



На правах рукописи

Левина Анна Владимировна

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И  
СВОЙСТВ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И ДЕФОРМАЦИОННОМ  
ВОЗДЕЙСТВИИ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ  
03X14H10K5M2Ю2Т ДЛЯ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ**

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Екатеринбург – 2015

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

**Научный руководитель:** доктор технических наук, профессор  
**Мальцева Людмила Алексеевна**

**Официальные оппоненты:** **Яковлева Ирина Леонидовна**, доктор технических наук, старший научный сотрудник, ФГБУН Институт физики металлов Уральского отделения РАН, главный научный сотрудник лаборатории физического металловедения;

**Потехин Борис Алексеевич**, доктор технических наук, профессор, ФГБОУ ВПО «Уральский государственный лесотехнический университет», профессор кафедры «Технология металлов»

**Ведущая организация:** ОАО «Уральский институт металлов»,  
г. Екатеринбург

Защита диссертации состоится 24 декабря 2015 г. в 14:00 ч на заседании диссертационного совета Д 212.285.04 на базе ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 28, Институт материаловедения и металлургии, ауд. Мт-329 (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина», <http://dissovet.science.urfu.ru/news2/>.

Автореферат разослан « » ноября 2015 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета



Мальцева Людмила Алексеевна

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность темы.** В связи с тенденцией миниатюризации изделий в промышленности, в том числе в приборостроении, точном машиностроении и медицине возникает необходимость в создании новых современных инструментов, изготовленных из проволоки и ленты тонких сечений. Используемые в настоящее время для изготовления упругих элементов и пружин стали аустенитного класса типа 12X18H10T и мартенситного 30X13, 40X13 не в полной мере удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалам, используемым для этих целей. Они имеют недостаточно высокий уровень механических свойств, коррозионной стойкости и теплостойкости, а также не обладают хорошей технологичностью, необходимой для получения проволоки тонких и тончайших сечений. Аустенитно-ферритные стали среди современных высокопрочных металлических материалов занимают заметное место. Они имеют ряд преимуществ перед аустенитными коррозионно-стойкими сталями, основными из которых являются более высокие прочностные свойства в термообработанном (закаленном) состоянии, отсутствие склонности к росту зерна при сохранении двухфазной структуры. Однако промышленные дуплекс стали имеют ряд недостатков, таких как образование  $\sigma$ -фазы и 475-градусная хрупкость. В связи с этим представляется *актуальным* решение задачи по изучению формирования структуры, фазового состава и свойств, при термическом и деформационном воздействии алюминийсодержащей аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2T, которая в связи с особенностями её легирования лишена вышеуказанных недостатков. В связи с тем, что исследуемая сталь в закаленном состоянии имеет гетерофазную структуру, состоящую из фаз с существенно различающейся микротвердостью, то большой интерес представляло изучение поведения данной стали при деформационном воздействии по различным схемам нагружения. Проведенные ранее исследования на изучаемой стали показали, что она обладает необходимой прочностью, твердостью в сочетании с повышенной технологичностью и высокой коррозионной стойкостью, и, в связи с вышеизложенным, может быть использована для изготовления упругих элементов и пружин. Однако для пружинных материалов важное значение имеют такие специфические свойства, как сопротивление малым пластическим деформациям, повышенная релаксационная стойкость и ряд других, связанных со структурообразованием, которые для данной стали не были изучены. В связи с тем, что области применения пружин и упругих элементов из коррозионно-стойких сталей достаточно широки и простираются от криогенных до повышенных температур, то особый интерес могут представлять фазовые

превращения, протекающие в ходе нагружения, как при комнатных, так и отрицательных температурах.

Работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности кафедры «Металловедение» ФГАОУ ВПО «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); по НИР № 2014/236 на выполнение Госработ в сфере научной деятельности в рамках базовой части Госзадания № 2480 Минобрнауки РФ.

**Целью данной работы** явилось исследование структурообразования, фазового состава и свойств аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т на основных технологических этапах термической и деформационных обработок (при различных схемах нагружения) в широком интервале температур для расширения областей применения пружин и упругих элементов.

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

1. Установить температурно-временные условия выделения вторичного аустенита при закалке и охлаждении с изотермической выдержкой в интервале температур 1100...700 °С перегретой стали, а также её повторном нагреве для выдачи рекомендаций по температурам проведения горячей пластической деформации стали.

2. Проанализировать влияние деформации на структуру и свойства аустенитно-ферритной стали после деформационных обработок по различным схемам нагружения.

3. Исследовать поведение аустенитно-ферритной стали под нагрузкой от комнатных до отрицательных климатических и криогенных температур.

4. Определить режим температурно-деформационной обработки, обеспечивающий максимально высокие упругие свойства исследуемой стали и повышенную релаксационную стойкость при рабочих температурах до 400 °С в условиях нагружения.

**Научная новизна работы** заключается в том, что впервые в результате комплексных экспериментальных исследований методами электронно-микроструктурного, рентгеноструктурного анализов, терморентгенографии, а также изучения физико-механических свойств, получены новые научные результаты на исследуемой аустенитно-ферритной стали:

1. На основе изучения структуры и фазовых превращений при различных схемах нагружения (растяжение, волочение, сжатие, сдвиг под давлением), показано, что по мере увеличения степени обжатия, при любых схемах

нагрузки, деформация, начавшаяся в аустенитной фазе, приводит к образованию микродвойникования, дислокационно-ячеистой структуры, а затем фрагментированной структуры и мартенсита деформации.

2. Установлено, что пластическое течение  $\delta$ -феррита при низких и умеренных степенях деформации (до 40%) не происходит, а увеличение степени деформации (выше 80%) приводит к искривлению межфазных границ аустенит/ $\delta$ -феррит, к увеличению плотности дислокаций  $\delta$ -феррита и его фрагментации.

3. Установлено, что деформация под высоким давлением со сдвигом приводит к замене в  $\delta$ -феррите частиц интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al сферической формы на кубоидную и ромбическую.

4. Выявлены высокие потенциальные технологические возможности поведения исследуемой аустенитно-ферритной стали в условиях чрезвычайно высоких деформаций без разрушения.

5. Определен режим температурно-деформационной обработки (закалка + деформация ~75% + старение 500 °С), обеспечивающий максимально высокие упругие свойства исследуемой стали и повышенную релаксационную стойкость при рабочих температурах до 400 °С в течение 50 ч. в условиях нагружения.

6. Выявлено, что аустенит исследуемой стали обладает термической стабильностью в широком интервале температур от криогенных до 500 °С.

#### ***Практическая значимость работы:***

1. На основании проведенных исследований были разработаны и выданы практические рекомендации, которые использованы при разработке технологии получения высокопрочной проволоки тонких сечений из исследуемой аустенитно-ферритной стали, предназначенной для упругих элементов и стержневого медицинского инструмента, а также для упрочнителей композиционных материалов с матрицей из алюминиевого сплава.

2. Изготовлена проволока и различных медицинский стержневой инструмент, проведены полупромышленные испытания, которые показали высокий уровень физико-механических свойств и коррозионной стойкости медицинского инструмента из стали 03X14H10K5M2Ю2Т по сравнению с медицинским инструментом из сталей 30X13, 12X18H10Т.

3. Показано, что исследуемая аустенитно-ферритная сталь обладает повышенными характеристиками хладостойкости и теплостойкости, а изделия из неё в виде пружин и упругих элементов могут обеспечить надежную работу от криогенных температур вплоть до 400 °С.

#### ***Методология и методы диссертационного исследования***

Методологической основой послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области разработки составов и технологий аустенитно-ферритных сталей, научные положения теории термической обработки,

деформации и распада пересыщенных твердых растворов. Большая роль при этом отводится многочисленным экспериментам по достижению высокопрочного состояния на проволочных и ленточных образцах.

Для решения поставленных задач в диссертационной работе были использованы следующие методы: металлография, просвечивающая электронная микроскопия, дифференциальная сканирующая калориметрия, испытания на одноосное растяжение, сжатие и сдвиг под высоким давлением, испытания на ударную вязкость, световой и электронный фрактографический анализ, магнитные и рентгеноструктурные исследования.

***На защиту выносятся основные положения и результаты:***

1. Особенности формирования структуры, фазового состава при закалке от разных температур в воде и повторном нагреве в интервал температур 300...700 °С, а также при изотермической выдержке предварительно перегретой стали в интервале температур 1100...700 °С.

2. Данные по влиянию холодной пластической деформации растяжением, волочением, сжатием (давлением) при комнатной и отрицательных климатических температурах на протекание деформационно-индуцированных фазовых превращений в исследуемой стали.

3. Эволюция структуры в результате деформации сдвигом при высоком давлении исходно закаленной, исходно состаренной и перестаренной стали, а также влияние последеформационного старения на структуру, фазовый состав и свойства.

4. Анализ влияния степени стабильности структуры на упругие свойства и релаксационную стойкость аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т.

***Степень достоверности результатов работы*** обеспечивается воспроизводимостью результатов опытов, согласованием их 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 и обсуждены на международных конференциях: «Высокие давления - 2008», г. Судак, сентябрь 2008 г.; Уральская школа-семинар металловедов-молодых ученых (2008; 2009; 2010; 2012; 2013; 2014 гг.); «Физика прочности и пластичности материалов», г. Самара, июнь 2009 г.; International conference “Hot Forming of Steels & Product Properties”, Grado, Italy. 13-16 September 2009; The 6th International Conference on Advanced Materials and Processing, ICAMP6, 19-23 July 2010, China, Lijiang; Современные металлические материалы и технологии (СММТ’2011 и СММТ’2013), Санкт-Петербург, июнь 2011 и 2013 гг.; «Euromat 2011» 12-15 September 2011, Montpellier, France 2011; 7 the European stainless steel

Conference, Como, Italy, 21-23 September 2011; The World Congress on Advanced in Civil, Environmental, and Materials Research (ACEM'12), Seoul, Korea, 26-30 August 2012; VII Международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов», г. Черноголовка, ноябрь 2012; XIV International scientific conference, Czestochowa, 2013; Intermetallic 2013, Germany, 30 September - 4 October, 2013; Интерактивная научно-практической конференции «Инновации в материаловедении и металлургии», г. Екатеринбург, 2012; 2013; 2014 гг.; Junior Euromat 2014, Lausanne, Switzerland, 21-25 July 2014; International advances in applied physics and materials, Science congress and exhibition, Fethiye, Turkey, 24-27 April 2014, а также на 4 региональных: XIX Петербургские чтения по проблемам прочности, Санкт-Петербург, СПбГУ, 2010; Научно-техническая конференция «Молодежь и наука», г. Нижний Тагил, май 2011; XXI и XXII Уральская школа металловедов-термистов: Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов, Магнитогорск, 2012 г. и Орск, 2014 г.

