $\leq 550^\circ\text{C}$  была выше, чем после нормализации, т. е. стали вели себя как классические дисперсионно-упрочняемые стали. Поскольку плотность дислокаций практически не изменилась (таблица 2), то повышение твердости при  $525^\circ\text{C}$  можно объяснить только вкладом от вновь образовавшихся наночастиц. Однако нужно отметить, что пик в стали P911 был менее явным. Дальнейшее повышение температуры отпуска от  $575^\circ\text{C}$  до  $800^\circ\text{C}$  вело к непрерывному уменьшению твердости из-за увеличения ширины реек мартенсита, снижения плотности дислокаций (таблица 2), а также уменьшения

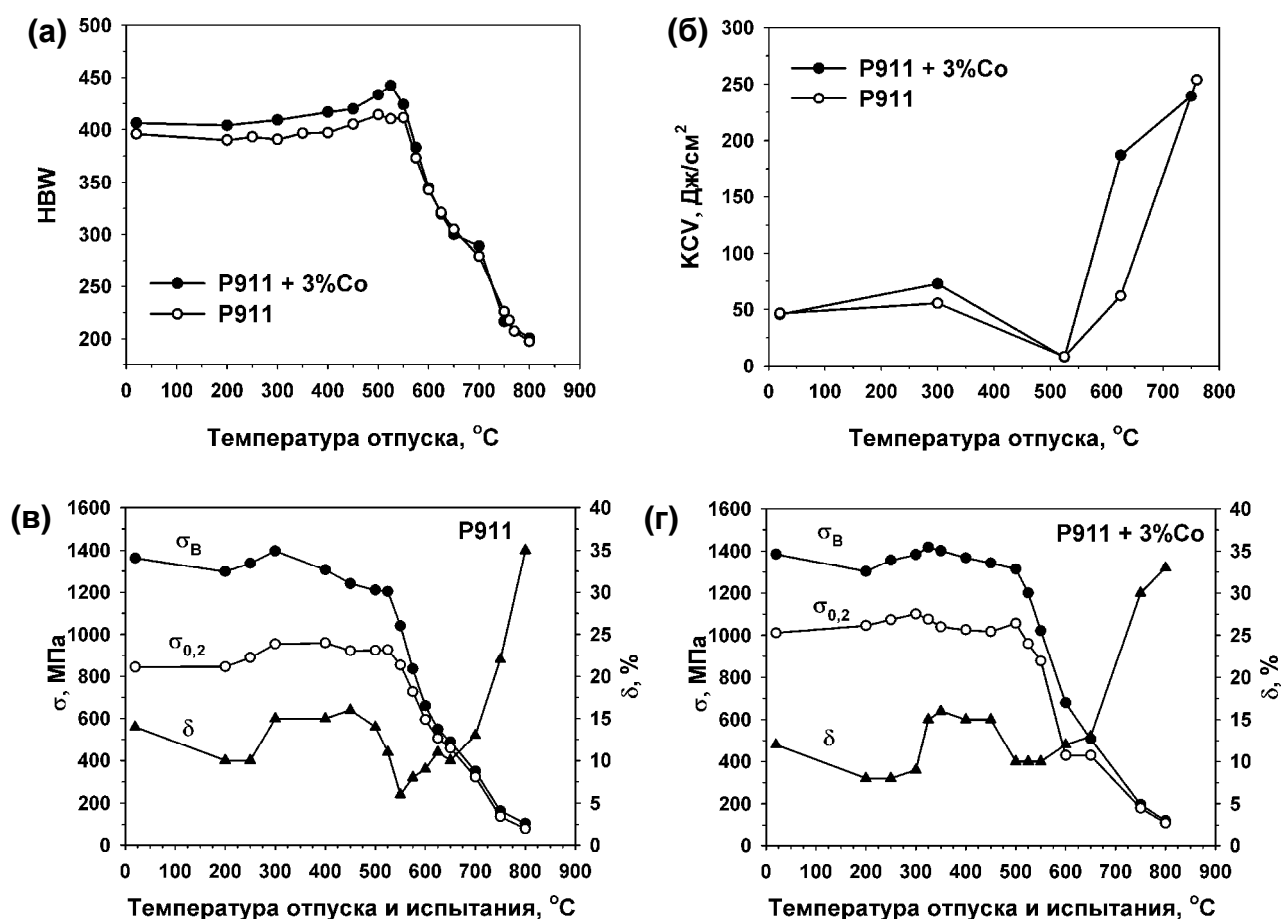


Рисунок 7 – Влияние температуры отпуска на твердость  $HRW$  (а), ударную вязкость  $KCV$  (б) при комнатной температуре и зависимость механических свойств ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ) от температур отпуска и испытаний (в, г) для сталей P911 и P911 + 3%Co

