

На правах рукописи



ВАХОНИНА Ксения Дмитриевна

**ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ОБРАБОТОК НА
СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА
МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ
НА Fe-Cr-Ni-ОСНОВЕ**

05.16.01 – Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov i spлавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Екатеринбург – 2016

Работа выполнена на кафедре металловедения Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Мальцева Людмила Алексеевна

Официальные оппоненты: **Бродова Ирина Григорьевна**, доктор технических наук, профессор, ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, главный научный сотрудник лаборатории цветных сплавов отдела материаловедения;

Гузанов Борис Николаевич, доктор технических наук, профессор, ФГАОУ ВО «Российский государственный профессионально-педагогический университет», заведующий кафедрой металлургии, сварочного производства и методики профессионального обучения

Ведущая организация: ФГБУН Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург

Защита диссертации состоится 23 декабря 2016 г. в 12:00 ч на заседании диссертационного совета Д 212.285.04 на базе ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 28, ауд. МТ-329 (зал Ученого совета ИММТ).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина», <http://lib.urfu.ru/mod/data/view.php?d=51&rid=262736>.

Автореферат разослан « » октября 2016 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета  Мальцева Людмила Алексеевна

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования. Создание новых технологий связано непосредственно с качественным улучшением свойств и служебных характеристик материалов, в частности, сталей и сплавов. Среди них особое место занимают пружинные стали и сплавы, используемые для изготовления упругих элементов ответственного назначения, предназначенных для работы в широком интервале температур. Кроме высоких характеристик прочностных и упругих свойств, стали для пружинных изделий ответственного назначения должны обладать достаточно высокой технологичностью, повышенной усталостной и коррозионной стойкостью. Важным качеством пружинных материалов является их теплостойкость, т.е. способность противодействовать развитию релаксации напряжений, что обеспечивает сохранение силовых параметров упругих элементов в процессе эксплуатации при повышенных температурах.

В качестве основного материала для пружин ответственного назначения используются хромоникелевые аустенитные стали типа 18-10, а для особо ответственных изделий – сложнолегированные мартенситно-старееющие стали и сплавы. Однако стали вышеуказанных классов не в полной мере удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалам, используемым для подобных целей: стали аустенитного класса обладают невысокой релаксационной стойкостью (до 250-300 °С) и недостаточной технологичностью и пластичностью для получения высокопрочной проволоки с применением высоких степеней холодной пластической деформации, стали мартенситно-старееющего класса характеризуются низким коэффициентом деформационного упрочнения.

В качестве материала исследования выбраны практически безуглеродистые метастабильные аустенитные стали 03X14N11K5M2ЮТ и 03X14N11KM2ЮТ. Эти стали, в связи с особенностями легирования, обладают высокой технологичностью и пластичностью в исходном закаленном состоянии, что позволяет проводить на них холодную пластическую деформацию с чрезвычайно высокими степенями обжатия и получать высокопрочное состояние.

Однако при производстве высокопрочной проволоки больших и средних сечений применение высоких суммарных степеней обжатия нецелесообразно, т.к. диаметр исходной горячекатаной заготовки имеет свои ограничения (8,0 мм или 6,0 мм), а использование холодной пластической деформации приводит к уменьшению сечения проволоки. В настоящее время большое внимание исследователей (Р.З. Валиева, Г. И. Рааба, И.В. Александрова, С.В.

Добаткина и др.) привлекает получение нанокристаллических (НК) и субмикрокристаллических (СМК) структур, полученных в сплавах методами интенсивных (больших) пластических деформаций (ИПД) в связи с возможностью повышения в них прочности в 2-5 раз. Поэтому для производства высокопрочной проволоки больших и средних сечений в данной работе была предложена комбинированная деформационная обработка, сочетающая в себе равноканальное угловое прессование (РКУП), позволяющее упрочнять металл без изменения поперечного сечения заготовки за счет деформации сдвига высокой интенсивности, с последующим формоизменением (волочением) до нужного типоразмера при температуре ниже температуры рекристаллизации обрабатываемого металла. Использование подобной обработки для получения высокопрочных заготовок, предназначенных для изготовления пружин ответственного назначения является *актуальной задачей данного исследования*.

Степень разработанности темы исследования. В ранее проведенных исследованиях было показано, что изучаемые стали обладают высокой прочностью и коррозионной стойкостью в сочетании с пластичностью и технологичностью, что позволяет использовать данные стали в производстве тонкой проволоки и ленты для пружин и упругих элементов. Были проанализированы процессы, протекающие в сталях в интервале возможных температур закалки, описаны структурные изменения в сталях при холодной пластической деформации, предложены оптимальные режимы производства высокопрочной тонкой проволоки. Однако не были изучены структурно-фазовые превращения, протекающие при разных видах ИПД, в том числе в ходе РКУП, а также в результате вышеуказанной комбинированной обработки (РКУП + волочение). Недостаточно внимания было уделено изучению таких важных для пружинных материалов характеристик, как сопротивление малым пластическим деформациям и релаксационная стойкость. Кроме того, особый интерес составляет рассмотрение поведения сталей при отрицательных и повышенных температурах, что соответствует возможным областям применения изделий из высокопрочных сталей ответственного назначения, в том числе пружин.

Работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности кафедры «Металловедение» ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» в рамках: аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» по теме № 2243 (НИР №1.2243.11); федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы по теме № 62245 (НИР №16.740.11.0505); НИР № 2014/236 на выполнение Госработ в

сфере научной деятельности в рамках базовой части Госзадания № 2480 Минобрнауки РФ; Программы развития УрФУ для победителей конкурса «Молодые ученые УрФУ» 2013, 2014 гг.

Целью данной работы явилось исследование возможных механизмов структурообразования, фазового состава, физико-механических и служебных свойств сталей аустенитного класса 03X14H11K5M2ЮТ и 03X14H11KM2ЮТ на разных этапах термической и деформационных обработок методами ИПД (в том числе комплексной деформационной обработки).

В работе были поставлены и решены следующие **задачи**:

1. Установление температурных интервалов и последовательности процессов образования и растворения интерметаллидных фаз для обоснованного выбора режимов горячей пластической деформации.

2. Определение деформационных режимов формирования СМК структуры в ходе РКУП и исследование структурно-фазовых превращений в процессе РКУП и последующего нагрева.

3. Исследование механических свойств и эволюции СМК структуры аустенитных сталей, сформированной в ходе РКУП с последующим волочением.

4. Изучение релаксационной стойкости исследуемых аустенитных сталей после оптимальной температурно-деформационной обработки при температурах возможной эксплуатации от криогенных до повышенных (400 °С).

Научная новизна и теоретическая значимость работы заключается в том, что в результате комплекса экспериментальных исследований впервые были получены новые научные результаты на исследуемых метастабильных аустенитных сталях:

1. Показано, что в результате изотермической выдержки при 750 °С в течение 1 ч перегретой аустенитной стали 03X14H11K5M2ЮТ наблюдается снижение горячей деформируемости, что связано с выделением δ -феррита, упрочненного интерметаллидными частицами NiAl.

2. Установлено, что в ходе РКУП при 400 °С в исследуемых метастабильных аустенитных сталях 03X14H11K5M2ЮТ и 03X14H11KM2ЮТ не протекают фазовые превращения, упрочнение материала происходит преимущественно за счет измельчения исходной аустенитной структуры до субмикроструктурных размеров фрагментов (100-200 нм).

3. Доказано, что при холодной пластической деформации волочением после РКУП не формируется текстура, прочностные свойства сталей повышаются за счет измельчения субструктуры и частичного протекания $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения (формируется ~ 35% мартенсита деформации), пластичность

несколько подрастает в результате протекания частичных процессов динамической и постдинамической рекристаллизации.

4. Определено, что падение релаксационной стойкости при температуре 400 °С в течение 20 суток для сталей 03X14H11K5M2ЮТ и 03X14H11KM2ЮТ не превышает 12 % и 15 % соответственно. При 20 °С и -196 °С релаксация напряжений обеих исследуемых сталей составляет 2-3 %.

Практическая значимость:

1. В ходе исследований определены режимы РКУП сталей 03X14H11K5M2ЮТ и 03X14H11KM2ЮТ, при которых наблюдается одновременное повышение прочностных свойств до 2 раз ($\sigma_b = 1010$ МПа) и сохранение достаточной пластичности ($\Psi = 43$ %).

2. Для исследуемых метастабильных аустенитных сталей разработан новый способ комбинированной деформационной обработки (РКУП + волочение) сталей, который в сочетании с последующим старением приводит к значительному повышению прочностных свойств ($\sigma_b = 2300-2500$ МПа) и позволяет получать высокопрочные проволочные заготовки больших и средних сечений (диам. 6,0 - 4,0 мм).

3. Показано, что после оптимальных режимов термических и деформационных обработок (закалка + деформация ≈ 60 % + старение 500 °С, 1 ч) исследуемые стали обладают высокой стабильностью свойств от криогенных до повышенных температур (400 °С), и могут быть рекомендованы для изготовления пружин и упругих элементов, эксплуатируемых в широком интервале температур.

Методология и методы диссертационного исследования.

Методологической основой послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области разработки технологий различных видов интенсивных пластических деформаций, научные положения теории термической обработки металлов и сплавов. Большая роль при этом уделялась многочисленным экспериментам по достижению высокопрочного состояния в аустенитных сталях.

Для решения задач, поставленных в диссертационной работе, использовались следующие методы: металлография, электронная просвечивающая и сканирующая микроскопия, дифференциальная сканирующая калориметрия, рентгеноструктурный и терморентгеноструктурный анализ, метод дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ), измерения твердости, изучение магнитных характеристик, испытания на одноосное растяжение, сжатие, релаксацию напряжений.