**Публикации.** По теме диссертационной работы опубликовано 22 печатные работы, отражающие основное содержание диссертации, из них 7 статей в рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК. Получены 4 патента РФ на изобретение.

**Личное участие автора** в полученных результатах состоит в выполнении основного объема экспериментальных исследований, изложенных в диссертационной работе, включающих: подготовку объектов исследования, проведение экспериментов, обработку результатов исследования, участие в разработке методик проведения экспериментов и обсуждении полученных результатов, подготовку материалов для статей и докладов.

**Структура и объем работы.** Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, общих выводов по работе, списка литературы из 120 наименований; приложения; изложена на 145 страницах, включает 10 таблиц, 43 рисунка.

## КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

**Во введении** обоснована актуальность темы исследования, показана степень ее разработанности, сформулирована цель и задачи работы, научная новизна и практическая значимость, методология и методы диссертационного исследования, положения, выносимые на защиту, описан личный вклад соискателя, степень достоверности и апробация полученных результатов.

**В первой главе** проанализированы литературные источники по исследуемой теме. Рассмотрены принципы легирования и описаны особенности формирования структуры и свойств дуплекс сталей (ДКС). Показаны недостатки, которые встречаются в аустенитно-ферритных сталях, накладывающие существенные

ограничения на режимы и технологию производства изделий из этих сталей и ставят перед исследователями всего мира задачи продолжать совершенствовать составы и технологии производства ДКС. На основании проведенного анализа сформулированы задачи данного исследования.

**Во второй главе** приводится химический состав исследуемой стали 03X14N10K5M2Ю2Т, режимы термической и деформационных обработок, а также описаны методы исследования.

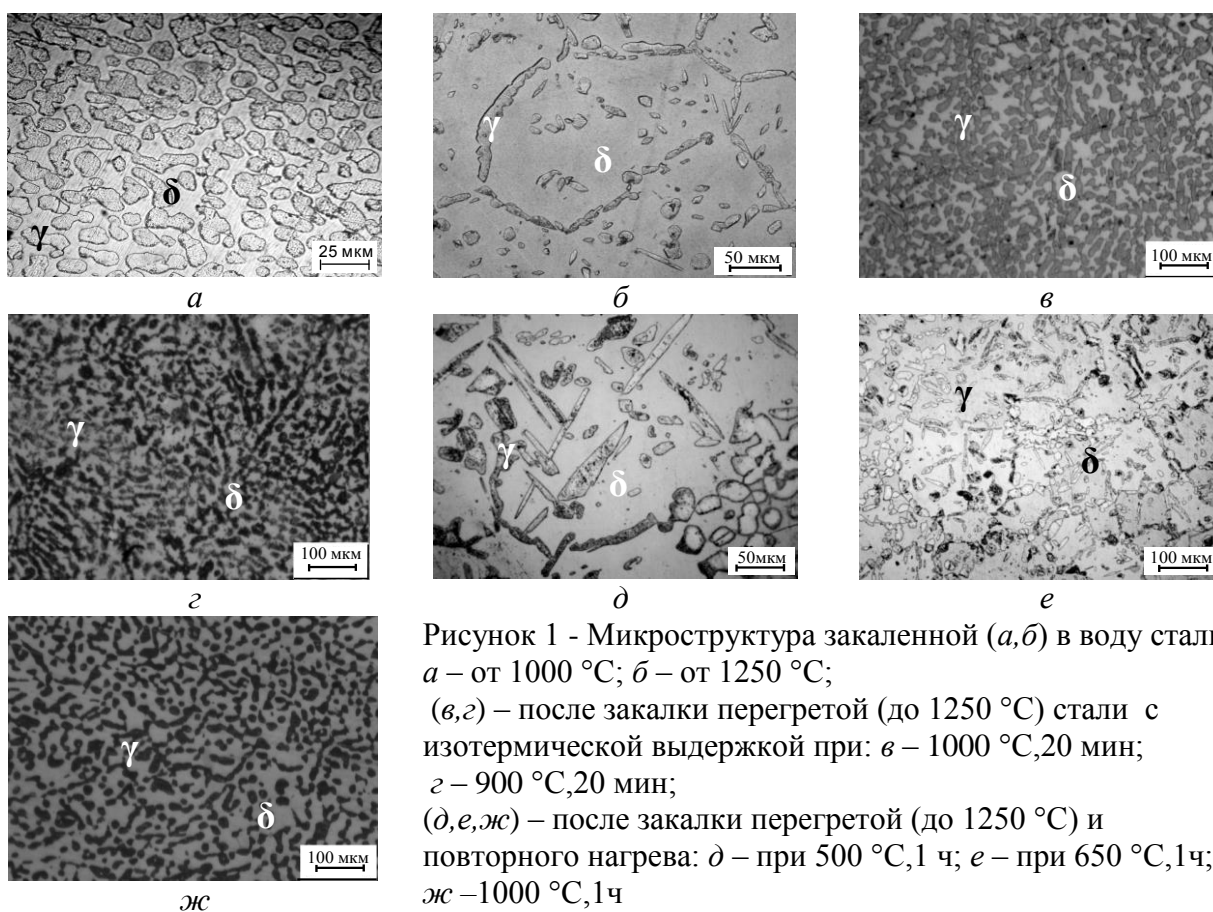
Термическую обработку проводили в печах типа СНОЛ. Режимы термических и деформационных обработок приведены в тексте глав.

Структуру, фазовый состав стали изучали комплексно различными методами: *механические испытания* на одноосное растяжение при комнатной температуре проводили в соответствии с рекомендациями ГОСТ 1497-84 на электромеханической разрывной машине Instron-3382, при повышенных температурах (ГОСТ 9651-84), и при отрицательных температурах (ГОСТ 11150-84). Измерение *твердости* проводили с помощью приборов Роквелла (ГОСТ 9013-59). *Микротвердость* измеряли на автоматическом твердомере серии РС фирмы «Лесо» с программируемым шагом и нагрузкой 0,001 кг. Характеристики *ударной вязкости* при 20 °С и при температуре жидкого азота определялись на образцах размером 10×10×55 мм с V-образным надрезом (тип 11) согласно ГОСТ 9454-78 и ГОСТ 22848-77 с помощью инструментированного маятникового копра Tinius Olsen IT542M. *Фрактографический анализ* поверхности изломов проводили на растровом электронном микроскопе Jeol JSM 5900LV. *Металлографический анализ* осуществлялся с применением оптического микроскопа Olimpus JX51 при увеличениях 500. *Электронно-микроструктурные исследования* – на микроскопах JEM-200CX и JSM5610LV. *Рентгеноструктурный фазовый анализ* – на дифрактометре ДРОН-2 при кобальтовом  $K_\alpha$  излучении, а также на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance в  $K_\alpha$  медном излучении в интервале углов отражения  $\theta = 12...70^\circ$  при напряжении  $U = 40$  кВ, токи трубки  $I = 40$  мА. *Терморентгеноструктурный фазовый анализ* проводили с использованием температурной камеры Anton Paar НТК 1200N в интервале температур от 20 до 1100 °С с шагом 100 °С и экспозицией в каждой точке в интервале углов отражения  $\theta = 12...70^\circ$  в  $K_\alpha$  медном излучении. *Анализ текстуры* проводился с помощью обратных полюсных фигур, построенных дифрактометрическим методом. *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 со скоростями нагрева 20 °/мин. *Магнитные свойства* образцов измеряли на установке, включающей



компьютеризированный гистерезисграф Remagraph C-500 и модернизированную универсальную испытательную машину УММ-5. Температурную зависимость намагниченности определяли с помощью вибрационного магнитометра Lake Shore 7407 в интервале температур 77...300 К в магнитном поле напряженностью до 10350 кА/см.

**В третьей главе** установлены закономерности формирования структуры, фазового состава и физико-механических свойств при прямой закалке от температур 800...1200 °С и изотермической закалке перегретой стали до 1250 °С при температурах 1100...700 °С. Показано что обычно соотношение фаз аустенита и  $\delta$ -феррита в исследуемой стали сохраняется стабильным (~50:50) в интервале температур от 800 до 1100°С (рисунок 1, а). Структура перегретой до 1250 °С и выше состоит, в основном, из одного  $\delta$ -феррита на фоне которого наблюдаются выделения вторичного аустенита с характерным игольчатым (пластинчатым) строением вследствие недостаточно высокой скорости охлаждения (рисунок 1, б). Установлены температурно-временные условия выделения вторичного аустенита диффузионным путем при изотермической выдержке перегретой стали (рисунок 1, в, г), а также при её повторном нагреве (рисунок 1, д,е,ж).



Полученные данные позволили выдать рекомендации по режиму горячей пластической деформации исследуемой аустенитно-ферритной стали.

**В четвертой главе** приведены данные по влиянию холодной пластической деформации растяжением, волочением, сжатием (давлением) при комнатной и отрицательных климатических температурах на протекание деформационно-индуцированных фазовых превращений в исследуемой стали.

*Растяжение образца в магнитно-измерительном комплексе.* Первоначально образцы исследуемой стали после закалки от 1000 °С в воду были подвергнуты испытанию на растяжение в магнито-измерительном комплексе Remagraph C-500 для определения степени метастабильности структуры аустенита в исследуемой стали и определения упруго-пластических свойств. Растяжение образца в магнитно-измерительном комплексе в некоторой степени имитирует операцию холодного волочения заготовки, поскольку в том и другом случае наблюдается деформация растяжением (удлинение) вдоль одной оси и две деформации сжатия (укорочение) в радиальных осях. О наличии ферромагнитной фазы в исходном закаленном состоянии свидетельствует значительная величина намагниченности насыщения  $M_s$  образца. В процессе упруго пластического деформирования одноосным растяжением намагниченность стали возрастает за счет распада метастабильного аустенита и образования  $\alpha$ -мартенсита деформации в дополнение к имеющемуся в структуре  $\delta$ -ферриту. Причем, к моменту образования шейки на образце значение  $M_s$  увеличивается почти на 20 % по сравнению с исходным состоянием.