твердорастворного упрочнения. Твердость сталей при температурах отпуска 750–760 °C снизилась до  $\sim 217$  HBW, что является оптимальной величиной, при которой теплотехническая сталь обладает удовлетворительной свариваемостью и может эксплуатироваться. Следовательно, температура отпуска 750–760 °C при выдержке 3 ч обеспечивает оптимальное сочетание сопротивления ползучести и твердости для сталей P911 и P911 + 3%Co.

С кривыми изменения твердости хорошо коррелировали зависимости ударной вязкости от температуры отпуска. Значения ударной вязкости, достаточные для эксплуатации, наблюдались у обеих сталей после нормализации без отпуска (рисунок 7 (б)). При 525 °C наблюдался провал ударной вязкости, связанный с выделением пленок карбида  $Me_{23}C_6$  по границам ИАЗ, пакетов, блоков и реек мартенсита. Отпуск сталей при более высокой температуре (625 °C) устранил этот провал (рисунок 7 (б)). Однако видно, что величина ударной вязкости после отпуска при 625 °C у стали P911 + 3%Co была в 3 раза выше. Это можно объяснить смещением начала выделения  $Me_{23}C_6$  к более низким температурам отпуска в стали с кобальтом, т.е. в этой стали

плёночные карбиды раньше начинали трансформироваться в круглые или пластинчатые. Отпуск при 750–760°C обеспечил значения ударной вязкости сталей, которые превысили минимально требуемую величину почти в 6 раз.

Температурная зависимость механических свойств ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$ ) сталей представлена на рисунке 7 (в), (г). При температурах отпуска и испытания  $\leq 650^\circ\text{C}$  обе стали имели практически одинаковые значения пределов прочности, а при температурах 750 – 800°C сталь P911 + 3%Co была на 15–20% прочнее. Испытания сталей при комнатной температуре показали, что условный предел текучести у стали P911 + 3%Co на 20% выше (рисунок 7 (в), (г)), что может быть связано с вкладом твердорастворного упрочнения от кобальта. В интервале температур испытания 20–300°C у обеих сталей наблюдалась позитивная температурная зависимость условного предела текучести. Также при температурах 200–300°C и 200–325°C стали P911 и P911 + 3%Co демонстрировали прерывистое течение, соответственно. Данное поведение сталей было связано с закреплением дислокаций дисперсными карбонитридами Nb(C,N) (рисунок 3 (а)), что привело к появлению псевдо эффекта Портевена-Ле Шателье. Как известно, при прерывистом течении из-за ограниченности систем скольжения происходит локализация деформации, что отразилось в снижении значений относительного удлинения при температурах 200–250°C у стали P911 и при 200–300°C у стали P911 + 3%Co (рисунок 7 (в), (г)). Дальнейшее повышение температуры испытаний ( $> 300^\circ\text{C}$ ) вело к постепенному снижению прочностных характеристик сталей. Однако в стали с кобальтом при 500°C наблюдалось повышение условного предела текучести с одновременным падением относительного удлинения, что совпадало с началом выделения карбида  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ . В стали P911 похожая зависимость была менее выраженной.

#### ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ КОБАЛЬТА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ СТАЛИ P911

Зависимость времени до разрушения при ползучести от приложенных напряжений для сталей P911 и P911 + 3%Co представлена на рисунке 8. Видно,

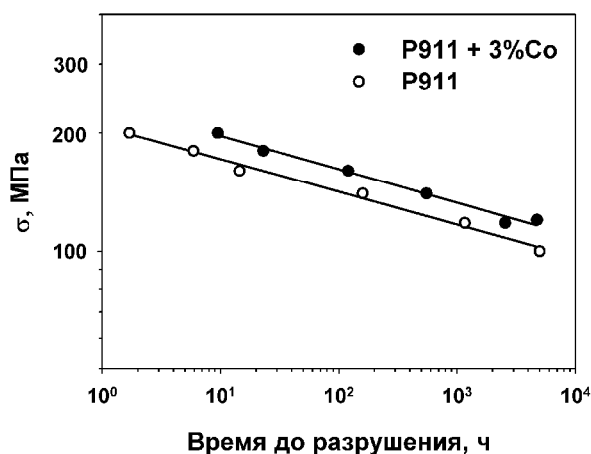


Рисунок 8 – Кривые длительной прочности сталей P911 и P911 + 3%Co

что добавка кобальта повысила сопротивление ползучести P911 стали. При испытаниях на ползучесть при 650°C время до разрушения у P911 + 3%Co было в четыре раза дольше, чем у P911 стали при приложенных напряжениях от 100 до 200 МПа.