На защиту выносятся основные положения и результаты:

1. Особенности формирования субмикроструктурной структуры, фазового состава и свойств при различных видах интенсивной пластической

деформации (волочение, сдвиг под высоким давлением, равноканальное угловое прессование) практически безуглеродистых метастабильных аустенитных сталей на Fe-Cr-Ni-основе, дополнительно легированных Co и Al.

2. Установление термостабильности сформированной в процессе РКУП структуры при последующем нагреве вплоть до температуры 400 °С.

3. Эволюция структуры аустенитных сталей после РКУП и последующей пластической деформации волочением при комнатной температуре.

4. Анализ влияния степени стабильности структуры на упругие свойства и релаксационную стойкость исследуемых сталей 03X14H11K5M2ЮТ и 03X14H11KM2ЮТ от криогенных до повышенных (400 °С) температур.

Степень достоверности результатов работы обеспечивается воспроизводимостью результатов опытов, согласованием их между собой и с известными литературными данными, применением комплекса современных методов исследования и использованием современных приборов анализа фазового состава, структуры и свойств.

Апробация диссертационной работы. Основные положения работы доложены на международных конференциях: Уральская школа-семинар металлосведов-молдых ученых, г. Екатеринбург (2010, 2012, 2013, 2014, 2015 гг.); Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2011), Санкт-Петербург, 2011 г.; Международная школа с элементами научной школы для молодежи «Физическое металловедение», г. Тольятти (2011, 2013 гг.); VII Международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов», г. Черноголовка, 2012 г.; Интерактивная научно-практической конференции «Инновации в металловедении и металлургии», г. Екатеринбург (2012, 2013, 2014, 2015 гг.); XIV International scientific conference, Czestochowa, Poland, 2013 г.; Международная конференция «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов - ДСМСМС-2014», г. Екатеринбург, 2014 г.; X Международная конференция «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций», г. Екатеринбург, 2016 г.; также на региональных конференциях: Научно-техническая конференция «Молодежь и наука», г. Нижний Тагил, 2011 г.; XXI Уральская школа металлосведов-термистов: Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов, Магнитогорск, 2012 г.; XX Петербургские чтения по проблемам прочности, г. Санкт-Петербург, 2012 г.

Публикации. По теме диссертационной работы опубликовано 30 печатных работ, отражающих основное содержание диссертации, из них 5 статей в рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК.

Личный вклад автора состоит в постановке задачи, подготовке объектов исследования, проведении экспериментов, обсуждении и анализе полученных результатов. Все экспериментальные результаты, включенные в диссертацию,

получены либо самим автором, либо при его непосредственном участии. Подготовка публикаций выполнена диссертантом в составе коллектива авторов.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка цитируемой литературы из 111 источников. Работа изложена на 138 страницах, содержит 55 рисунков и 11 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы диссертационной работы, показана степень ее разработанности, сформулированы цель и задачи исследования, научная новизна и практическая значимость, положения, выносимые на защиту, степень достоверности и апробация полученных результатов.

В **первой главе** представлен обзор литературы по исследуемой теме. Рассмотрены принципы легирования аустенитных коррозионно-стойких сталей и критерии стабильности аустенитной структуры, проведен сравнительный анализ свойств и применения стабильных и метастабильных сталей. Описаны способы достижения высокопрочного состояния в метастабильных сталях, влияние мартенситного превращения при деформации на структуру и свойства материала. Представлены используемые в настоящее время методы интенсивной (большой) пластической деформации для получения СМК структуры и повышения механических свойств материалов. На основании проведенного анализа сформулированы задачи диссертационной работы.

Во **второй главе** описаны объекты исследования, их химический состав, режимы термической обработки и пластической деформации, использованные в работе методы измерения физико-химических свойств.

Всем режимам деформации предшествовала закалка сталей от 1000 °С в воду, при этом структура представлена практически 100 % аустенита. Подробные режимы термических и деформационных обработок приведены в тексте глав.

Структуру, фазовый состав, физические и механические свойства сталей изучали комплексом методов. *Испытания на растяжение* при комнатной температуре проводили на стандартных цилиндрических образцах разрывного типа с головками, также на ленточных и плоских образцах в соответствии с рекомендациями ГОСТ 1497-84 на разрывной машине Instron-3382, при повышенных температурах по ГОСТ 9651-84. *Испытания на сжатие* проводили по ГОСТ 25.503-97 на образцах диаметром 3,8 мм (диаметр проволоки) и высотой 6 мм. *Измерение твердости* проводили по методам Роквелла, Виккерса и Бринелля (ГОСТ 9013-59, ГОСТ 2999-75, ГОСТ 9012-59) на твердомере УТ5011А,

микротвердость – на ПМТ-3. *Металлографический анализ* осуществляли с применением оптического микроскопа Olympus JX-51 при увеличениях 200 и 500 крат. *Электронно-микроструктурные исследования* состояли из изучения тонкой структуры стали и фазового состава на микроскопах ЭМВ-100Л и JEM 200-CX. *Анализ текстуры* после волочения проводился с помощью обратных полюсных фигур, построенных дифрактометрическим методом. *EBSD-анализ (метод дифракции обратно рассеянных электронов)* образцов после РКУП и РКУП + волочение проводили на растровом электронном микроскопе Quanta 200 в вакууме 10^{-3} Па, для расшифровки данных применялось программное обеспечение TSL OIM Analysis 5. *Качественный и количественный рентгеноструктурный анализ* проводился на дифрактометре ДРОН-3 с использованием монохроматизированного K_{α} -излучения хромового анода. *Микрорентгеноспектральный анализ* – на растровом электронном микроанализаторе Philips SEM 535 с приставкой Jeol JSM-6490LV с системой микроанализа Oxford Instruments Inca Energy 350. *Терморентгеноструктурный фазовый анализ* образцов проводился на дифрактометре Bruker D8 Advance с использованием камеры AntonPaar НТК 1200N в вакууме в интервале температур 30-950 °С с шагом 100 °С, дифрактограммы записывались в диапазоне углов $\theta = 12-70^{\circ}$ в излучении K_{α} -Cu и K_{α} -Co. *Термический анализ* проводили на приборе синхронного термического анализа «Netzsch STA 449C Jupiter» с записью кривых дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) в интервале температур 20-1000 °С в проточной атмосфере аргона технической чистоты со скоростью нагрева и охлаждения 20 °С/мин. *Удельное электросопротивление* определяли по схеме двойного моста. Измерение *намагниченности* проводили с помощью вибрационного магнитометра Lake Shore 7407 в интервале температур 77-300 К в магнитном поле 80 А/см и при увеличении напряженности магнитного поля до 10350 кА/см.

В *третьей главе* с целью обозначения оптимального интервала температур горячей деформации заготовок изучено поведение стали 03X14H11K5M2ЮТ при нагреве до повышенных температур, а также проанализировано протекание возможных фазовых и структурных превращений при этих температурах. Показано, что при нагреве закаленной стали вплоть до температур порядка 700-750 °С структура практически не изменяется. На кривых ДСК обнаруживаются три экзотермических эффекта: очень слабый в интервале температур 400-500 °С и два высокотемпературных пика в районе температур ~ 700 и 900 °С. Первый наиболее слабый экзотермический пик связан, вероятно, с выделением из пересыщенного γ -твердого раствора фазы, отвечающей за упрочнение – низкотемпературной интерметаллидной фазы Ni_3Al или Ni_3Ti . Высокотемпературные пики связаны с выделением интерметаллидной фазы Лавеса и χ -фазы из γ -твердого раствора.

Многостадийность и сложность процессов при нагреве подтверждена результатами рентгеноструктурного анализа, изменениями периода решетки аустенита, удельного сопротивления и твердости.

Испытание на растяжение при температуре 900 °С (таблица 1) после изотермической выдержки при этой температуре предварительно перегретых до 1050 °С образцов исследуемой стали указало на улучшение горячей деформируемости. Аналогичные испытания при температуре 750 °С продемонстрировали небольшое снижение пластических свойств вследствие выделения δ -феррита, упрочненного упорядоченной интерметаллидной фазой NiAl (рисунок 1). Поскольку охрупчивание при этой температуре не наблюдается, а только некоторое снижение пластических свойств, данная температура может входить в температурный интервал проведения горячей пластической деформации.

Таблица 1 – Механические свойства после изотермических выдержек перегретой стали

Температура испытания, °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %
1050→750	280	235	30,0	55,0
1050→900	255	230	62,0	68,0