*Изменение свойств деформируемой волочением стали.* Основные эксперименты по изучению влияния холодной пластической деформации на свойства исследуемой стали были выполнены на проволочных образцах при волочении с диам. 2,20 мм на диам. 0,5 мм (рисунок 2), а также с диам. 0,8 (или 0,7) мм на диам. 0,15 (или 0,10 мм). По маршруту набирались образцы. Деформация вызывает интенсивное упрочнение и после максимального обжатия (~95 %) временное сопротивление разрыву  $\sigma_b$  стали возрастает более чем вдвое по сравнению с закаленным состоянием и составляет ~ 2500 МПа.

В таблице 1 приведены механические свойства деформированной стали разных диаметров. Из приведенных данных видно влияние масштабного фактора. Прочностные свойства на тонких размерах могут быть на 700...800 МПа выше, при сохранении пластических свойств на достаточно хорошем уровне. Следует отметить, что исследуемая сталь обладает более высокой технологичностью благодаря деформационному мартенситному превращению, позволяющему деформировать проволоку с большими степенями обжатия между промежуточными смягчающими термообработками, сокращая тем самым, их

количество при получении проволоки тонких сечений.

В процессе холодного волочения образуется аксиальная текстура. В аустенитной матрице возникает основная ориентировка по направлению  $\langle 111 \rangle$ , которая дополняется второй компонентой типа  $\langle 100 \rangle$ , параллельной оси проволоки. При значительной деформации, когда объемная доля мартенсита в структуре становится заметной и  $\delta$ -феррит начинает пластически деформироваться, возникает преимущественная ориентировка кристаллов в ОЦК фазах по направлению  $\langle 110 \rangle$ .

С увеличением степени холодной пластической деформации количество ОЦК фазы, как было показано выше, увеличивается до 100 % и при этом полюсная плотность ОЦК-фазы возрастает с 1,9 до 3,2 (таблица 2). Возникновение волокнистой направленной структуры выравнивает свойства в микрообъемах, вытянутые зерна сопряженно участвуют в сопротивлении пластической деформации и этим обеспечивается сочетание высоких прочностных и пластических свойств.

Таблица 1 - Механические свойства деформированной аустенитно-ферритной стали

Закалка 1000 °С	
$\sigma_B$ , МПа	940
$\Psi$ , %	71
$\delta$ , %	24
Кручение $l=100d$	87...90
Закалка 1000 °С, деформация 88 % (диам. 2,20 мм)	
$\sigma_B$ , МПа	1750
$\Psi$ , %	52
$\delta$ , %	3
Кручение $l=100d$	35
Закалка 1000 °С, деформация ~ 88 % (диам. 0,8 мм)	
$\sigma_B$ , МПа	1870
$\Psi$ , %	56
$\delta$ , %	1
Кручение $l=100d$	30...33
Закалка 1000 °С, деформация 88% (диам. 0,15 мм)	
$\sigma_B$ , МПа	2300
$R_{0,2}$	53
Закалка 1000 °С, деформация 94% (диам. 0,10 мм)	
$\sigma_B$ , МПа	2500
$R_{0,2}$	51

Таблица 2 - Данные рентгеноструктурного анализа

Истинная деф-ция, $\epsilon$	Фаза	Вес. доля, %	Периоды, нм	Полюсная плотность, Р
1,2	ОЦК	65	0,288	$\langle 110 \rangle$ , $P_{110}=1.9$
	ГЦК	35	0,360	$\langle 111 \rangle$ , $P_{111}=3.2$
1,75	ОЦК	93	0,288	$\langle 110 \rangle$ , $P_{110}=2,8$
	ГЦК	7	0,361	—
3,6	ОЦК	97	0,288	$\langle 110 \rangle$ , $P_{110}=3.2$
	ГЦК	3	0,360	—
4,55	ОЦК	100	0,288	$\langle 110 \rangle$ , $P_{110}=3.2$

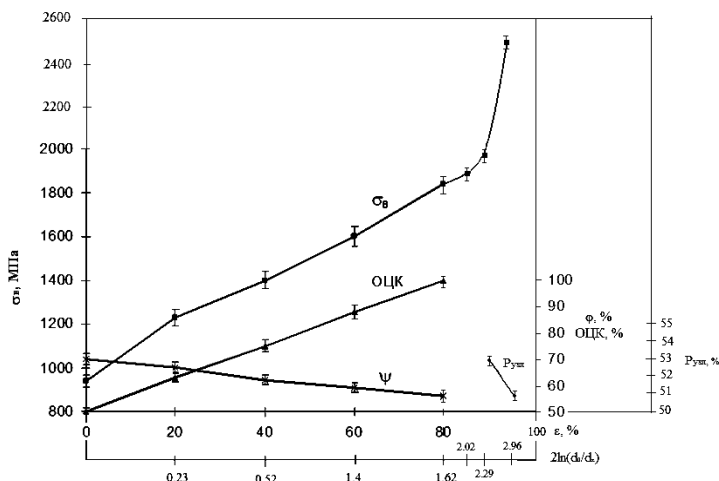


Рисунок 2 - Влияние степени холодной пластической деформации на механические свойства и количество ОЦК-фазы исследуемой стали

Эволюция структурообразования при волочении стали. Деформация закаленной стали на небольшие ( $e = 0,27$ ) и умеренные ( $e = 0,75$ ) степени обжатия приводит к образованию сетчато-ячеистой субструктуры (рисунок 3, *а - в*). Образуются также тонкие деформационные достаточно протяженные двойники, которые располагаются преимущественно по одной системе сдвига (рисунок 3, *в*). Возможно, кроме микродвойников, в структуре деформированной аустенитной матрицы присутствует и  $\varepsilon$ -мартенсит, образование которого становится возможным в связи со спецификой легирования исследуемой стали кобальтом. Электронно-микроскопические исследования показали, что в ОЦК-матрице ( $\delta$ -феррите) присутствуют высокодисперсные равноосные выделения интерметаллидной фазы  $(\text{Fe,Ni})\text{Al}$ , имеющие упорядоченную ОЦК-решетку и когерентную связь с твердым раствором (рисунок 3, *б*). С увеличением степени деформации до  $e = 1,5$  и выше (рисунок 3, *г - ж*) наблюдается интенсивное  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение и образование фрагментированной структуры. Объемная доля фрагментированной субструктуры возрастает с увеличением степени деформации.

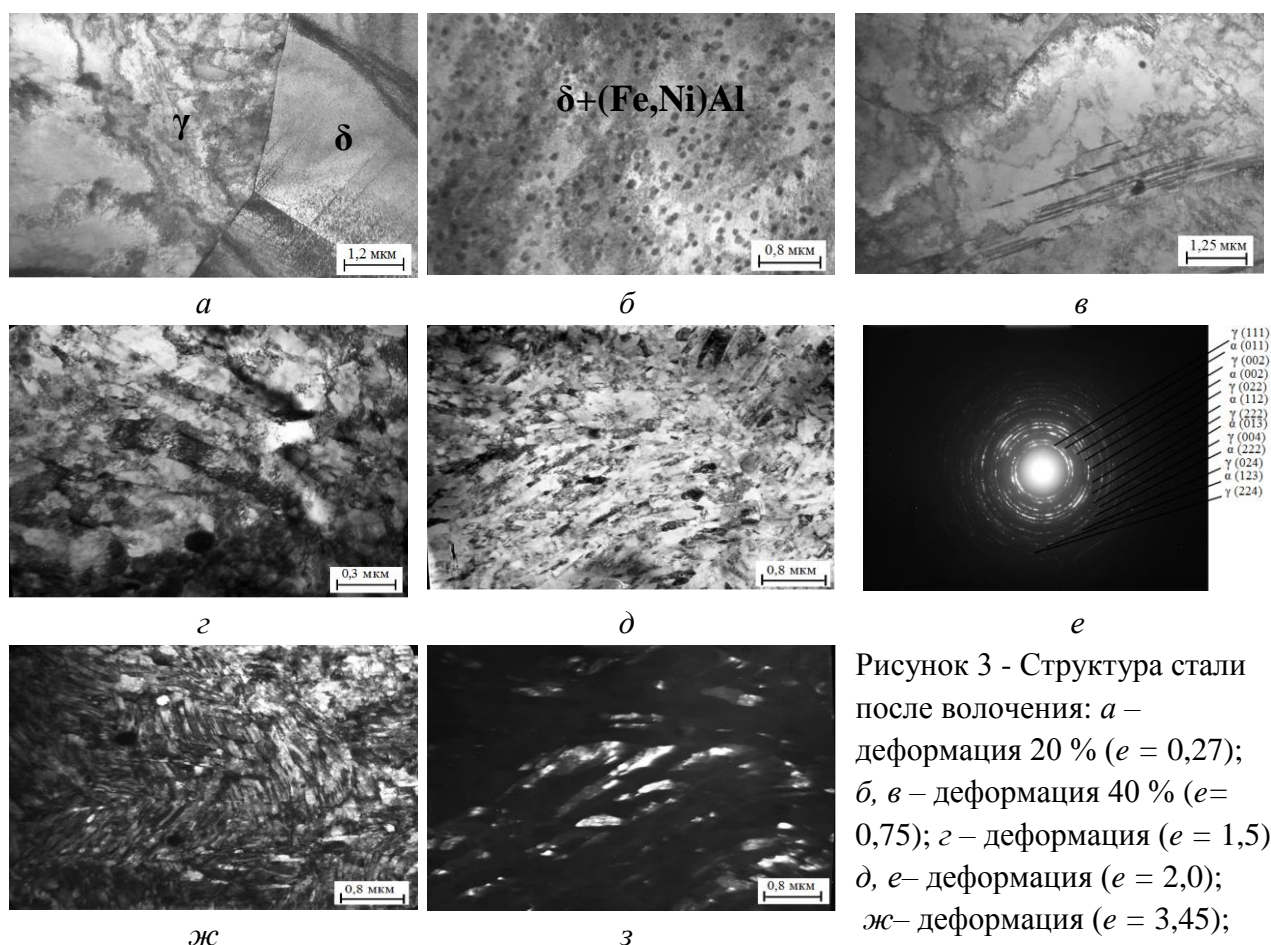


Рисунок 3 - Структура стали после волочения: *а* – деформация 20 % ( $e = 0,27$ ); *б, в* – деформация 40 % ( $e = 0,75$ ); *г* – деформация ( $e = 1,5$ ); *д, е* – деформация ( $e = 2,0$ ); *ж* – деформация ( $e = 3,45$ ); *з* – т/п изображение в рефлексе  $(110)_\alpha$  с (*ж*);



Появление на электронограммах размытия рефлексов матрицы по кольцу свидетельствует о ее значительной фрагментации и увеличении азимутального угла разориентировки (рисунок 3, *е*). Темнопольное изображение в рефлексе  $(110)_\alpha$  (рисунок 3, *з*) показало, что размер кристаллов мартенсита колеблется от 50 до 100 нм. В сильно деформированной структуре анализ электронограмм весьма затруднителен, т.к. на формирование дифракционной картины влияет одновременно присутствие фаз и особенности субструктуры. Образование мартенсита в аустенитной матрице с повышенной плотностью дефектов вследствие ее значительной деформации перед мартенситным превращением, приводит к наследованию им дефектов аустенита.