Для анализа структурных изменений, происходящих в процессе ползучести, были исследованы образцы



сталей Р911 и Р911 + 3%Со после испытаний на ползучесть до разрушения при температурах 600°C ( $\sigma = 200$  МПа) и 650°C ( $\sigma \sim 120$  МПа). Структурные параметры обеих сталей в головках и в шейках образцов, а также параметры исходных микроструктур после отпуска представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Параметры микроструктуры сталей Р911 и Р911 + 3%Со после отпуска при 750–760°C и испытаний на ползучесть

Структурные параметры	Тип фазы	Р911			Р911 + 3%Со		
		После отпуска	Ползучесть при 650°C, 118 МПа, 1162 ч		После отпуска	Ползучесть при 650°C, 120 МПа, 4743 ч*	
			головка	шейка		головка	шейка
Ширина реек/субзерен, нм		345 ± 25	362 ± 14	1175 ± 130	360 ± 45	505 ± 65	1290 ± 170
Плотность решеточных дислокаций, м <sup>-2</sup>		$3,5 \pm 0,8 \cdot 10^{14}$	$2,7 \pm 0,9 \cdot 10^{14}$	$0,3 \pm 0,1 \cdot 10^{14}$	$6,2 \pm 1,7 \cdot 10^{14}$	$2,9 \pm 0,4 \cdot 10^{14}$	$0,5 \pm 0,1 \cdot 10^{14}$
Средний размер фаз, нм	Me(C,N)	28 ± 2	36 ± 2	46 ± 3	30 ± 2	48 ± 4	62 ± 4
	Me <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	116 ± 7	112 ± 5	167 ± 14	118 ± 3	125 ± 4	214 ± 16
	Лавеса	–	263 ± 16	208 ± 8	–	260 ± 7	265 ± 9
*образец испытан в НПО ОАО “ЦНИИТМАШ”							

В общем, микроструктуры в головках выглядели схожими с исходной реечной структурой отпущенного мартенсита, несмотря на достаточно длительное время выдержки при повышенных температурах. Структурные изменения характеризовались небольшим ростом реек и снижением плотности дислокаций (таблица 3). В головках частицы Me(C,N) выросли незначительно, и средний размер частиц Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> остался практически неизменным в обеих сталях. Длительный отжиг при 650°C привел к выделению относительно крупных фаз Лавеса со средним размером ~ 260 нм. Надо отметить, что почти все частицы фазы Лавеса выделились на суб(зеренных) границах.

В отличие от головок, микроструктуры после ползучести, сформировавшиеся вблизи поверхностей разрушения, полностью отличались от реечной структуры отпущенного мартенсита (рисунок 9). Сформировавшиеся микроструктуры после ползучести в шейках выглядели как структуры, формирующиеся после обычной горячей деформации, и состояли из субзерен вытянутых в направлении пластического течения. Размеры субзерен заметно превышали толщины исходных реек (таблица 3). Поперечные размеры субзерен в шейках после ползучести были ~1200 и ~1300 нм в сталях Р911 и Р911 + 3%Со, соответственно. Увеличение размера субструктурных элементов четко коррелировало с уменьшением плотности дислокаций