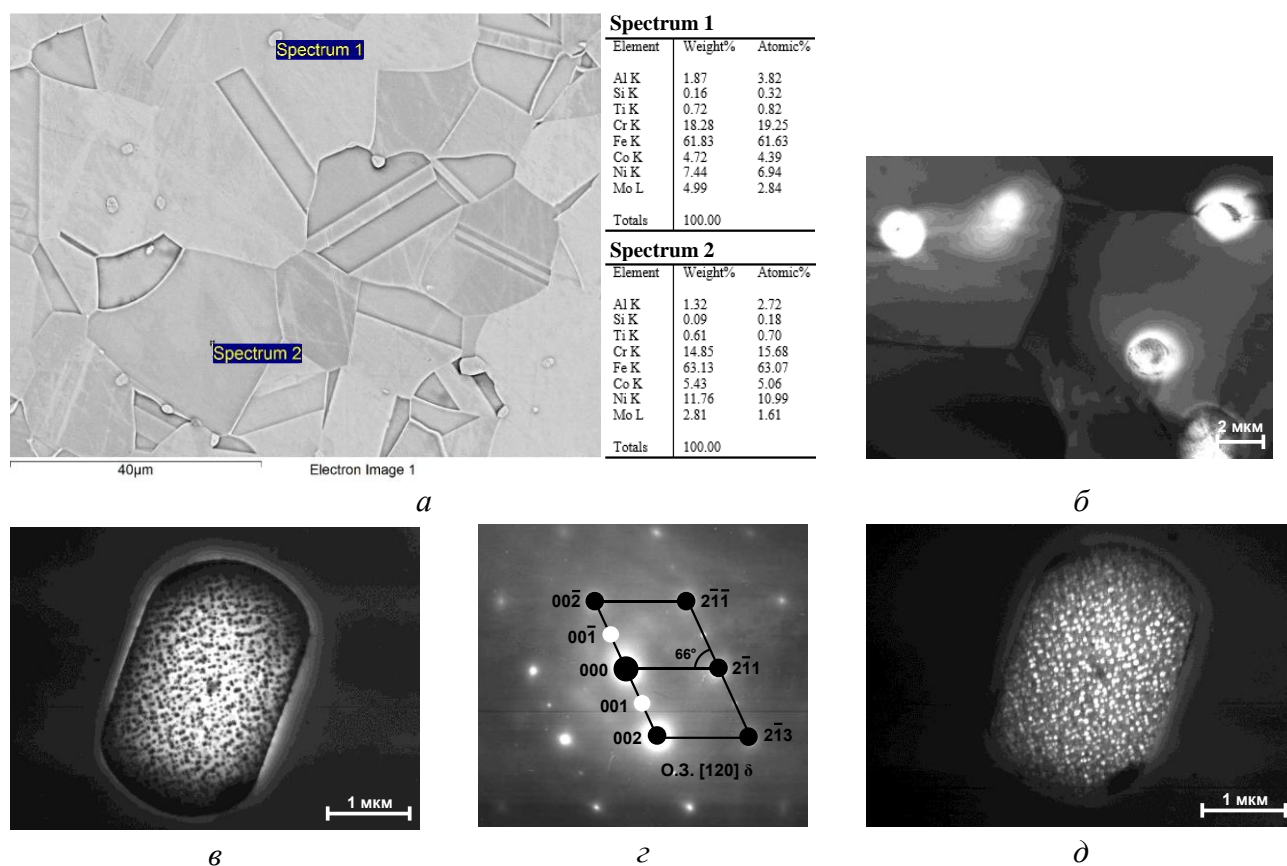


Рисунок 1 – МРСА (а) и тонкая структура (б-д) стали 03X14N11K5M2ЮТ после нагрева до 1050 °С и изотермической выдержки при температуре 750 °С, 1 ч: б, в – светлопольные изображения, г – микродифракция с расшифровкой, д – темнопольное изображение в рефлексе (001)_{NiAl}

Полученные результаты позволили рекомендовать наилучший температурный интервал 1200 – 800 °С для проведения горячей пластической деформации исследуемой стали.

В *четвертой главе* было изучено влияние различных видов ИПД на фазовый состав, структуру и свойства метастабильных аустенитных сталей.

Деформацию волочением осуществляли с $d = 14,2$ мм на $d = 4,3$ мм ($e = 2,32$), а также с $d = 8,0$ мм на $d = 1,0$ мм ($e = 4,15$). Наиболее значительного деформационного упрочнения удалось достичь на стали 03X14N11K5M2ЮТ (пл. 129) с 5,0% кобальта (таблица 2), которая обладает большим запасом пластичности и повышенной технологичностью. На стали с пониженным содержанием кобальта 03X14N11KM2ЮТ (пл. 5) при меньшей степени суммарной пластической деформации наступает потеря пластичности, что проявляется в отсутствии различия в значениях временного сопротивления разрыву (σ_B) и предела текучести ($\sigma_{0,2}$). Обычно при технологической обработке проволоки волочением не рекомендуется проводить деформации с очень высокими суммарными степенями обжатия, если пластичность, оцениваемая величиной относительного сужения ψ , становится меньше 40%. Поэтому проведение холодной пластической деформации $e \sim 4$ и более не имеет практического применения, а было осуществлено для оценки потенциальных технологических возможностей исследуемых сталей.

Таблица 2 – Механические свойства деформированных волочением аустенитных сталей

Свойства	03X14N11K5M2ЮТ (пл. 129)	03X14N11KM2ЮТ (пл. 5)
Закалка от 1000 °С		
σ_B , МПа	540	585
$\sigma_{0,02}$, МПа	245	345
ψ , %	83	78
Закалка 1000 °С, деформация $e = 2,32$ (с $d=14,2 \rightarrow 4,3$ мм)		
σ_B , МПа	1500	1730
$\sigma_{0,02}$, МПа	1300	1490
ψ , %	70	45
Закалка 1000 °С, деформация $e = 2,32$ (с $d=14,2 \rightarrow 4,3$ мм) + старение 500 °С, 1 ч		
σ_B , МПа	2480	2120
$\sigma_{0,02}$, МПа	1900	1980
ψ , %	45	43
Закалка 1000 °С, деформация $e = 4,15$ (с $d=8,0 \rightarrow 1,0$ мм)		
σ_B , МПа	2300	2200
$\sigma_{0,02}$, МПа	2200	2180
ψ , %	50	40
Закалка 1000 °С, деформация $e = 4,15$ (с $d=8,0 \rightarrow 1,0$ мм) + старение 500 °С, 1 ч		
σ_B , МПа	2800	2250
ψ , %	45	39

Деформацию сдвигом под высоким давлением стали 03X14H11K5M2ЮТ (пл. 129) проводили на наковальнях Бриджмена сжатием при давлениях 3, 5, 8 и 10 ГПа, с одновременным сдвигом на $\frac{1}{4}$, 3, 5 и 8 оборотов и без сдвига. На полученных образцах изучали влияние интенсивной пластической деформации на фазовый состав, твердость и микроструктуру. Деформация при давлении 3 ГПа вызвала незначительное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, но с увеличением давления от 3 до 10 ГПа количество мартенсита деформации растет от 10 до 45 % соответственно. Показано, что чем больше величина приложенного давления, тем выше твердость аустенитной стали 03X14H11K5M2ЮТ. Однако, наибольшее увеличение твердости стали достигается при сжатии под высоким давлением со сдвигом, причем с увеличением величины сдвига (числа скручиваний) твердость повышается (рисунок 2). Практически полностью (~100 %) мартенсит деформации в исследуемой стали обнаруживается при давлении $P = 8$ ГПа и $n = 5$ оборотов. Результаты исследования позволили оценить потенциальную возможность применения больших пластических деформаций для изучаемых сталей и получения СМК структуры.

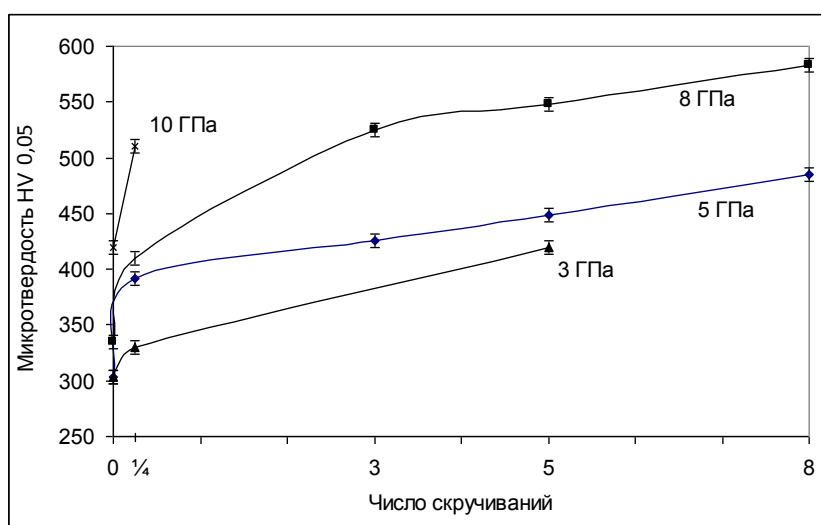


Рисунок 2 – Зависимость микротвердости стали 03X14H11K5M2ЮТ (пл. 129) от приложенного давления и числа оборотов (скручиваний)

Деформацию равноканальным угловым прессованием проводили при 400 °С на образцах диаметром 10,0 мм и длиной 60,0 мм по маршруту В_c за 4 прохода (пл.129 и пл.10) и 6 проходов (пл.129) при использовании оснастки с углом пересечения каналов 120°, что соответствует истинной деформации $e \approx 2,7$ и $e \approx 4,0$.

EBSD-анализ подвергнутых РКУП образцов показал наличие преимущественных ориентировок зерен (текстуру) в локальных участках структуры. После 6 проходов РКУП доля большеугловых границ (БУГ) между элементами структуры для стали 03X14H11K5M2ЮТ выше по сравнению со сталью 03X14H11KM2ЮТ в результате деформации за 4 прохода (24 % против 13 % БУГ соответственно, рисунок 3). Данные показатели подтверждают

возможность частичного протекания процесса динамической рекристаллизации в ходе деформации и наличия в зеренно-субзеренной структуре стали пл. 129 после 6 проходов несколько большего количества рекристаллизованных зерен.

Электронно-микроструктурные исследования показали, что внутриверенная тонкая структура после РКУП ориентированная с размером элементов 100-200 нм (рисунок 4). В процессе многократно повторяющихся проходов при температуре 400 °С в заготовке накапливается деформация сдвигом, что в результате приводит к образованию СМК структуры. Протекают также зернограничные процессы, миграция границ зерен, перестройка зерен, формирование новых границ. Наличие диффузных тяжей и практически кольцевых электронограмм свидетельствует о присутствии БУГ. В участках δ -феррита (рисунок 4, *а*) после РКУП присутствуют контуры экстинкции. При увеличении числа проходов для стали пл. 129 с 4 до 6 наблюдается более равномерная субзеренная структура, размер элементов уменьшается с 200 до 100 нм. Расшифровка картин микродифракции и темнопольные изображения подтвердили, что при РКУП сохраняется однофазная аустенитная структура.