*Охлаждение исследуемой стали до криогенных температур.* Методом измерения магнитных характеристик исследуемой стали при глубоком охлаждении до минус 196 °С (77 К) и последующем отогреве до комнатной температуры (300 К), было выявлено, что аустенит исследуемой стали обладает термической стабильностью в широком интервале температур от криогенных до комнатной. Уже в закаленном состоянии сталь имеет достаточно высокий уровень намагниченности, который практически не изменяется при глубоком охлаждении и последующем отогреве (рисунок 4).

При охлаждении до минус 196 °С точки  $M_n$  обнаружено не было.

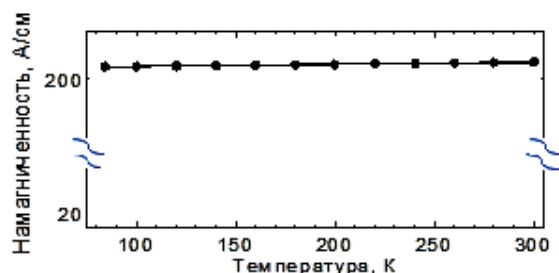


Рисунок 4 - Температурная зависимость намагниченности исследуемой стали в поле 80 А/см

В связи с тем, что область применения изделий (пружин), имеет достаточно широкий интервал температур от криогенных до комнатных, представлялось интересным рассмотреть диаграммы ударного нагружения образцов, испытанных при комнатной температуре и при температуре жидкого азота (рисунок 5). Обе диаграммы ударного нагружения соответствуют вязкому типу, но имеют существенные различия. Для диаграммы, полученной при комнатной температуре (кривая 1), нагрузка после достижения максимума снижается достаточно плавно, что указывает на вязкий характер распространения трещины до момента разрушения образца. По диаграмме, полученной при температуре жидкого азота (кривая 2), изменение нагрузки на стадиях зарождения трещины (при подрастании нагрузки до максимальной величины) и распространения трещины (на стадии снижения нагрузки от максимума до нулевого значения) имеет более резкий характер, что свидетельствует о некоторой нестабильности процесса

трещинообразования в условиях низкотемпературного разрушения образца. Приведенные в таблице 3 результаты ударных испытаний свидетельствуют о том, что ударная вязкость стали 03X14H10K5M2Ю2Т при понижении температуры от комнатной до жидкого азота снижается примерно в 1,3 раза, оставаясь на достаточно высоком уровне ( $KCV = 1,49$  МДж/м<sup>2</sup>), при этом излом остается вязким. Фрактографический анализ изломов ударных образцов показал, что процесс разрушения закаленных образцов всех исследуемых сталей развивается по внутризеренному механизму с образованием вязких ямок (рисунок 6). Работа зарождения трещины меняется незначительно, а работа ее распространения снижается более чем в 2 раза. Это приводит к существенному снижению соотношения  $A_p/A_z$  (таблица 3), определяющему запас конструкционной прочности материала при наличии трещин.

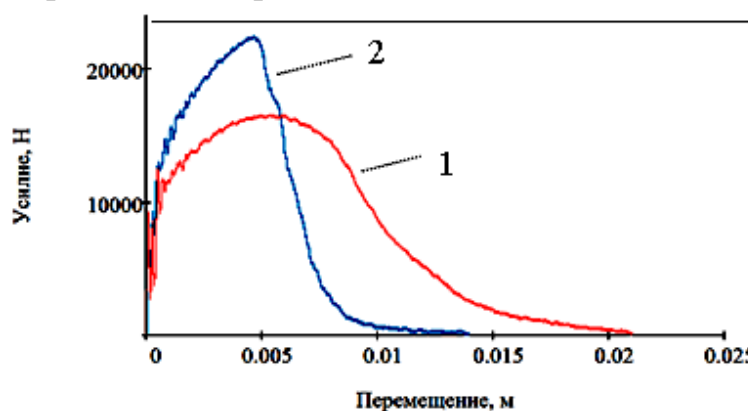
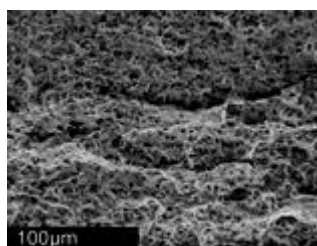
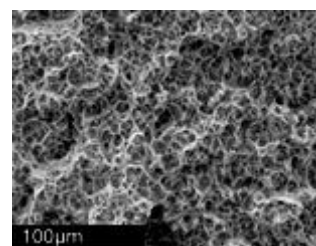


Рисунок 5 - Диаграммы ударного нагружения образцов стали 03X14H10K5M2Ю2Т, полученные при температуре испытаний 20 °С (кривая 1) и при -196°С (кривая 2)



а



б

Рисунок 6 - Микростроение поверхности изломов ударных образцов  
а – (20 °С), б – (-196°С)

Таблица 3 - Характеристика ударной вязкости исследуемой стали

Т <sub>исп.</sub> , °С	KCV, МДж/м <sup>2</sup>	A <sub>з</sub> , Дж	A <sub>р</sub> , Дж	A <sub>р</sub> /A <sub>з</sub>
20	1,94	73,2	88,5	1,21
-196	1,49	81,6	38,6	0,47

*Изменение структуры и свойств при деформации давлением (сжатием) при комнатной и отрицательной температурах.* Часть закаленных образцов в виде цилиндров высотой  $h_0 = 15,0$  мм и диаметром  $d_0 = 10,0$  мм осаживали при комнатной температуре, а часть при отрицательной температуре минус 100 °С на

гидравлическом вертикальном прессе номинальным усилием 500 кН при усилиях равных 100, 200, 300, 400 кН. С понижением температуры испытания величина истинного сопротивления деформированию несколько выше при всех деформациях сжатием (рисунок 7, а). Чем ниже температура деформации, тем легче в условиях внешней нагрузки протекает мартенситное превращение (рисунок 7, б) и, следовательно, полнее протекает процесс распада аустенита с образованием  $\epsilon$  и/или  $\alpha$ -мартенсита и тем выше твердость (рисунок 7, в).

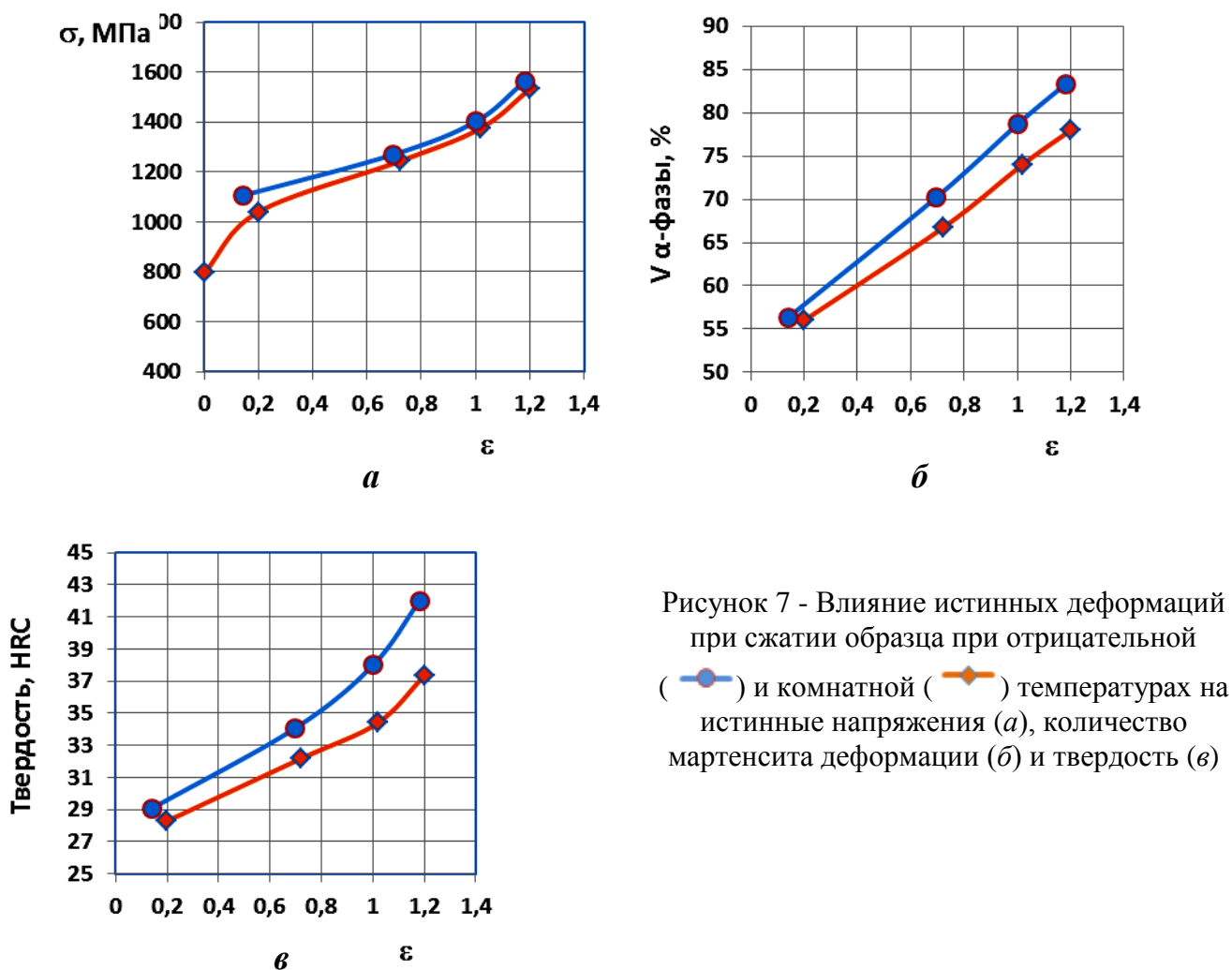


Рисунок 7 - Влияние истинных деформаций при сжатии образца при отрицательной (●) и комнатной (◆) температурах на истинные напряжения (а), количество мартенсита деформации (б) и твердость (в)

