

На правах рукописи



КОМИССАРОВ АЛЕКСАНДР АЛЕКСАНДРОВИЧ

**СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ
ПОСЛЕ ОБРАБОТОК ПРИ СУБКРИТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ**

Специальность 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов

Автореферат диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва - 2013

Работа выполнена в Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Научный руководитель:

Кандидат технических наук, доцент
Сазонов Юрий Борисович

Официальные оппоненты:

Доктор технических наук,
профессор МГТУ им. Н.Э. Баумана
Ушаков Борис Константинович

Кандидат технических наук,
ООО «Промтехнология»

Ведущая организация:

Котляров Игорь Викторович
ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина»

Защита диссертации состоится 21 ноября 2013 г. в 14.00 в аудитории Б-607 на заседании диссертационного совета Д 212.132.08 при ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 4, ауд. Б-607.

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

Автореферат разослан «_____» октября 2013 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
Проф., д.ф.-м.н.



С.И.Мухин

Общая характеристика работы

Актуальность работы

Повышение эксплуатационных характеристик конструкционных материалов, увеличение показателей надёжности и качества изготовления изделий из них является приоритетной задачей.

Основным трендом развития технологий производства сталей является переход к управлению свойствами материалов на все более тонком размерном уровне путем, предусматривающим формирование мелкозернистой структуры различными методами. Перспективным направлением остается разработка новых высокоэффективных режимов термических обработок.

В данной работе предлагается метод формирования мелкозернистой структуры при термических обработках в области субкритических температур (СКТ) (в узком температурном интервале $A_{c1} - (5 \div 10) ^\circ\text{C}$) с целью повышения качества сталей и расширения области их применения.

Цель работы

Разработка и исследование влияния термических режимов обработки в субкритическом интервале температур для сталей различного назначения с целью получения улучшенных эксплуатационных характеристик за счет формирования в сталях мелкозернистой структуры.

Для реализации поставленной цели работы были определены следующие задачи:

1. Исследование особенностей формирования субзеренной структуры в сталях после фазового и механического наклёпа в области субкритических температур $A_{c1} - (5 \div 10) ^\circ\text{C}$;
2. Исследование влияния особенностей диффузионных процессов при выдержке в интервале субкритических температур $A_{c1} - (5 \div 10) ^\circ\text{C}$ на возможность повышения глубины диффузионного слоя при химико-термической обработке в условиях борирования;
3. Разработка режимов термической обработки сталей и использованием эффекта структурного наследования для создания мелкозернистой структуры и повышения конструктивной прочности сталей;
4. Изучение влияния формирования устойчивой зеренной структуры в деформированных и литых сталях в области субкритических температур $A_{c1} - (5 \div 10) ^\circ\text{C}$ для устранения явления эффекта обратимой отпускной хрупкости и дефектов литой структуры, а также снижения порога хладноломкости в сталях.

Научная новизна работы

1. Показана возможность получения в сталях мелкозернистой структуры за счет реализации эффекта структурного наследования субзеренной структуры, формирующейся в области субкритических температур;
2. Разработаны режимы термической и термомеханической обработок, позволяющие получить на ряде широко распространенных сталей мелкозернистую структуру и значительно повысить их эксплуатационные свойства (ударную вязкость, стойкость к проявлению эффекта обратимой

отпускной хрупкости, снизить порог хладноломкости), тем самым, расширив область их применения, в частности, до условий Крайнего Севера;

3. Разработан режим термической обработки для литых сталей, позволяющий снизить их склонность к хрупкому разрушению и проявлению эффекта обратимой отпускной хрупкости;
4. Предложены режимы химико-термической обработки, применение которых позволит существенно повысить эффективность процесса данной обработки на сталях.

Практическая ценность работы

Практическая ценность работы подтверждена Актами использования результатов диссертационной работы предприятиями ОАО «Ржевский краностроительный завод» и ОАО «Северсталь». Разработанные режимы экспериментальных ТО и ТМО внедрены на малом инновационном предприятии ООО «ЦСКМ», созданном на базе НИТУ «МИСиС».