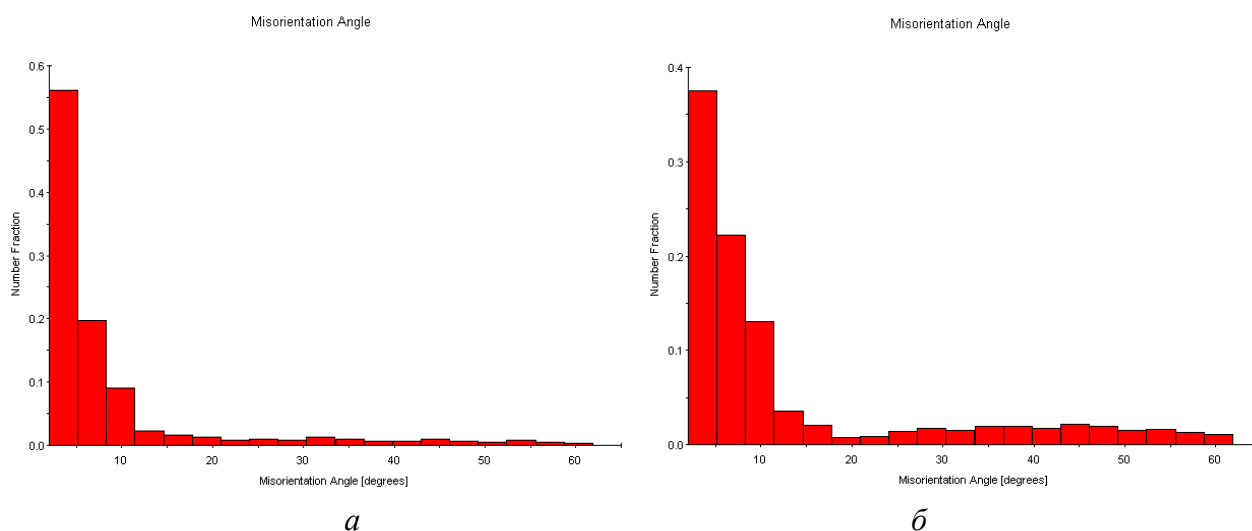


Рисунок 3 – Распределение долей границ между элементами субзеренной структуры стали 03X14N11KM2ЮТ (пл. 10) после 4 проходов (*а*) и 03X14N11K5M2ЮТ (пл. 129) после 6 проходов (*б*) в зависимости от угла разориентировки

Субмикроструктурная ориентированная структура после РКУП определяет деформационное упрочнение. Прочностные свойства увеличились практически в два раза. В таблице 3 приведены показатели прочности и твердости сталей после РКУП по различным режимам для 2-х марок аустенитных сталей. Образец плавки 129 упрочняется сильнее, что, по-видимому, может быть связано с интенсивным измельчением структуры стали, а также более активным протеканием частичных рекристаллизационных процессов в стали пл. 10 в связи с особенностями ее легирования. С

увеличением числа проходов от 4 до 6 микротвердость плавки 129 увеличивается незначительно. Многократная деформация при повышенной температуре приводит к образованию термически стабильной до температуры 400 °С субструктуры.

Таблица 3 – Механические свойства сталей после РКУП

Марка	Режим	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	HV _{25/15}
03X14H11K5M2ЮТ плавка 129	РКУП, N = 4 пр.	820	960	9,0	74	390
	РКУП, N = 6 пр.	920	1010	8,5	58	400
03X14H11KM2ЮТ плавка 10	РКУП, N = 4 пр.	680	810	43	55	290

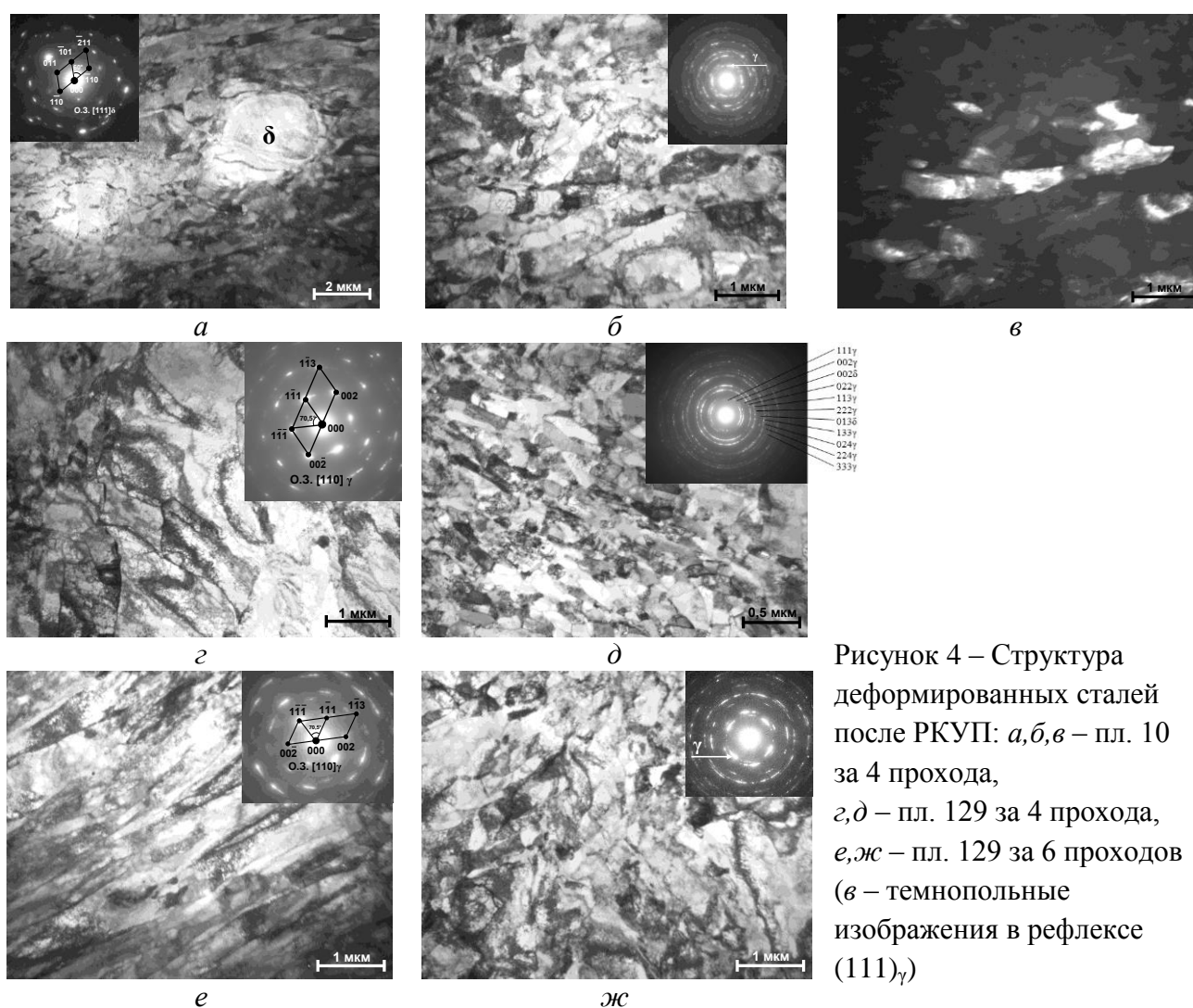


Рисунок 4 – Структура деформированных сталей после РКУП: а, б, в – пл. 10 за 4 прохода, г, д – пл. 129 за 4 прохода, е, ж – пл. 129 за 6 проходов (в – темнопольные изображения в рефлексе (111) γ)

Нагрев сталей после РКУП проводили в интервале температур 200-500°С с выдержкой 1 час. Установлено, что при нагреве до 400 °С (область температур старения), существенных изменений твердости не происходит, хотя наблюдается несколько повышенный разброс величин твердости в пределах

погрешности. Небольшой рост твердости при 450-500 °С, по-видимому, связан с эффектом «подстаривания» δ -феррита. Анализ структуры образцов после РКУП и изменения твердости сталей при повторном нагреве показали, что содержание кобальта не влияет на протекание структурных изменений в процессе теплой пластической деформации исследуемых сталей.

Исследования стали 03X14H11KM2ЮТ (пл. 10) методом терморентгенографии не выявили протекания фазовых превращений при нагреве в интервале температур 30-950 °С. При увеличении температуры наблюдается закономерное смещение дифракционных линий вследствие термического расширения решетки (рисунок 5, а,б). В интервале 30-500 °С значимых изменений не отмечено, однако дальнейший нагрев сопровождается существенным снижением ширины дифракционных линий при 450-500 °С (рисунок 5, в) и ростом интенсивности при 700-750 °С (рисунок 5, б), что может свидетельствовать о начале активного протекания процессов рекристаллизации.