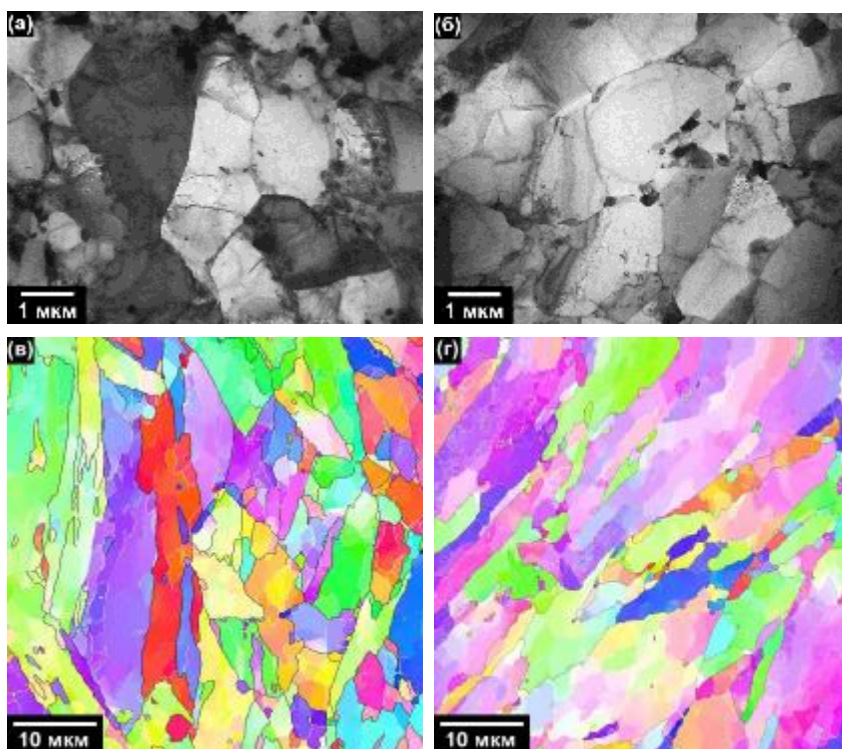


Рисунок 9 – Микроструктура (а, б) и карты разориентировок (в, г) для шеек сталей Р911 (а, в) и Р911 + 3%Со (б, г) после испытаний на ползучесть при температуре 650°С и напряжениях 118 и 120 МПа, соответственно

от  $3,5 \cdot 10^{14}$  до  $0,3 \cdot 10^{14}$   $\text{м}^{-2}$  для Р911 стали и от  $6,2 \cdot 10^{14}$   $\text{м}^{-2}$  до  $0,5 \cdot 10^{14}$   $\text{м}^{-2}$  для Р911 + 3%Со стали. Таким образом, плотность дислокаций упала в 12 раз после ползучести. Фазовые изменения в шейках характеризовались укрупнением частиц вторичных фаз  $\text{Me}(\text{C}, \text{N})$  и  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , а также выделением достаточно крупных частиц фаз Лавеса (таблица 3).

Полученные результаты показали, что влияние кобальта на поведение ползучести

вероятно связано с увеличением стабильности реечной структуры отпущенного мартенсита. Количественные микроструктурные параметры, наблюдавшиеся в сталях Р911 и Р911 + 3%Со после испытаний на ползучесть при одинаковых условиях (таблица 3), были почти одинаковы. Однако продолжительность ползучести у Р911 + 3%Со стали была в 4 раза дольше, чем у Р911. Другими словами скорость структурных изменений в стали с кобальтом в процессе испытания была значительно ниже.

Так как стабильность реечной микроструктуры при ползучести в основном зависит от удельного объема, распределения и размера частиц вторичных фаз, необходимо было провести оценку их вклада в стабильность микроструктуры при испытаниях на ползучесть.

Исследование микроструктуры стали Р911 + 3%Со на всех стадиях ползучести показало, что около 90% фаз Лавеса выделяется на высокоугловых границах, что свидетельствует о минимальном вкладе этих фаз в стабилизацию границ реек. С другой стороны, расчет тормозящих сил для роста реек и зерен показал, что карбиды  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , расположенные на границах, играют основную роль в стабилизации структуры отпущенного мартенсита. Они выделяются в процессе отпуска и показывают пять ориентационных соотношений с ферритной матрицей. Однако нарушение ориентационных соотношений при пластическом течении ведет к быстрому укрупнению карбидов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и

снижению их тормозящих сил. Таким образом, подвижность (суб)зеренных границ увеличивается, что приводит к снижению сопротивления ползучести.

Результаты моделирования кинетики роста карбидов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  показали, что введение 3% кобальта в сталь Р911 способствует снижению скорости их коагуляции в 2 раза. Следовательно, более мелкие карбиды  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  в стали Р911 + 3%Со имеют большую тормозящую силу и улучшают сопротивление ползучести. Кроме того, по результатам ДСК анализа, легирование стали Р911 кобальтом повысило температуру Кюри на  $32^\circ\text{C}$ , что привело к замедлению диффузионных процессов при температурах ниже  $778^\circ\text{C}$ . Уменьшение скорости диффузии в результате добавки 3% Со не только уменьшает скорость переползания дислокаций, но и, самое главное, замедляет коагуляцию дисперсных частиц вторичных фаз в процессе длительного отжига и ползучести. Это позволяет сохранять тормозящую силу миграции субзеренных границ на достаточном уровне, что предотвращает развитие динамической полигонизации в стали Р911 + 3%Со при более высоких температурах, чем в стали Р911.