При деформации сжатием величина истинной деформации значительно меньше, чем при рассмотренной выше деформации волочением. Поэтому основное внимание в данном случае было уделено малым и средним степеням деформации. Проведенные электронно-микроструктурные исследования (рисунок 8, а – з) указали на неоднородность протекания пластической деформации в гетерогенной структуре аустенитно-ферритной стали. Пластическая деформация начинается в аустените уже при небольших обжатиях, так как аустенит имеет значительно ниже твердость, и, следовательно, предел текучести. Дислокации беспрепятственно перемещаются по «аустенитным каналам», увеличивая плотность дислокаций внутри фазы, формируя сначала дислокационно-ячеистую,

а затем фрагментированную структуру. Одновременно наблюдается другой механизм деформирования – образование двойников деформации в участках  $\gamma$ -фазы при давлении усилием 100 кН, как при комнатной, так и при отрицательных температурах (рисунок 8, в). Следует отметить четко выраженные межфазные границы  $\delta/\gamma$  как при комнатной, так и криогенной температурах (рисунок 8, а, ж). Упрочненный частицами упорядоченной интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al  $\delta$ -феррит при приведенных обжатиях давлением не испытывает деформации (рисунок 8, а, в, ж). Объемная доля фрагментированной субструктуры возрастает с увеличением степени деформации. Образующиеся в деформированном аустените (рисунок 8, д, е) кристаллы мартенсита деформации дисперсны и составляют  $\sim 80$  нм.

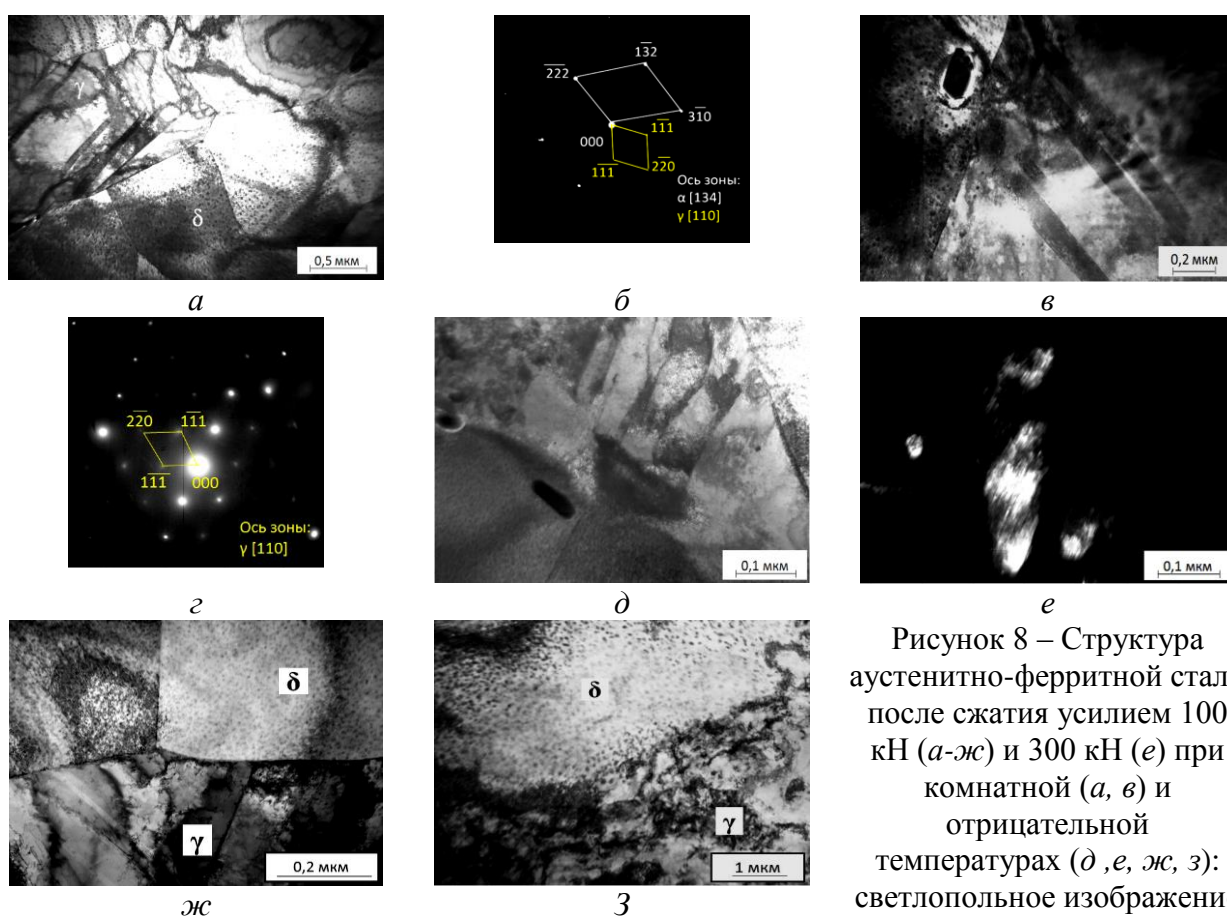


Рисунок 8 – Структура аустенитно-ферритной стали после сжатия усилием 100 кН (а-ж) и 300 кН (е) при комнатной (а, в) и отрицательных температурах (д, е, ж, г): светлостовое изображение (д) и темнотовое изображение (е) в рефлексе  $(110)_\alpha$

В пятой главе была изучена эволюция структуры в результате деформации сдвигом при высоком давлении исходно закаленной, исходно состаренной и перестаренной аустенитно-ферритной стали, а также влияние последеформационного старения на фазовый состав, структуру и свойства исследуемой стали. Обычно в промышленных условиях (прокатка, волочение и др.) величина истинной деформации не превышает 2...4. Интерес к пластическим



деформациям при высоком давлении со сдвигом вызван тем, что, во-первых, в результате таких деформаций возникает субмикрокристаллическая структура. Во-вторых, целью данного исследования являлось изучение потенциальных возможностей и оценка поведения исследуемой стали, имеющей разное исходное состояние в условиях высоких давлений со сдвигом.

Деформацию со сдвигом опытных образцов исследуемой стали проводили на наковальнях Бриджмена при давлении 5 и 8 ГПа со сдвигом на 5 и 8 оборотов и без него. Деформацию при приложении давления 5 и 8 ГПа рассчитывали по изменению толщины и уровню относительного обжатия 49 % (5 ГПа) и 52 % (8 ГПа), что соответствует логарифмической степени деформации 0,675 и 0,734 соответственно. Несмотря на то, что эти величины оказались небольшими, пренебрегать ими в дальнейшем не стали. Для расчета эквивалентной деформации при закручивании на число оборотов  $n$  использовалась формула следующего вида:  $\varepsilon = (1/\sqrt{3}) * 2\pi n * r / h$ . где  $r$  – текущий радиус,  $h$  – толщина образца.

В дальнейшем координату  $r$  принимали равной 2/3 радиуса образца, поскольку на этом расстоянии от центра измеряли микротвердость.

Для проверки правильности применения формулы был выполнен расчет напряженно-деформированного состояния образца в системе ABAQUS, реализующей метод конечных элементов. Рассчитанная по формуле эквивалентная деформация при числе оборотов  $n = 5$  составила  $\varepsilon = 30,2$ , а при  $n = 8$  –  $\varepsilon = 48,3$ . При столь большом числе оборотов возможны неточности в подсчете эквивалентной деформации. В результате проскальзывания возможен учет большего количества оборотов, чем было проведено в результате эксперимента. Однако при столь высоких величинах эквивалентных деформаций конкретная их величина не имеет принципиально важного значения и основное внимание в разделе главы по сдвиговым деформациям при высоких давлениях было уделено эволюции структуры исследуемой гетерофазной аустенитно-ферритной стали.

*В исходных состояниях исследуемая сталь состоит:*

I. После закалки от 1000 °С - структура исследуемой аустенитно-ферритной стали состоит из двух фаз – аустенита и  $\delta$ -феррита – примерно в равных количествах с равномерными высокодисперсными упорядоченными выделениями интерметаллидной фазы типа B2 (Fe,Ni)Al в  $\delta$ -феррите;

II. После закалки с последующим старением при 500 °С, 1 ч – в структуре сохраняются те же две основные фазы:  $\delta$ -феррит и аустенит. Старение при 500 °С, 1 ч приводит к «достариванию» пересыщенного  $\delta$ -твердого раствора, в результате чего происходит незначительное повышению твердости ( $\approx 25\text{HV}$ ) за счет дополнительного увеличения объемной доли интерметаллидной фазы;

III. Предварительно перестаренное исходное состояние (закалка + старение 650 °С, 1 ч) приводит к изменению соотношения фаз  $\delta$ -феррита и аустенита, в сторону увеличения количества последнего. На электронно-микроскопических изображениях внутри  $\delta$ -феррита появляются вновь образованные области  $\gamma$ -фазы (аустенита). Наблюдаются более крупные фрагментированные частицы-(Fe,Ni)Al, их количество становится меньше.