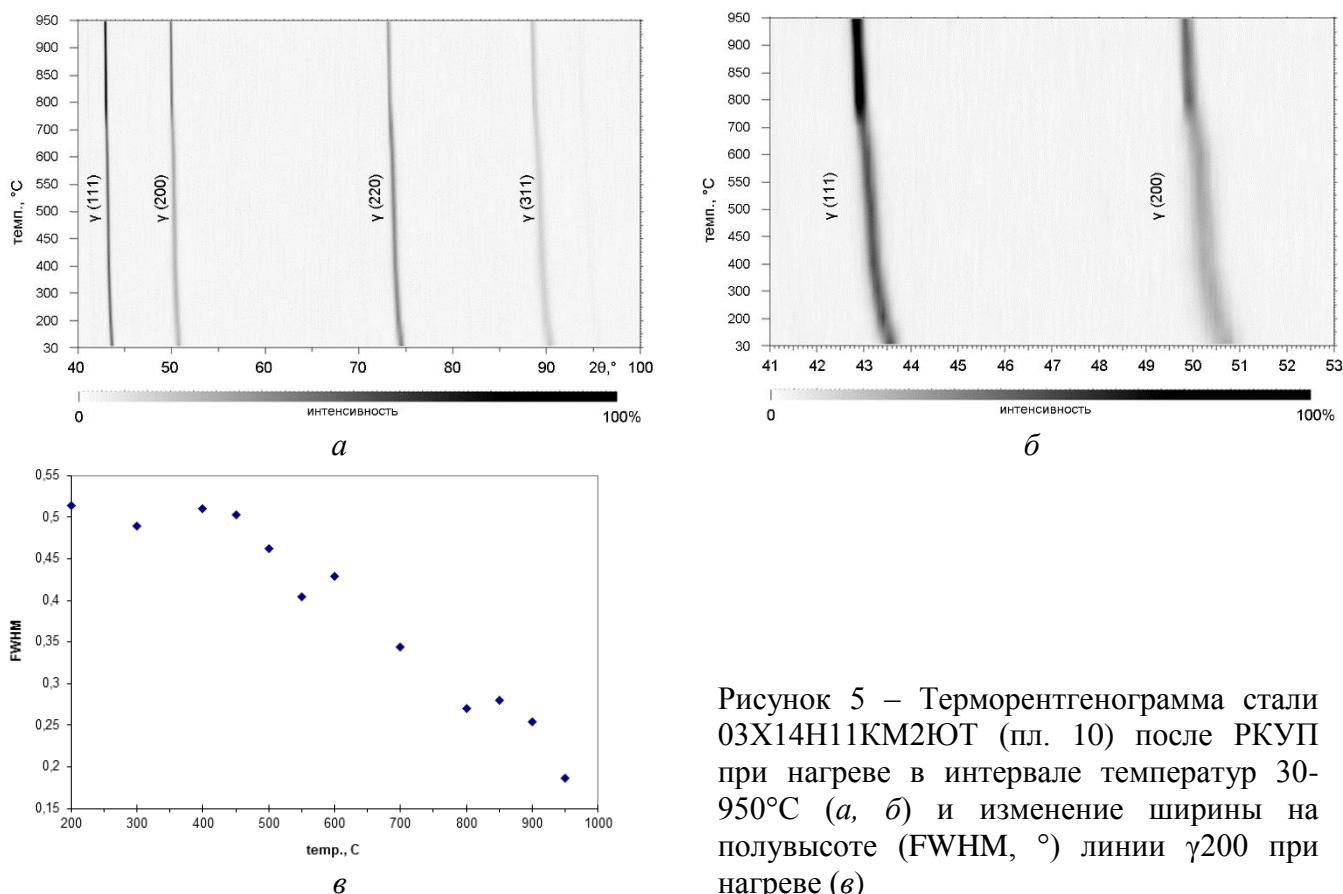


Рисунок 5 – Терморентгенограмма стали 03X14H11KM2ЮТ (пл. 10) после РКУП при нагреве в интервале температур 30-950°С (а, б) и изменение ширины на полувысоте (FWHM, °) линии γ 200 при нагреве (в)

Холодная пластическая деформация волочением после РКУП позволила упрочненную заготовку диаметром 10 мм и длиной около 60 мм дополнительно деформировать при комнатной температуре с уменьшением поперечного сечения до заданного диаметра проволоки будущей пружины (3,8 мм), а также повысить прочностные показатели за счет наклепа, получения

субмикроструктурной структуры и протекания полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Частичное протекание процессов динамической рекристаллизации при волочении проволоки становится возможным по нескольким причинам: 1) в очаге деформации возможен разогрев металла до 200 °С; 2) применение столь высоких степеней холодной пластической деформации (суммарная величина деформации составляла $e \approx 4,64$ после 4 проходов РКУП + волочение и $e \approx 5,94$ после 6 проходов РКУП + волочение) снижают температуру рекристаллизации.

Как показал EBSD-анализ стали 03X14H11K5M2ЮТ (пл. 129) после 4 проходов РКУП и волочения образец не имеет текстуры, его структура двухфазная, углу разориентировки более 15° соответствуют $\approx 60\%$ границ (БУГ, рисунок 6). В структуре стали обеих плавок (ПЭМ) после РКУП и волочения, вне зависимости от числа проходов при РКУП, наблюдали многочисленные рекристаллизованные зерна округлой и овальной формы размером 150 нм и менее (рисунок 7). Однако вполне возможно, что образование равноосной равнонаправленной структуры является морфологической особенностью исследуемых сталей, которые при столь высоких деформациях испытывают дробление и стремятся к образованию равноосных зерен. В тоже время факт протекания частичной динамической и постдинамической рекристаллизации подтверждается и хорошо различимыми отдельными точечными рефлексами без азимутального размытия на картинах микродифракции (рисунок 7, д,з). В отдельных участках прослеживается направленность роста новых зерен от границ элементов исходной структуры (рисунок 7, е). Ориентированные элементы структуры превратились в равноосные за счет образования дислокационных перемычек, а рост угла разориентировки привел к образованию новых зерен. Возможно при деформации (волочении) увеличивается число дефектов, в том числе точечных, которые ускоряют диффузионные процессы, протекающие при рекристаллизации.

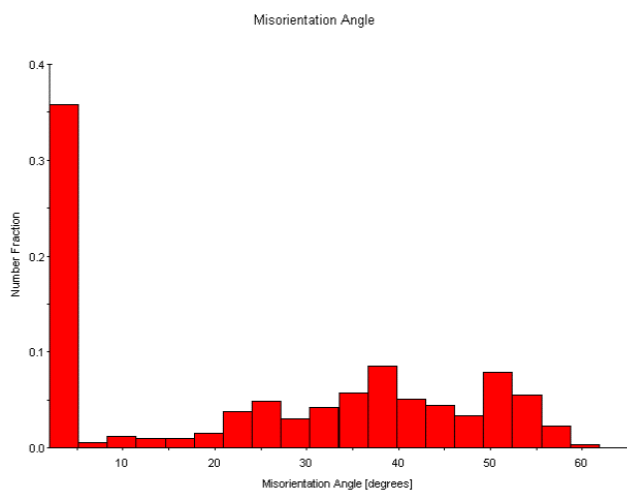


Рисунок 6 – Распределение долей границ между элементами зерно-субзеренной структуры стали 03X14H11K5M2ЮТ (пл. 129) после 4 проходов РКУП и волочения в зависимости от угла разориентировки

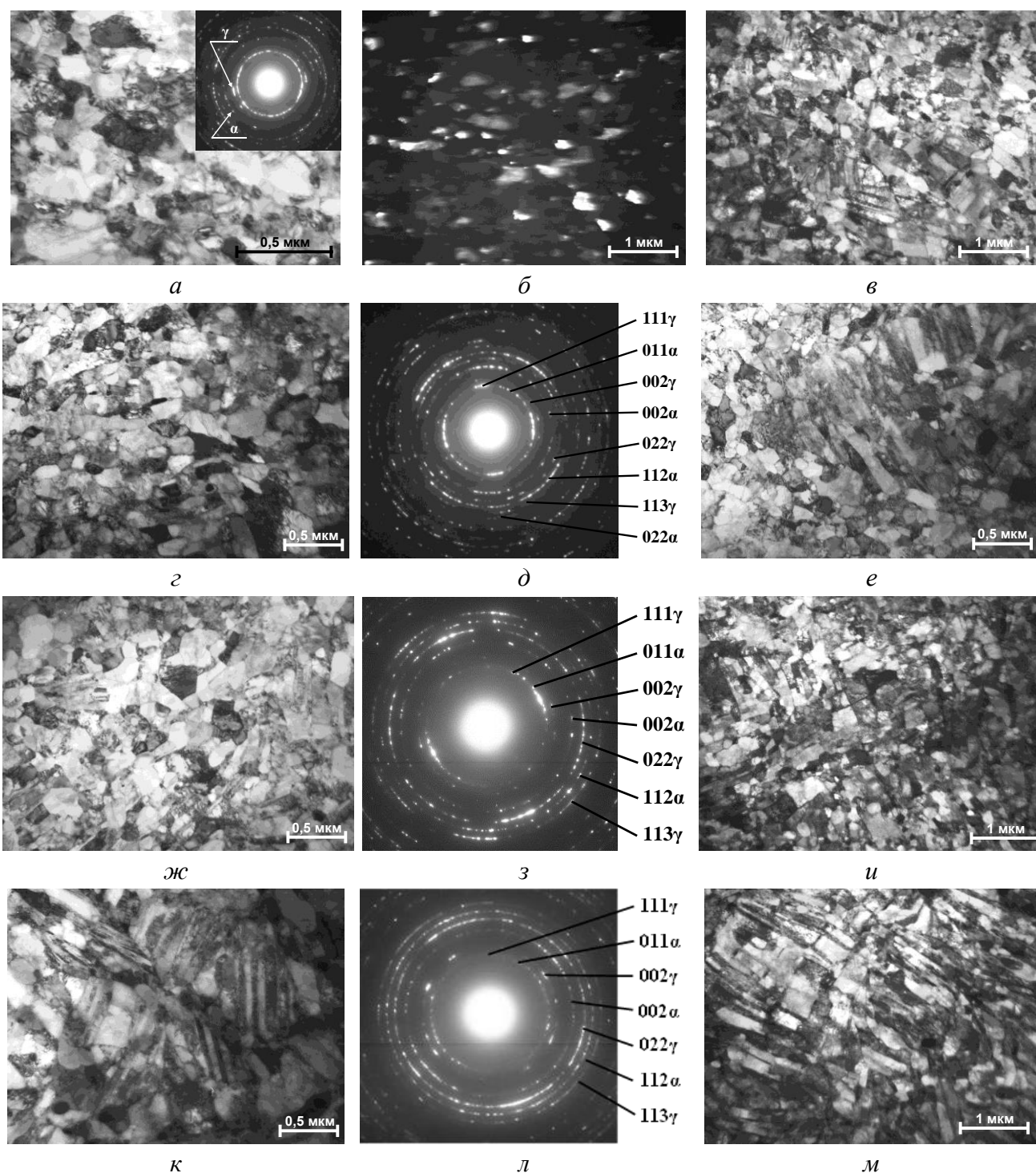


Рисунок 7 – Структура сталей: *а,б,в* – пл. 10, РКУП 4 прохода + волочение (*б* – т/п изображение в рефлексе $(002)_\alpha$), *г,д,е* – пл. 129, РКУП 4 прохода + волочение, *ж,з,к* – пл. 129, РКУП 6 проходов + волочение, *л,и,м* – пл. 129, РКУП 4 прохода + волочение + старение 500 °С, 1 ч

Обычно при волочении в данных сталях при аналогичной величине суммарного обжатия наблюдается более значительный ТРИП-эффект (до 80% мартенсита деформации образуется при деформации волочением закаленной исходной заготовки), в то время как волочение субмикроструктурной структуры после РКУП приводит к образованию только 35 % мартенсита

деформации. Полученные зависимости были приведены и описаны в работах академика В.Д. Садовского и А.П. Гуляева.