## **ГЛАВА 5 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ОТПУСКА ПРИ $750\text{--}760^\circ\text{C}$**

Практически во всем интервале температур испытаний на растяжение в стали с кобальтом наблюдались более высокие значения пределов прочности и условных пределов текучести по сравнению со сталью Р911 (таблица 4). С другой стороны, легирование стали Р911 кобальтом повысило температуру хрупко-вязкого перехода на 20 градусов (с  $-40^\circ\text{C}$  до  $-20^\circ\text{C}$ ). Но даже при температурах испытания  $-40^\circ\text{C}$  и  $-60^\circ\text{C}$  стали обладали достаточно высокими значениями ударной вязкости ( $> 65 \text{ Дж/см}^2$ ), превышающими необходимые по требованию к сталям этого класса ( $> 40 \text{ Дж/см}^2$ ).

Испытания на циклическую трещиностойкость показали, что легирование стали Р911 кобальтом не привело к изменению ее характеристик трещиностойкости ( $K_{IC}$ ,  $K_s$ ).

Жаропрочные характеристики стали Р911 значительно улучшились благодаря легированию кобальтом. Значения пределов длительной прочности стали Р911 + 3%Со в температурном интервале  $600\text{--}650^\circ\text{C}$  за 100 000 часов выросли на 11–29%, а пределов ползучести при деформации 1% увеличились на 11–31% (таблица 4).

Таким образом, легирование стали Р911 кобальтом повысило ее жаропрочность при одновременном повышении или сохранении других механических свойств.

Таблица 4 – Механические свойства сталей P911 и P911 + 3%Co

Температура испытания, °C	P911		P911 + 3%Co		Температура, °C	Предел длительной прочности, МПа за 10 <sup>5</sup> ч	
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа		P911	P911 + 3%Co
20	680	480	710	550	600	126	140
200	–	–	610	500	610	113	127
250	–	–	590	485	620	101	117
300	–	–	570	480	630	90	106
350	–	–	560	470	640	79	97
400	540	400	540	430	650	69	89
450	530	380	530	405		Предел ползучести, МПа при 1% деформации за 10 <sup>5</sup> ч	
500	490	345	495	400			
525	460	310	475	420			
550	425	375	450	405	600	100	111
575	395	355	420	380	610	90	103
600	360	330	385	360	620	82	96
625	330	300	355	330	630	74	89
650	290	265	315	295	640	66	83
700	215	190	235	210	650	59	77

## ВЫВОДЫ

1 Установлена стадийность структурных изменений в сталях P911 и P911 + 3%Co в процессе отпуска в интервале температур 300–760°C:

- (Fe,Cr)<sub>3</sub>C, Nb(C,N) до 525°C → Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>2</sub>N, Nb(C,N) при 625°C → Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, V(C,N), Nb(C,N) при 760°C – для стали P911;
- (Fe,Cr)<sub>3</sub>C, Nb(C,N) до 300°C → Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Nb(C,N) при 525°C → Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>2</sub>N, Nb(C,N) при 625°C → Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, V(C,N), Nb(C,N) при 750°C – для стали P911 + 3%Co.

При отпуске в интервале температур 525–760°C в сталях происходит увеличение ширины реек мартенсита от ~200 до ~350 нм. Введение в сталь кобальта обеспечивает более высокую плотность дислокаций при всех температурах отпуска.

Стали P911 и P911 + 3%Co демонстрировали прерывистое течение при температурах испытания 200–300°C и 200–325°C, соответственно, что связано с закреплением дислокаций дисперсными карбонитридами Nb(C,N).

В обеих сталях при 525°C карбид Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> выделялся виде пленок по границам исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и реек мартенсита, что привело к падению ударной вязкости – необратимой отпускной хрупкости.

Оптимальное сочетание сопротивления ползучести и твердости для сталей P911 и P911 + 3%Co достигается после отпуска в течение 3 часов при температурах 750–760°C.

2 Дополнительное легирование стали P911 кобальтом в количестве 3% позволило в 4 раза увеличить время до разрушения при испытаниях на ползучесть при 650°C.