В аустените при невысокой деформации ( $e = 0,734$ ) наблюдается большое количество микродвойников, что позволяет сделать вывод о том, что деформация сдвигом инициирует локальное микродвойникование (рисунок 9, а). В  $\delta$ -феррите присутствует выделившаяся ранее упорядоченная фаза типа B2, которая в результате деформации при высоких давлениях со сдвигом приобретает кубоидную форму (рисунок 9, б). Формирование в матрице выделений кубоидной формы, так же как и при выделении сферических частиц, дает большой выигрыш энергии при формировании структуры, но свидетельствует о несколько большем несоответствии периодов решеток матричной и выделяющейся фаз. В бывших участках аустенита присутствуют дисперсные кристаллы мартенсита деформации (рисунок 9, в, г). Предварительное старение при температуре 500 °С образцов исследуемой аустенитно-ферритной стали приводит к дополнительному повышению прочностных свойств за счет старения  $\delta$ -феррита. Поэтому представляло интерес исследование структуры аустенитно-ферритной стали, имеющей более сложное структурное состояние, подвергнутой жестким условиям проведения сдвиговой деформации, и проанализировать дальнейшее изменение структуры после вновь приложенных высоких давлений. Проведение деформаций со сдвигом на  $n = 5$  оборотов при высоких давлениях 5 ГПа и 8 ГПа ( $\epsilon \approx 30$  и  $\epsilon \sim 48$ ) предварительно закаленных и состаренных при 500 °С образцов, имеющих более высокий уровень микротвердости, привело к некоторому снижению интенсивности протекания  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения по сравнению с закаленными и снижению доли образовавшегося мартенсита деформации (см. таблицу 4). Показано, что аустенит продеформировался сильнее, чем  $\delta$ -феррит и в нем присутствуют дисперсные кристаллы мартенсита деформации. Интерметаллидные выделения в  $\delta$ -феррите упорядоченные и при сдвиговой деформации под высоким давлением приобретают ромбическую форму с преимущественной кристаллографической направленностью (рисунок 9, д - ж). Предварительно перестаренное исходное состояние (закалка + старение 650 °С, 1 ч) привело к изменению соотношения фаз  $\delta$ -феррита и аустенита в сторону увеличения количества последнего, что привело при последующей сдвиговой деформации ( $\epsilon \approx 30$ ) к появлению фрагментированной структуры со средним размером ее элементов 45 нм (на рисунке 9, з). Здесь также наблюдается практически кольцевой тип картины микродифракции, который имеет более

размытый вид, что связано с дальнейшим измельчением структуры (рисунок 9, *и*). Проведение сдвиговой деформации при давлениях 5 и особенно 8 ГПа ( $n = 5$  оборотов) привело к интенсивному протеканию  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения с образованием мартенсита деформации (рисунок 9, *в* и таблица 4). При повышении давления до 8 ГПа в структуре наблюдается в основном ОЦК-фаза.

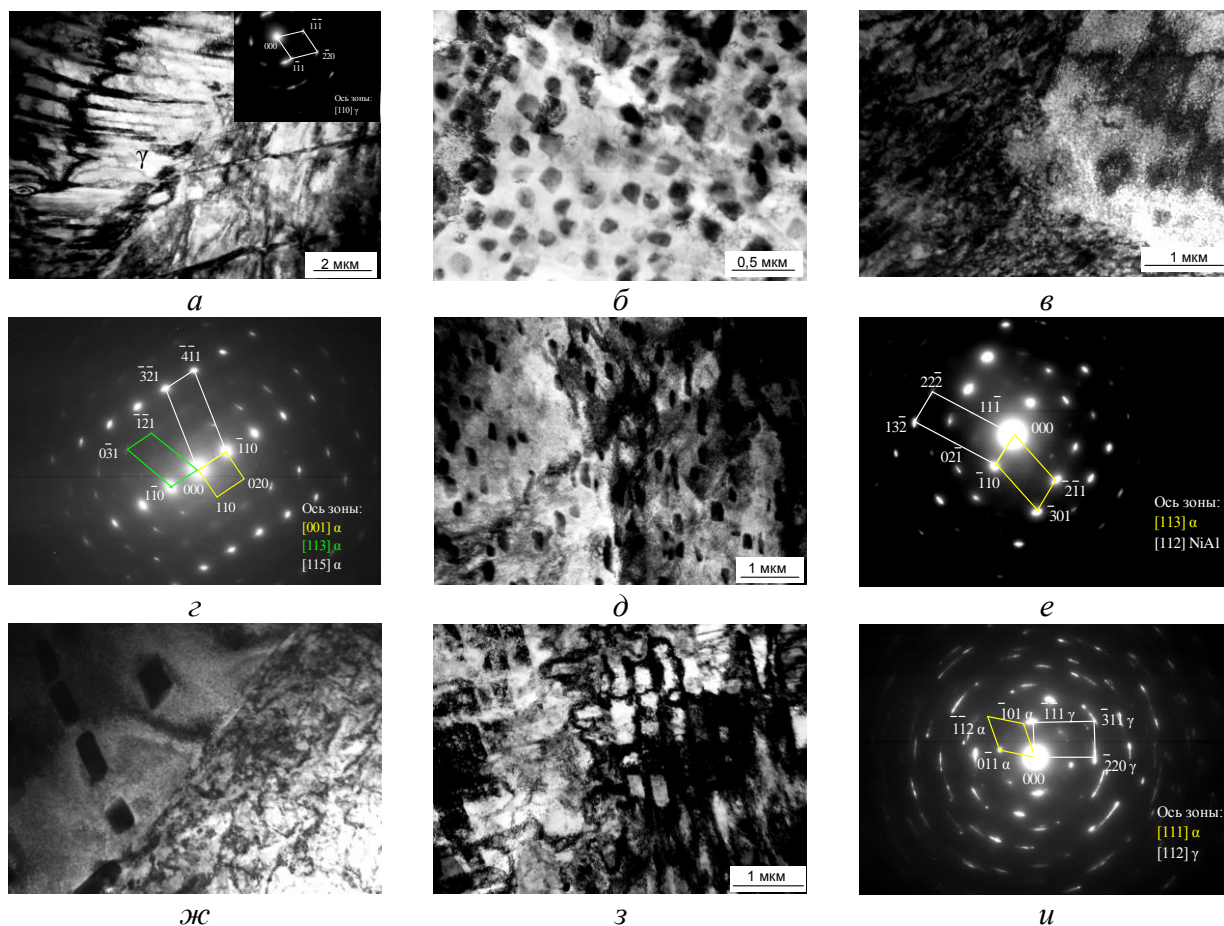


Рисунок 9 – Структура исследуемой стали: *а* – закалка +  $P = 8$  ГПа,  $n=0$ ; *б*, *в*, *г* – закалка +  $P = 8$  ГПа,  $n=5$ ; *д*, *е*, *ж* – закалка + ст.  $500^{\circ}\text{C}$ , 1 ч +  $P = 8$  ГПа,  $n=5$ ; *з*, *и* – закалка + ст.  $650^{\circ}\text{C}$ , 1 ч +  $P = 8$  ГПа,  $n=5$

Последующее последеформационное старение после сдвиговых деформаций при высоких давлениях 5 и 8 ГПа протекает только во вновь образованных участках ОЦК фазы (т.е. в мартенсите деформации) и чем больше величина приложенного давления, тем больше количество вновь образованного мартенсита деформации и, следовательно, тем выше микротвердость (см. таблицу 4). Последеформационное старение приводит к существенному упрочнению исследуемой стали и в условиях отработанной технологии получения высокопрочной проволоки для упругих элементов его даже рекомендуется выполнять на готовых изделиях.

При деформации сдвигом под давлением ( $P = 8$  ГПа,  $n = 5$  об.) и последующем последеформационном старении на электронно-микроскопических

снимках наблюдается резкое измельчение фрагментированной структуры со средним размером до 60 нм.

Электронно-микроскопическое исследование аустенитно-ферритной стали свидетельствует об образовании в структуре мартенсита деформации, являющегося результатом сдвиговой перестройки аустенита. Образование мартенсита в аустенитной матрице, искаженной вследствие ее значительной деформации перед мартенситным превращением, приводит к наследованию им дефектов аустенита.

Таблица 4 - Влияние сдвиговой деформации под высоким давлением на фазовый состав и твердость аустенитно-ферритной стали в различном исходном состоянии

Исходная обработка	Величина приложенного давления	Число оборотов, n	Микротвердость, HV <sub>0,05</sub>	Фазовый состав, %	
				ОЦК	ГЦК
Закалка от 1000 °С	P= 5ГПа	0	350	70	30
		5	550	72	28
	P= 8ГПа	0	460	74	26
		5	595	80	20
Закалка + старение 500 °С, 1 ч	P= 5ГПа	5	500	68	32
	P= 8ГПа	5	565	75	25
Закалка + старение 650 °С, 1 ч	P= 5ГПа	5	505	45	55
	P= 8ГПа	5	600	48	52
Последеформационное старение при 500 °С, 1 ч					
Закалка от 1000°С+ P=5ГПа, n=5			600	75	25
Закалка от 1000°С+P=8ГПа, n=5			950	~100	

Превращения, протекающие при нагреве холоднодеформированных образцов, изучались методами терморентгеноструктурного анализа. Полученные терморентгенограммы, приведенные на рисунке 10, показали присутствие в структуре деформированной стали при комнатной температуре одной ОЦК фазы (деформированного  $\delta$ -феррита и мартенсита деформации). С повышением температуры нагрева до температур 550 °С (рисунок 10) происходит обратный переход мартенсита деформации в аустенит (ревертированный), при этом с повышением температуры нагрева восстанавливается соотношение ОЦК и ГЦК фаз 50:50, которое сохраняется в структуре закаленной стали. С повышением температуры нагрева наблюдается снижение ширины линий интенсивностей для ОЦК фазы ( $\delta$ -феррита), что свидетельствует об образовании менее напряженной структуры.