Результаты испытаний на сжатие цилиндрических образцов (таблица 4) свидетельствуют о том, что исследуемые стали после интенсивной пластической деформации обладают не только высокой прочностью ($\sigma_{0,2}^{сжс} = 1150-1230$ МПа), но и хорошей пластичностью, которую оценивали по уширению образца на равномерной стадии пластического течения ($\eta_{равн}^{сжс} = 19-28\%$). Старение при $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к изменению механического поведения исследуемых сталей – кривые сжатия состаренных образцов лежат выше кривых сжатия деформированных образцов во всем диапазоне деформации (так, $\sigma_{0,2}^{сжс}$ возрастает на $700-800$ МПа), на кривых появляется площадка текучести, образцы разрушаются после потери устойчивости пластического течения при сохранении достаточно высокой пластичности.

Анализ кривой сжатия в истинных координатах $S = f(\epsilon)$ на равномерной стадии пластического течения (рисунок 8) показал, что деформационное упрочнение металла на ней подчиняется линейному уравнению независимо от режима обработки. При этом интенсивность деформационного упрочнения, определяемая по наклону $S = f(\epsilon)$ ($K = 4070-4825$), также практически не зависит от обработки (коэффициент достоверности аппроксимации $0,95$ и более).

Таблица 4 – Механические свойства исследуемых сталей по результатам испытаний на сжатие после комбинированной обработки (РКУП+ волочение)

№	Обработка	$\sigma_{0,2}^{сжс}$, МПа	$\sigma_T^{сжс}$, МПа	$\sigma_B^{сжс}$, МПа	$\eta_{равн}^{сжс}$, %	$\eta^{сжс}$, %	Коэффициент K в уравнении $S = S_T + K \cdot \epsilon$
1	Пл. 129, РКУП 4 прохода + волочение	1150	–	–	19,0	–	4670
2	Пл. 129, РКУП 6 проходов + волочение	1230	–	–	27,5	–	4070
3	Пл. 10, РКУП 4 прохода + волочение	1200	–	–	28,0	–	4710
4	Пл. 10, РКУП 4 прохода + волочение + старение $500\text{ }^{\circ}\text{C}$	1945	2095	2380	23,0	26,5	4825
5	Пл. 129, РКУП 4 прохода + волочение + старение $500\text{ }^{\circ}\text{C}$	1870	2075	2440	28,0	30,0	4660

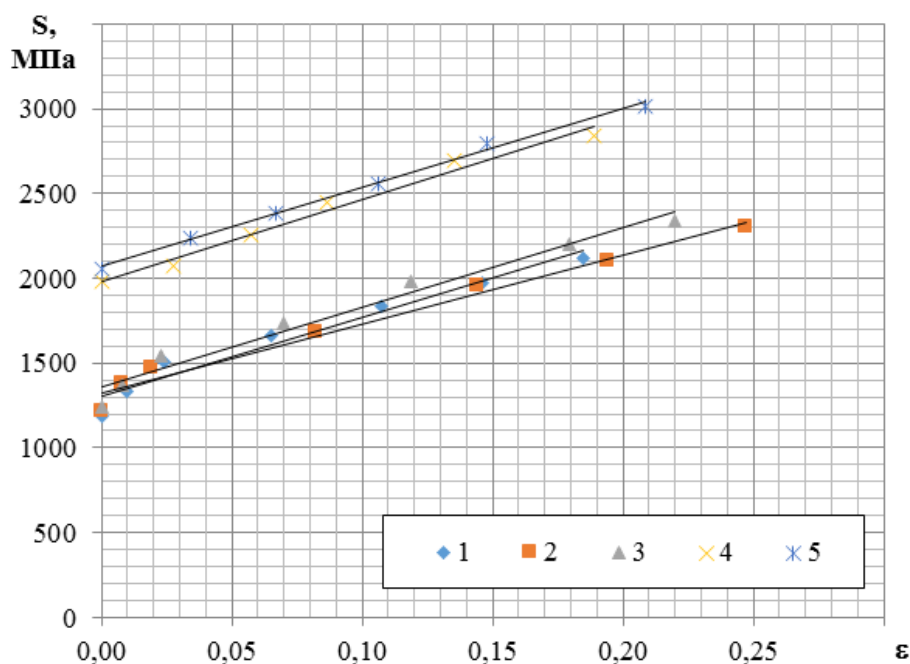
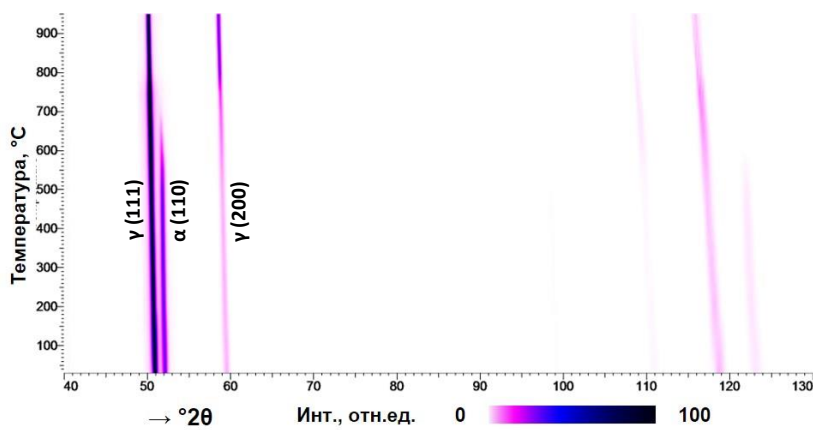


Рисунок 8 – Кривые упрочнения сталей после различных обработок:

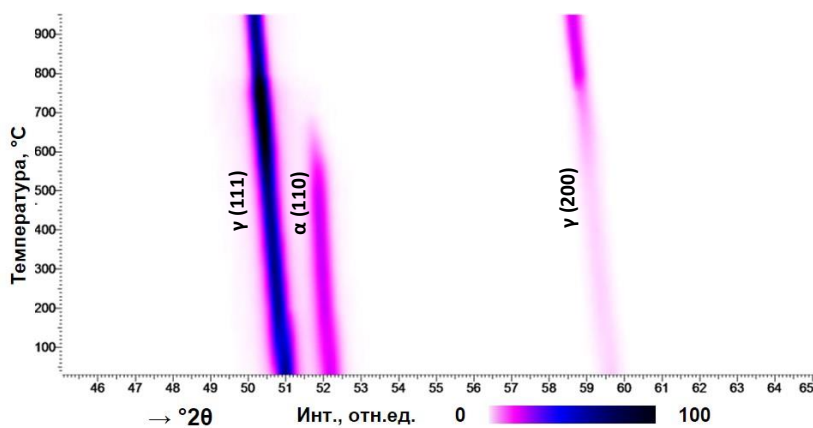
1 – пл. 129, РКУП 4 прохода + волочение, 2 – пл. 129, РКУП 6 проходов + волочение, 3 – пл. 10, РКУП 4 прохода + волочение, 4 – пл. 10, РКУП 4 прохода + волочение + старение 500 °С 1 ч, 5 – пл. 129, РКУП 4 прохода + волочение + старение 500 °С 1 ч

Микроструктура стали после выдержки при 500 °С стабильна (рисунок 7, *к-м*). Наблюдаются многочисленные вытянутые элементы субструктуры и зерна овальной формы. На картине дифракции не зафиксированы рефлекссы от частиц NiAl, вероятно, в силу их дисперсности и недостаточно высокого разрешения съемки. Старение не привело к изменению субмикроструктурной структуры.

Терморентгенограмма стали пл. 129 после 4 проходов РКУП и волочения содержит набор дифракционных линий ГЦК фазы (аустенита), а также линии ОЦК фазы, что свидетельствует о протекании частичного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в процессе волочения. Проведенные исследования (рисунок 9) показали, что ОЦК фаза (мартенсит деформации) стабильна до температуры около 550 °С, после чего наблюдается снижение интенсивности дифракционных линий вплоть до полного исчезновения при 700 °С. Дальнейший нагрев, начиная с температуры 750-800 °С, сопровождается изменением соотношения интенсивности дифракционных линий γ фазы (рисунок 9, *б*), что связано со снятием внутренних напряжений вследствие протекания рекристаллизационных процессов.



а



б

Рисунок 9 –
Терморентгенограмма
стали 03X14N11K5M2ЮТ
(пл. 129) после РКУП в 4
прохода и волочения при
нагреве в интервале
температур 30-950 °С

В *пятой главе* были изучены свойства исследуемых сталей при отрицательных температурах, определены специфические характеристики пружинных материалов: сопротивление малым пластическим деформациям и релаксационная стойкость при повышенных и отрицательных температурах.