3 В процессе длительных отжигов микроструктуры троостомартенсита в сталях сохраняются почти без изменений. Пластическое течение при температурах 600–650°C приводит к укрупнению субструктуры сопровождаемое увеличением размера вторичных карбидов и карбонитридов и преобразованием троостомартенсита в субзеренную структуру. Установлено, что скорость структурных изменений в стали с кобальтом значительно ниже.

4 Установлено, что карбиды  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , расположенные на границах и имеющие ориентационные соотношения с матрицей, играют основную роль в стабилизации структуры отпущенного мартенсита. Нарушение ориентационных соотношений при пластическом течении ведет к быстрому укрупнению карбидов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и снижению их тормозящих сил. Способность (суб)зеренных границ к миграции увеличивается, что приводит к значительному укрупнению микроструктуры и снижению сопротивления ползучести. Результаты моделирования кинетики роста карбидов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  показали, что введение 3% кобальта в сталь P911 понижает скорость их коагуляции в 2 раза.

#### **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ ОПУБЛИКОВАНО В СЛЕДУЮЩИХ РАБОТАХ:**

1. Кипелова, А. Ю. Структурные изменения при отпуске в стали 10X9K3B1M1ФБР и их влияние на механические свойства / А. Ю. Кипелова, А. Н. Беляков, В. Н. Скоробогатых, И. А. Щенкова, Р. О. Кайбышев // МиТОМ. – 2010. – Т. 657, № 3. – С. 14–25.

2. Кипелова, А. Ю. Структурные изменения в стали 10X9K3B1M1ФБР при ползучести / А. Ю. Кипелова, А. Н. Беляков, В. Н. Скоробогатых, И. А. Щенкова, Р. О. Кайбышев // МиТОМ. – 2010. – Т. 657, № 3. – С. 33–42.

3. Kipelova, A. Microstructure evolution in a 3%Co modified P911 heat resistant steel under creep conditions / A. Kipelova, R. Kaibyshev, A. Belyakov, I. Schenkova, V. Skorobogatykh // Adv. Mater. Res. – 2010. – Vols. 89–91. – P. 295–300.

4. Kipelova, A. Portevin-Le Chatelier effect in an E911 creep resistant steel with 3%Co additives / A. Kipelova, R. Kaibyshev, V. Skorobogatykh, I. Schenkova // J. Phys.: Conf. Series. – 2010. – Vol. 240, art. No. 012100.

5. Kipelova, A. Microstructure evolution in a 3%Co modified P911 heat resistant steel under tempering and creep conditions / A. Kipelova, R. Kaibyshev, A. Belyakov, D. Molodov // Mater. Sci. Eng. A. – 2011. – Vol. 528. – P. 1280–1286.

6. Kipelova, A. Laves phase evolution in a modified P911 heat resistant steel during creep at 923 K / A. Kipelova, A. Belyakov, R. Kaibyshev // Mater. Sci. Eng. A. – 2012. – Vol. 532. – P. 71–77.

7. Kipelova, A. Microstructure Evolution in a P911 Steel under Creep Conditions / A. Kipelova, A. Belyakov, R. Kaibyshev // Adv. Mater. Res. – 2012. – Vol. 409. – P. 223–227.

8. Kipelova, A. Migration of Dislocation Boundaries in a Modified P911 + 3%Co Heat Resistant Steel during Tempering, Ageing and Creep / A. Kipelova, R. Kaibyshev, A. Belyakov, D. A. Molodov // Mater. Sci. Forum. – 2012. – Vols. 715–716. – P. 953–958.

9. Kipelova, A. Effect of Co on creep behavior of a P911 steel / A. Kipelova, M. Odnobokova, A. Belyakov, R. Kaibyshev // Metal. Mater. Trans. A. – 2013. – Vol. 44. – P. 577–583.

10. Kipelova, A. The crystallography of  $M_{23}C_6$  carbides in a martensitic 9% Cr steel after tempering, aging and creep / A. Kipelova, A. Belyakov, R. Kaibyshev // Philos. Mag. – 2013. – DOI:10.1080/14786435.2013.765995.

Подписано в печать 18.04.2013. Гарнитура Times New Roman  
Формат 60×84/16. Усл. п. л. 1,0. Тираж 100 экз. Заказ 153.  
Оригинал-макет подготовлен и тиражирован в ИД «Белгород» НИУ «БелГУ»  
308015, г. Белгород, ул. Победы, д. 85