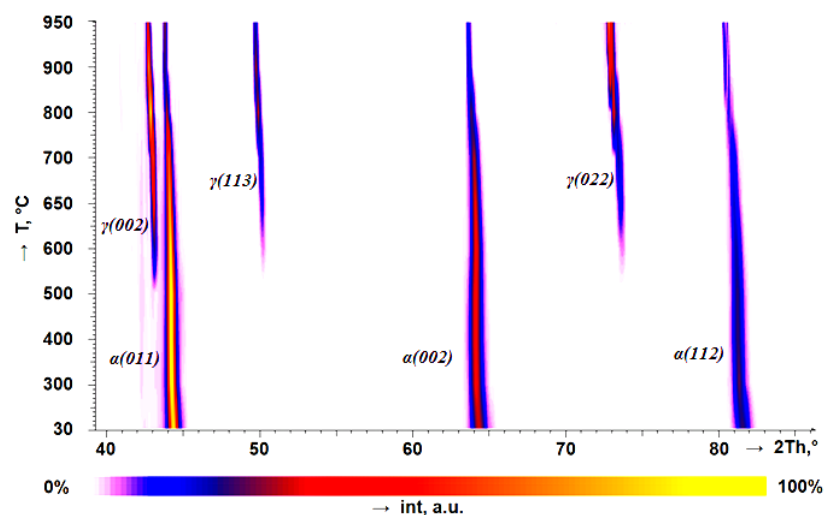


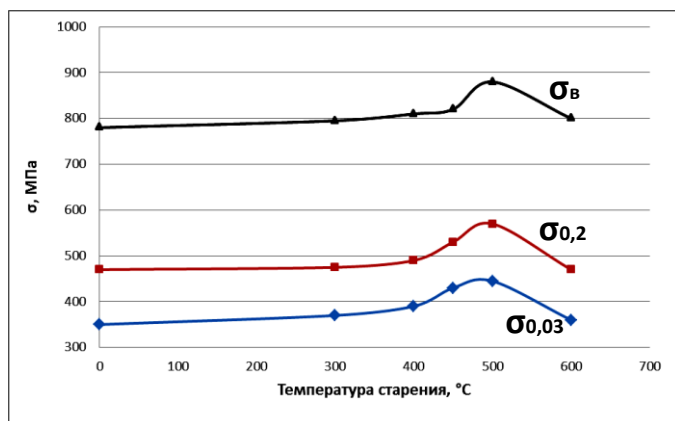
Рисунок 10 - Терморентгенограммы деформированной стали 03X14H10K5M2Ю2Т при нагреве в интервале температур от 30 до 950 °С с шагом 100 °С

**В шестой главе** была изучена релаксационная стойкость аустенитно-ферритной стали при повышенных температурах. Исследование механических свойств пружинной ленты показало, что старение предварительно закаленных образцов не приводит к заметному изменению упругих свойств, в то время как холодная пластическая деформация (волочением и плющением) привела к существенному повышению предела упругости (с 350 до 1180 МПа). Следует подчеркнуть, что количество ОЦК фазы в исследуемой аустенитно-ферритной стали при деформации может достигать ~ 100 % (к 50 %  $\delta$ -феррита добавляется ~50 % мартенсита деформации).

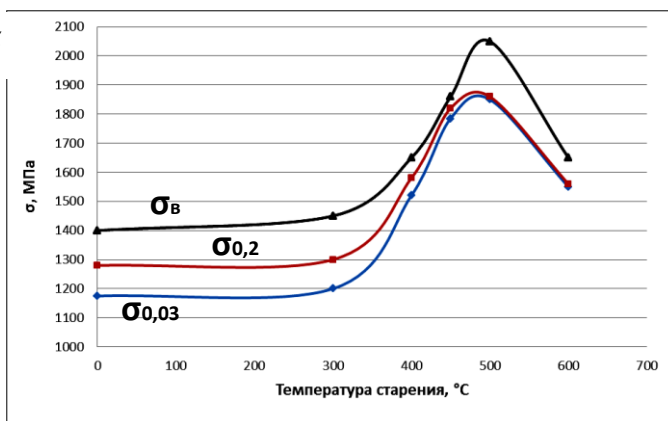
Последующее старение дополнительно повышает предел упругости деформированной стали. Максимальные значения условного предела упругости ( $\sigma_{0,03}$ ) достигаются при температурах 450-500 °С, что связано с процессами распада ОЦК-твердого раствора (мартенсита деформации) с образованием интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al (рисунок 11).

Наряду с упругими и пластическими свойствами пружинной ленты важной характеристикой является их релаксационная стойкость при повышенных температурах. Следует иметь в виду, что достижение высокой прочности практически всегда основано на получении метастабильного состояния. Для метастабильного состояния релаксация обусловлена взаимодействием структурного и сдвигового механизма. На рисунке 12 приведены кривые изменения относительной релаксационной стойкости исследуемой закаленной и деформированной стали 03X14H10K5M2Ю2Т в зависимости от температуры предварительного старения при температурах испытания 400 °С длительностью 50 часов и начальном напряжении  $\sigma_0 = 0,8 \cdot \sigma_{0,03}$ .

*a*



*б*



*в*

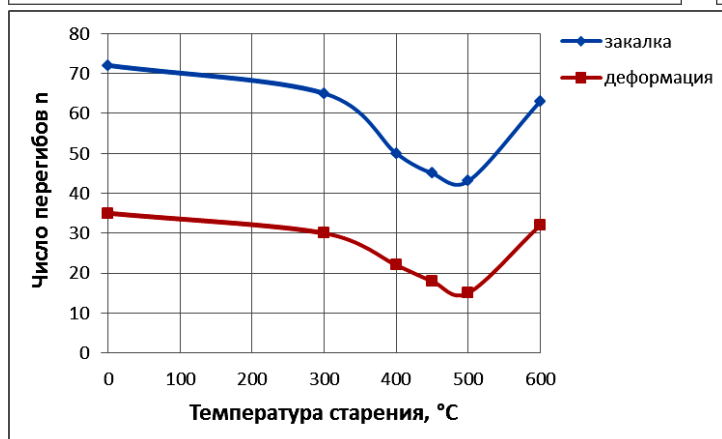


Рисунок 11 - Влияние температуры старения на механические свойства закаленной (*a*) и закаленной + деформированной ленты (*б*) из исследуемой аустенитно-ферритной стали; *в* - зависимость числа перегибов от температуры старения закаленной и закаленной + деформированной ленты

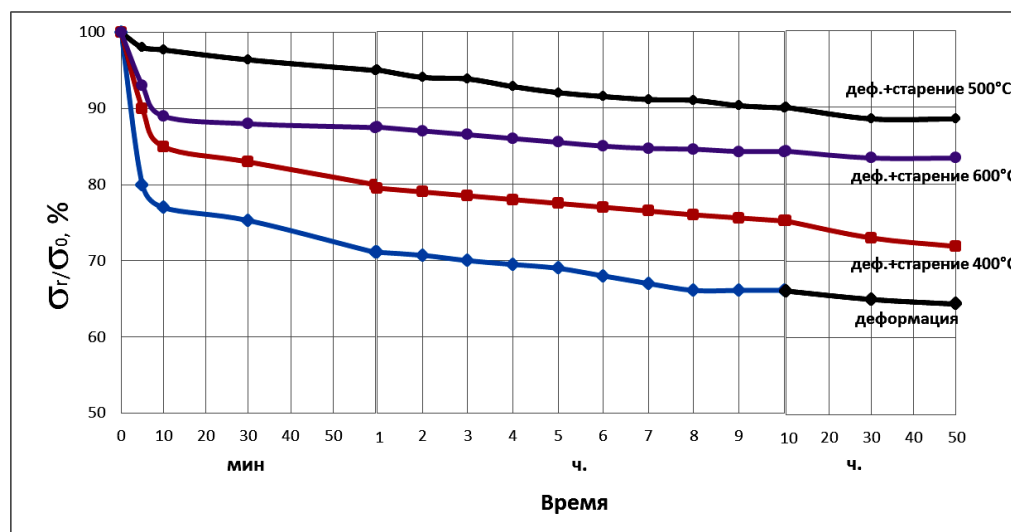


Рисунок 12 - Релаксационная стойкость закаленной и деформированной стали 03X14N10K5M2Ю2Т при температуре релаксации 400 °С в течение 50 ч в зависимости от температуры старения

Из полученных данных можно сделать вывод, что на релаксационную стойкость деформированной стали существенное влияние оказывает степень структурной метастабильности. Дополнительное старение увеличивает сопротивление релаксации напряжений при температуре 400 °С, особенно в том случае, когда температура старения становится выше температуры релаксации, что приводит к увеличению стабильности структуры. При этом снижение

релаксирующего напряжения не превышает 12 %, что свидетельствует о высокой релаксационной стойкости стали 03X14H10K5M2Ю2Т при повышенных температурах.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Подобран режим горячей пластической деформации исследуемой стали: температура нагрева заготовок в печи составляет 1250...1200 °С, температура конца проката заготовок не должна быть ниже 900... 850 °С.
2. Показано, что при любых схемах нагружения (сжатие, волочение с небольшими степенями обжатия, сдвиг) деформация начинается в аустенитной фазе с протеканием локального микродвойникования с последующим образованием дислокационно-ячеистой структуры, а затем фрагментированной структуры и мартенсита деформации.
3. Установлено, что  $\delta$ -феррит при низких и умеренных степенях деформации (до 40%) в результате присутствия в нём выделений высокодисперсной равномерно распределенной упорядоченной интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al и в связи с его высокой твердостью не испытывает видимых деформаций. Межфазные границы четкие и прямые. Увеличение степени деформации приводит к искривлению межфазных границ, их размытию, увеличению плотности дислокаций  $\delta$ -феррита и его фрагментации.
4. .Обнаружено, что деформации сдвигом под высоким давлением  $P = 5$  ГПа,  $n = 5$  приводит к резкому измельчению фрагментированной структуры со средним размером до 60 нм. Структура исследуемой аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т состоит из 100% ОЦК фазы (50%  $\delta$ -феррита +50% вновь образованного мартенсита деформации). Наблюдается замена сферической формы интерметаллидных частиц (Fe,Ni)Al на кубоидные и ромбические.
5. Выявлены высокие потенциальные деформационные и технологические возможности исследуемой аустенитно-ферритной стали в условиях чрезвычайно высоких деформаций без разрушения.
6. Последеформационное старение при 500 °С приводит к существенному повышению прочностных свойств, за счет распада пересыщенного ОЦК твердого раствора (мартенсита деформации). Методом терморентгеноструктурного анализа показано, что образование ревертированного аустенита происходит при нагреве деформированной стали выше температуры 500-550 °С.
7. Показано, что аустенитно-ферритная сталь в закаленном состоянии имеет высокую ударную вязкость, конструктивную прочность, низкую склонность

к хрупкому разрушению и вязкий излом вплоть до криогенных температур ( $KCV^{20}=1,94 \text{ МДж/м}^2$ ;  $KCV^{196}=1,49 \text{ МДж/м}^2$ ).