Магнитные свойства закаленных сталей при охлаждении до криогенных температур исследовали в свободном ненагруженном состоянии. Образцы сталей плавки 5, 6, 129 и 166 после цикла «охлаждение до 77 К – нагрев до 300 К» практически не изменяют свою намагниченность насыщения (рисунок 10, а). Это свидетельствует о стабильности фазового состава данных сталей вплоть до температуры жидкого азота. Известно, что кобальт несколько снижает критическую точку мартенситного превращения, в связи с чем, поведение стали без кобальта могло быть иным. Так для стали плавки 11, проведенные исследования магнитных свойств показали, что ее намагниченность насыщения после цикла «охлаждение – нагрев» увеличилась примерно на 10 %, что указывает на протекание частичного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Подобная зависимость прослеживалась и на кривых намагниченности с увеличением напряженности поля от 80 до 10350 А/см (рисунок 10, б). Графики имеют нелинейный характер, что свидетельствует о наличии ферромагнитной

фазы в исследуемых сталях. Поскольку намагниченность изменяется примерно на 3 порядка, то, следовательно, и количество магнитной фазы различается существенно от нескольких долей процента практически до 100 % (пл. 129 и 166 соответственно).

При охлаждении до $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ точки M_H во всех исследуемых сталях обнаружено не было, кроме стали пл. 11, не содержащей кобальта.

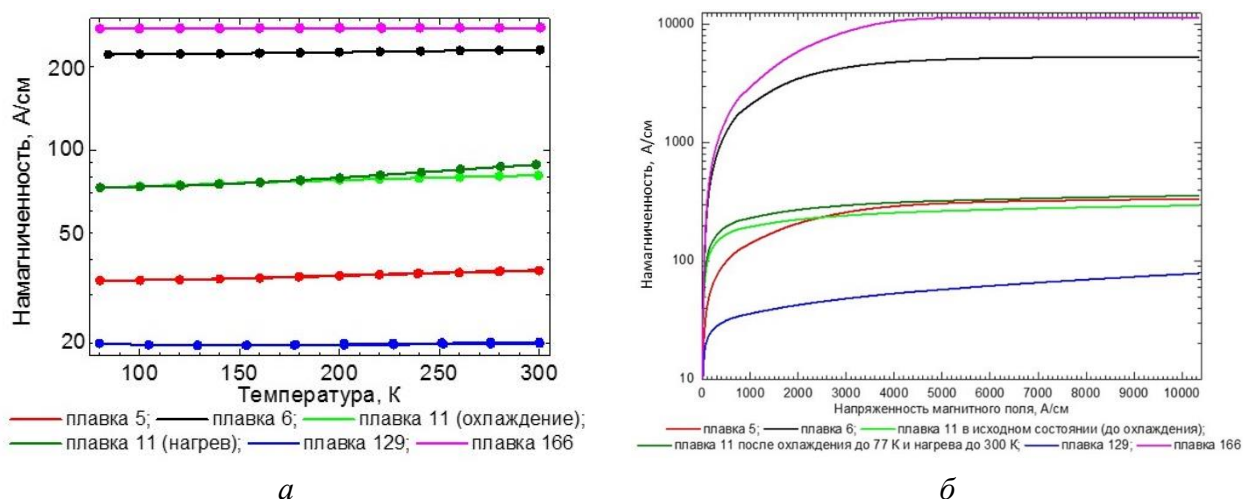


Рисунок 10 – Температурные зависимости намагниченности исследуемых сталей в поле 80 А/см (а), с увеличением напряженности поля от 80 до 10350 А/см (б)

Определение наиболее высокого *сопротивления малым пластическим деформациям* деформированной ленты показало, что для обеих сталей оно достигается после старения при температуре $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч.

Исследования релаксационной стойкости сталей проводилось после *оптимальной обработки* – закалка от температуры $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ в воду + деформация волочением и плющением в ленту + старение $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч – при различных температурах релаксации: $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в жидком азоте), при комнатной температуре и $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Общее время релаксации составляло 20 суток.

Для аустенитных сталей достижение высокой прочности практически всегда основано на получении метастабильного состояния, для которого релаксация обусловлена взаимодействием структурного и сдвигового механизмов. С одной стороны, холодная пластическая деформация увеличивает степень структурной метастабильности стали, и, тем самым, приводит к снижению релаксационной стойкости, а с другой – повышает сопротивление стали малым пластическим деформациям (предел упругости) и вследствие этого ослабляет действие сдвигового механизма. Дополнительное старение значительно увеличивает сопротивление стали релаксации, особенно в том случае, когда температура старения выше температуры релаксации.

Проведенные испытания на релаксацию напряжений при изгибе в течение 20 суток при температуре 400 °С продемонстрировали высокую релаксационную стойкость исследуемых сталей 03X14Н11К5М2ЮТ (пл. 129) и 03X14Н11КМ2ЮТ (пл. 5), ее падение составляло 12 и 15 % соответственно. Показано, что стали являются *теплостойкими* до температуры 400 °С (рисунок 11).

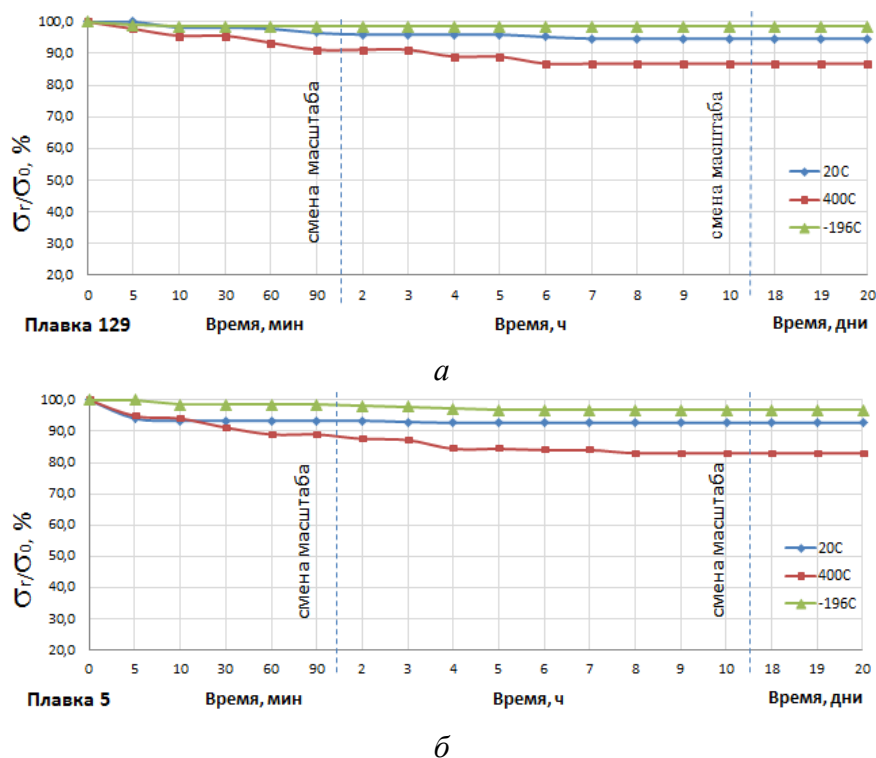


Рисунок 11 – Релаксационная стойкость стали пл. 129 (а) и пл. 5 (б) после оптимальной обработки (закалка + деформация + старение 500 °С, 1 ч) при $T_r = -196$ °С; 20°С; 400 °С

Релаксация напряжений, как при комнатной, так и при температуре жидкого азота, не сопровождается существенным падением релаксирующего напряжения, что обусловлено стабильностью структуры, т.к. при данных температурах релаксации не происходит образование мартенсита охлаждения (рисунок 11). Структурный механизм релаксации напряжений в этом случае определяется возможностью развития фазовых и структурных превращений в конкретных температурно-временных режимах релаксации напряжений. При комнатной и криогенных температурах не наблюдается фазовых и структурных превращений, при этом релаксация напряжений обеих исследуемых сталей не превышает 2-3 %.

ОСНОВНЫЕ РУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Показано, что в результате изотермической выдержки при 750 °С, 1 ч перегретой аустенитной стали 03X14Н11К5М2ЮТ наблюдается некоторое снижение горячей деформируемости, что связано с выделением упрочненного

интерметаллидными частицами δ -феррита. Определены температурные интервалы горячей пластической деформации исследуемой стали: температура нагрева заготовок в печи должна составлять 1200 °С, температура конца проката заготовок не должна быть ниже 800 °С.

2. Применение различных видов ИПД (сдвиг под высоким давлением, высокая суммарная величина обжатия при волочении, РКУП) продемонстрировало значительную пластичностью и технологичность исследуемых сталей.

3. Установлено, что в связи с различной последовательностью протекания фазового превращения в исследуемых сталях при деформации ($\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ или $\gamma \rightarrow \alpha$), сталь с пониженным содержанием кобальта (~ 1,0 %) характеризуется более высокой интенсивностью образования мартенсита, его деформацией, приводящей к снижению пластичности при меньших значениях суммарных степеней обжатия.

4. В процессе теплого РКУП метастабильных аустенитных сталей 03X14N11K5M2ЮТ и 03X14N11KM2ЮТ не наблюдается протекание фазовых превращений, упрочнение материала происходит преимущественно за счет измельчения исходной аустенитной структуры до субмикроструктурных размеров фрагментов. Прочность и твердость возрастает в 1,5-2 раза в зависимости от числа проходов при деформации. Средний размер фрагментов структуры при увеличении числа проходов РКУП от 4 до 6 уменьшается с 200 до 100 нм.