8. Доказано, что структура исследуемой стали является термически стабильной в широком интервале температур, от жидкого азота до 500 °С.
9. Высокие значения условного предела упругости и высокая релаксационная стойкость до температуры 400 °С, 50 ч позволяет считать исследуемую аустенитно-ферритную сталь 03X14H10K5M2Ю2 перспективной в качестве материала для высоконагруженных теплостойких пружин и упругих элементов. Падение релаксирующего напряжения деформированной и состаренной при 500 °С, 1 ч стали при температуре релаксации 400 °С в течение 50 ч не превышает 12 %.
10. Оработана технология (закалка + деформация ~ 88...90%) получения высокопрочной проволоки тонких сечений для упругих элементов из исследуемой стали, обладающей высокой технологичностью при деформации благодаря деформационному мартенситному превращению, позволяющему деформировать проволоку с большими степенями обжатия между промежуточными смягчающими термообработками (закалками), сократить их число при производстве проволоки тонких сечений и снизить себестоимость продукции. Старение готовых изделий при 480...500 °С, в течение 30...40 мин. способствует дополнительному повышению прочностных свойств.

#### **Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах**

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

1. Левина А.В. Влияние легирования и термопластической обработки на фазовый состав и свойства коррозионно-стойких сталей с метастабильным аустенитом / А.В. Левина, Л.А. Мальцева, В.А. Шарапова, Т.В. Мальцева, С.В. Гладковский // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2011. - № 11 (677). - С. 17-23 (0,29 п.л./0,06 п.л.)
2. Levina A.V. The effect of intense external influences on the structure and properties of alloys / A.V. Levina, T.V. Maltseva, L.A. Maltseva, N.N. Ozerets, V.A. Sharapona // *La Metallurgia Italiana*. – 2013. - No. 1-12. - P.33-36 (0,25 п.л./0,05 п.л.)
3. Левина А.В. Фазовые и структурные превращения в аустенитно-ферритной стали 03X13H10K5M2ЮТ при термопластической обработке / А.В. Левина, Л.А. Мальцева // *Материалы III международной научно-практической конференции. Актуальные направления фундаментальных и прикладных исследований*. North Charleston, USA. - 2014. - Vol.1. - P. 115-117 (0,13 п.л./0,06 п.л.)
4. Левина А.В. Проволока из высокопрочных коррозионно-стойких сталей для композиционных материалов с матрицей из алюминиевых сплавов / А.В. Левина, Л.А. Мальцева, Д.С. Тюшляева, М.П. Третникова, В.А. Мальцев // *Цветные металлы. Спецвыпуск*. - 2015. - С. 40-45. ISSN 0021-3438 (0,25 п.л./0,05 п.л.)



5. Левина А.В. Влияние сдвиговой деформации при высоком давлении на структуру и свойства аустенитно-ферритной стали 03X13H10K5M2Ю2Т / А.В. Левина, Л.А. Мальцева, А.А. Архангельская, Ю.Н. Логинов, Т.В. Мальцева // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2015. - № 6 (720). - С. 13-21. ISSN 0026-0819 (0,38 п.л./0,08 п.л.)

6. Левина А.В. Эксплуатационная надежность новых алюминийсодержащих аустенитных и аустенитно-ферритных сталей при отрицательных температурах / А.В. Левина, К.Д. Вахонина, Л.А. Мальцева // *Материалы VI международной научно-практической конференции. Актуальные направления фундаментальных и прикладных исследований, USA*. - 2015 - Vol. 2. - Р.94-99 (0,25 п.л./0,08 п.л.)

7. Левина А.В. Влияние термопластической обработки на механические и релаксационные свойства аустенитно-ферритной стали / А.В. Левина, Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева // *Материалы конференции: 21 век: фундаментальная наука и технологии. USA*. - 2015. - Vol. 1. - Р. 91-95 (0,21 п.л./0,07 п.л.)

#### **Патенты:**

1. Патент № 2522914 Российская Федерация, МПК C22C 38/52(50). Аустенитно-ферритная сталь с высокой прочностью [Текст] / Мальцева Л.А., Мальцева Т.В., Левина А.В., Шарапова В.А., Третникова М.П.; Заявитель и патентообладатель федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» (RU). - № 2013108764/02; заявл. 27.02.2013; опубл. 20.07.2014. Бюл. № 20. - 6 с.

2. Патент № 2542221 Российская Федерация, МПК C22C 47/08(02). Способ получения цилиндрической заготовки в виде прутка из металлического армированного композиционного материала [Текст] / Левина А.В., Мальцева Л.А., Логинов Ю.Н., Мальцева Т.В., Тюшляева Д.С.; Заявитель и патентообладатель федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» (RU). - № 2013129193/02; заявл. 25.06.2013; опубл. 20.02.2015. Бюл. №5. - 6 с.

#### **Другие публикации:**

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

2. Levina A.V. Scientific bases and technological decisions of manufacture high-strength aluminum-bearing corrosion-resistant steels for medical tools / A.V. Levina, L.A. Maltseva, N.N. Ozerets, T.V. Maltseva, V.A. Sharapova // *International conference "Hot Forming of Steels & Product Properties"*. Grado, Italiy. 13-16 September 2009. Associazione Italiana Di Metallurgia – AIM. ISBN 88-85298-72-9. (0,33 п.л./0,03 п.л.)

3. Левина А.В. Новые безуглеродистые коррозионностойкие стали повышенной технологичности / А.В. Левина, Л.А. Мальцева, Н.Н. Озерец, Т.В. Мальцева, В.А. Шарапова // *XX Уральская школа металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металлургии сталей и сплавов», посвященная 100-летию со дня рождения Н.Н. Липчина: Сборник материалов. Пермь-Екатеринбург: изд-во УГТУ-УПИ*. - 2010. - С. 178. (0,08 п.л./0,02 п.л.)

4. Левина А.В. Основные механизмы достижения высокопрочного состояния в сталях разных структурных классов / А.В. Левина, Л.А. Мальцева, Н.Н. Озерец, Т.В. Мальцева // XIX Петербургские чтения по проблемам прочности: сборник материалов. В 2-х ч. СПб: СПбГУ. - 2010. - Ч.2. - С. 344-345 (0,08 п.л./0,02 п.л.)
5. Левина А.В. Кинетика старения и механические свойства Fe-Cr-Ni сталей после ТМО / А.В. Левина, В.А. Шарапова, П.А. Скорынина // XI Международная научно-техническая Уральская школа-семинар молодых ученых – металлургов: сборник материалов. Екатеринбург: УрФУ. - 2010. - С. 177-179 (0,13 п.л./0,04 п.л.)
6. Левина А.В. Механические, магнитные свойства и коррозионная стойкость закаленных безуглеродистых (Fe-Cr-Ni-Co-Mo-Al) сталей // А.В. Левина, Э.С. Горкунов, С.М. Задворкин, Л.С. Горулева, Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева // Современные металлические материалы и технологии: труды международной научно-практической конференции. СПб.: Изд-во Политех. Ун-та. - 2011. ISBN 978-5-7422-3084-7. (0,08 п.л./0,02 п.л.)
7. Levina A.V. The effect of intense external influences on the structure and properties of alloys / A.V. Levina, T.V. Maltseva, L.A. Maltseva, N.N. Ozerets, V.A. Sharapona // 7 th European stainless steel Conference. Como, Italy. 21-23 September 2011. Associazione Italiana Di Metallurgia – AIM. (0,04 п.л./0,01 п.л.)
8. Левина А.В. Влияние холодной пластической деформации на структуру и свойства аустенитно-ферритной стали / А.В. Левина, Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: материалы XXI Уральской школы металлургов-термистов. Магнитогорск: МГТУ. - 2012. - С. 69-70. (0,08 п.л./0,03 п.л.)
9. Levina A.V. High strength corrosion-resistant steels for resilient elements / A.V. Levina, T.V. Maltseva, L.A. Maltseva, N.N. Ozerets, V.A. Sharapona // The 2012 World Congress on Advances in Civil, Environmental, and Materials Research (ACEM'12). Seoul, Korea. 26-30 August 2012. Korea Advanced Institute of Science and Technology. -2012. - P. 102-112. ISBN 978-89-89693-34-5 98530 (0,46 п.л./0,09 п.л.)
10. Левина А.В. Фазовые превращения и структурообразование в аустенитно-ферритной стали при механо-термических обработках / А.В. Левина, Л.А. Мальцева, М.П. Третникова // XIII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов-молодых ученых. Сборник научных трудов. Екатеринбург. УрФУ - 2012. - С. 190-191 (0,08 п.л./0,03 п.л.)
11. Левина А.В. Влияние термопластических обработок на свойства метастабильных аустенитных и аустенитно-ферритных сталей / А.В. Левина, Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева, К.Д. Храмцова, 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. Левина А.В. Влияние пластической деформации на структуру и магнитные свойства аустенитно-ферритной стали / А.В. Левина, Л.А. Мальцева, С.М. Задворкин, М.П. Третникова, Л.С. Горулева // Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2013) труды международной научно практической конференции. СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та. - 2013. - 774 с. (0,125 п.л./0,02 п.л.)
13. Левина А.В. Структурные и фазовые превращения в аустенитно-ферритной и ферритной сталях при термомеханическом воздействии / А.В. Левина // XIV Международная научно-техническая уральская школа-семинар металлургов-молодых ученых: Сборник научных трудов. Екатеринбург: УрФУ. - 2013. 370 с. (0,08 п.л./0,08 п.л.)