5. Доказано, что последеформационный (после РКУП) нагрев сталей в интервале 200-500 °С не приводит к увеличению прочностных свойств, а многократный нагрев и интенсивная пластическая деформация при температуре 400 °С способствовали образованию стабильной аустенитной субструктуры в указанном интервале. Процессы рекристаллизации деформированного аустенита начинают активно протекать при температуре выше 700 °С.

6. Показано, что использование комбинированной деформационной обработки, сочетающей РКУП с последующим волочением, привело к дальнейшему повышению прочностных свойств за счет измельчения субструктуры и частичного протекания $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, а также к росту пластичности в результате протекания процессов динамической рекристаллизации. При нагреве выше 650 °С мартенсит деформации вновь переходит в аустенит.

7. Выявлено, что исследуемые стали при отрицательных климатических и криогенных температурах обеспечивают необходимую прочность в сочетании с

высокой пластичностью и сохраняют стабильность фазового состава при глубоком охлаждении (до -196 °С) и последующем отогреве.

8. Показано, что обе исследуемые стали являются теплостойким после оптимальной обработки (закалка + деформация + старение), падение релаксационной стойкости при температуре релаксации 400 °С в течение 20 суток не превышает 12 % для стали 03X14H11K5M2ЮТ и 15 % для стали 03X14H11KM2ЮТ. При комнатной и криогенных температурах релаксация напряжений обеих исследуемых сталей не превышает 2-3 %.

9. Использование комбинированной деформационной обработки (РКУП + волочение) позволяет получить высокопрочную заготовку, предназначенную для изготовления пружин ответственного назначения больших и средних диаметров.

Перспективы дальнейшей разработки темы исследования состоят в промышленном и полупромышленном внедрении предложенной комбинированной обработки, сочетающей деформацию РКУП и волочением, а также в разработке технологии получения длинномерных заготовок больших и средних сечений из исследуемых сталей для возможности увеличения масштабов производства упругих элементов.

СПИСОК ОСНОВНЫХ РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определенных ВАК:

1. Храмцова (Вахонина) К.Д. Влияние термопластической обработки на механические и релаксационные свойства метастабильной аустенитной стали / К.Д. Храмцова (Вахонина), Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева, В.А. Шарапова, Н.Н. Озерец // Научно-технический вестник Поволжья: сборник научных статей. – 2011. - № 1. – С. 144-147 (0,25 п.л./0,13 п.л.)

2. Храмцова (Вахонина) К.Д. Формирование субмикроструктурного состояния в аустенитной метастабильной стали методами интенсивной пластической деформации / К.Д. Храмцова (Вахонина), Л.А. Мальцева // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2013. - № 3 (25). – С. 213-216 (0,25 п.л./0,13 п.л.)

3. Вахонина К.Д. Образование субмикроструктурной структуры при интенсивной пластической деформации в метастабильных аустенитных сталях и влияние на нее последующего нагрева / К.Д. Вахонина, Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева, А.С. Юровских, Г.И. Рааб, В.А. Шарапова // Металлы. – 2016. - № 2. – С. 16-23 (0,5 п.л./0,25 п.л.)

4. Вахонина К.Д. Перспективная аустенитная сталь для криогенной техники / К.Д. Вахонина, Л.А. Мальцева, С.М. Задворкин, А.В. Левина, В.А.

Шарапова, Т.В. Мальцева // Международный научно-исследовательский журнал. – 2016. - № 5-3 (47). – С. 138-143 (0,38 п.л./0,19 п.л.)

5. Вахонина К.Д. Свойства и фазовые превращения, протекающие при нагреве сложнолегированной коррозионно-стойкой аустенитной стали // К.Д. Вахонина, Л.А. Мальцева, А.В. Левина, Т.В. Мальцева, В.А. Шарапова // Материаловедение. – 2016. - № 9. – С. 30-36 (0,44 п.л./0,22 п.л.)

Публикации в других изданиях:

1. Храмцова (Вахонина) К.Д. Физико-механические свойства безуглеродистой стали на Fe-Cr-Ni основе при разных технологических этапах получения высокопрочного состояния / К.Д. Храмцова (Вахонина), В.А. Шарапова, Л.А. Мальцева, Н.Н. Озерец, А.В. Левина // Научные труды XVI Уральской международной конференции молодых ученых по приоритетным направлениям науки и техники: в 2-х частях. Екатеринбург, 2009. – Ч.2. – С. 113-117 (0,21 п.л./0,04 п.л.)

2. Храмцова (Вахонина) К.Д. Анализ структурных, фазовых и магнитных переходов в сплавах на Fe-Cr-Ni основе / К.Д. Храмцова (Вахонина), В.А. Шарапова, А.А. Кабакова, Л.С. Горулева, Е.А. Туева // XI Международная научно-техническая Уральская школа-семинар молодых ученых – металлургов: сборник материалов. Екатеринбург: УрФУ, 2010. – С. 50-51 (0,08 п.л./0,02 п.л.)

3. Храмцова (Вахонина) К.Д. Образование мартенсита и механические свойства безуглеродистых метастабильных аустенитных сталей / К.Д. Храмцова (Вахонина), Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева, Н.Н. Озерец, В.А. Шарапова, А.В. Левина // Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2011): труды международной научно-практической конференции. СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2011. – С. 375-377 ISBN 978-5-7422-3084-7 (0,13 п.л./0,02 п.л.)

4. Храмцова (Вахонина) К.Д. Роль легирования кобальтом на изменения состава и температурных интервалов выделения интерметаллидных фаз в аустенитных сталях на Fe-Cr-Ni основе / К.Д. Храмцова (Вахонина), Л.А. Мальцева // Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений: VI Всероссийская молодежная научная конференция; Физическое материаловедение: V Международная школа: сборник конкурсных докладов. Тольятти: ТГУ, 2011. – С. 212-216 (0,21 п.л./0,10 п.л.)

5. Храмцова (Вахонина) К.Д. Электронно-микроскопические и рентгеноструктурные исследования $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращений в метастабильных аустенитных сталях / К.Д. Храмцова (Вахонина), Л.А. Мальцева, Д.С. Тюшляева // XII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов-молодых ученых: Сборник научных трудов. Екатеринбург: УрФУ, 2011. – С. 77-78 (0,08 п.л./0,03 п.л.)

6. Храмцова (Вахонина) К.Д. Влияние легирования на особенности структуры в метастабильных сталях / К.Д. Храмцова (Вахонина), Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева, В.А. Шарапова // XX Петербургские чтения по проблемам прочности: сборник материалов. СПб.: Соло, 2012. – Ч. 1. – С. 318 (0,04 п.л./0,01 п.л.)

7. Храмцова (Вахонина) К.Д. Структурные и фазовые превращения в метастабильных аустенитных сталях при деформационно-термическом

воздействии / К.Д. Храмцова (Вахонина), Л.А. Мальцева, Н.Н. Озерец, Шарапова // Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тезисов VII Международной конференции. Черноголовка, 2012. – С. 89 (0,04 п.л./0,01 п.л.)

8. Храмцова (Вахонина) К.Д. Влияние термопластических обработок на структуру и свойства аустенитных сталей / К.Д. Храмцова (Вахонина), Л.А. Мальцева // XIII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар молодых ученых-металловедов: Сборник научных трудов. Екатеринбург: УрФУ, 2012. – С. 195-196 (0,08 п.л./0,04 п.л.)

9. Khrantsova (Vakhonina) X.D. Corrosion-resistant austenitic steels for elastic elements / X.D. Khrantsova (Vakhonina), L.A. Maltseva, T.V. Maltseva, V.A. Sharapova, N.N. Ozerets, M.P. Tretnikova // Emerging materials research. 2013. - № 2/4. – С. 207-215 (0,38 п.л./0,06 п.л.)

10. Храмцова (Вахонина) К.Д. Формирование ультрамелкозернистой структуры в аустенитных сталях, подвергнутых интенсивной пластической деформации / К.Д. Храмцова (Вахонина) // Сборник научных трудов XIV Международной научно-технической уральской школы-семинара металлостроительных и машиностроительных молодых ученых. Екатеринбург: УрФУ, 2013. – С. 127-129 (0,08 п.л./0,08 п.л.)

11. Храмцова (Вахонина) К.Д. Влияние термопластических обработок на свойства метастабильных аустенитных и аустенитно-ферритных сталей / К.Д. Храмцова (Вахонина), Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева, А.В. Левина, М.П. Третникова // XIV INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE. A collective monograph edited by dr. hab. Inz. Agata Dudek, hrof. PCz. Czestochowa, 2013 – Vol. 2. – Series monograph. No. 31. – P.106-111 (0,25 п.л./0,05 п.л.)

12. Вахонина К.Д. Изучение свойств аустенитной стали после термомеханической обработки / К.Д. Вахонина, Н.Н. Озерец, В.А. Шарапова, А.С. Лысов // XV Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлостроительных и машиностроительных молодых ученых: сборник научных трудов. Екатеринбург: УрФУ, 2014. – С. 328-330 (0,13 п.л./0,03 п.л.)

13. Вахонина К.Д. Эксплуатационная надежность новых алюминийсодержащих аустенитных и аустенитно-ферритных сталей при отрицательных температурах / К.Д. Вахонина, А.В. Левина, Л.А. Мальцева, В.А. Шарапова // Материалы VI международной научно-практической конференции Актуальные направления фундаментальных и прикладных исследований. н.-и. ц. «Академический». North Charleston, SC, USA, 2015. – Vol. 2. – С. 94-99 (0,25 п.л./0,06 п.л.)

14. Вахонина К.Д. Формирование структуры аустенитных метастабильных сталей при деформации в условиях отрицательных температур / К.Д. Вахонина, Н.Н. Озерец, Г.А. Ягудин // Уральская школа молодых металлостроительных и машиностроительных ученых: сборник материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлостроительных и машиностроительных молодых ученых. Екатеринбург: УрФУ, 2015. – С. 117-220 (0,17 п.л./0,06 п.л.)