На защиту выносятся:

- установленные закономерности формирования устойчивой субзеренной структуры при выдержке в интервале субкритических температур A_{c1} - $(5 \div 10)$ °С в углеродистых и различной степени легирования сталей, а также в сталях в литом состоянии;
- результаты исследований по оценке влияния фазового наклепа после закалки и механического наклепа после холодной деформации на формирование устойчивой полигонизованной структуры при выдержке в интервале СКТ;
- результаты экспериментов по формированию мелкозернистой структуры в сталях при реализации эффекта структурного наследования при нагреве под закалку с субкритических температур;
- результаты испытаний по влиянию выдержки в интервале субкритических температур A_{c1} - $(5 \div 10)$ °С на устранение эффекта обратимой отпускной хрупкости;
- результаты испытаний влияния выдержки в интервале субкритических температур A_{c1} - $(5 \div 10)$ °С на интенсификацию диффузионных процессов при химико-термической обработке на примере борирования;
- результаты сравнительных исследований влияния экспериментальных термических и термомеханических обработок сталей на механические свойства: прочность, пластичность, вязкость и хладноломкость;
- результаты оптимальных режимов ТО и ТМО с протеканием процесса формирования устойчивой субзеренной структуры при выдержке в интервале СКТ с последующим получением мелкозернистой структуры после окончательной обработки.

Апробация работы

Основные результаты работы были доложены и обсуждены на следующих научных конференциях:

1. 20th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM 2013), 30.06.2013-05.07.2013, Torino, Italia;
2. Научно-техническая конференция на базе ОАО НПО «Прибор», 26 марта, 2013, Москва;
3. 19-th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM-2012), 18-22 June, 2012, Moscow;

4. VI-я Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур (ПРОСТ-2012), 17-19 апреля, 2012, г. Москва;
5. The IV France-Russia Conference “New Achievements in Materials and Environmental Sciences” (Names’10), 26-29 October, 2010, Nancy, France;
6. Международная научно-практическая конференции «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы (УМЗНМ-2010), 11-15 октября, 2010, г. Уфа;
7. Международная научно-практическая конференции «Нанотехнологии функциональных систем (НФМ -2010)», 20-24 сентября, 2010, г. Санкт-Петербург;
8. V-ой Евразийской научно-практической конференция «Прочность неоднородных структур (ПРОСТ-2010), 20-22 апреля, 2010, г. Москва;
9. V-ая Юбилейная Конференция молодых специалистов «Металлургия XXI века», 10-13 февраля, 2009, г. Звенигород.

По результатам работы поданы заявки на патенты РФ:

1. № 2013144255 «Способ прецизионной обработки экономнолегированных сталей» от 02.10.2013;
2. № 2013144256 «Способ термомеханической обработки экономнолегированных сталей» от 02.10.2013.

Результаты работы реализованы в учебном курсе «Термическая обработка металлов» и лабораторных пособиях, выпущенных издательским домом НИТУ «МИСиС».

Результаты исследований выполнены в рамках научно-исследовательских проектов:

1. Государственный контракт № П1560 от 09 сентября 2009 г. «Формирование наноразмерных структур в углеродистых и легированных сталях путем термической обработки в области субкритических температур» в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы»;
2. Государственный контракт № 14.740.11.0536 от 01 октября 2010 г. «Разработка схем термической и термомеханической обработки экономнолегированных сталей с использованием эффекта структурного наследования для формирования мелкозернистой структуры и повышения комплекса эксплуатационных и механических свойств стали» в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы»;
3. Контракт №9480р/15298 от 01 июля 2011 г. «Разработка и исследование оптимальной технологии обработки конструкционных сталей для повышения эксплуатационных характеристик метизных изделий»;
4. Комплексный проект по созданию высокотехнологичного производства «Создание и освоение серийного выпуска комплекса оборудования для стыковой контактной сварки и термообработки сварных соединений хладостойких труб при строительстве морских трубопроводов, в том числе в Арктической зоне» шифр 2012-218-03-256, реализуемый в соответствии с Постановлением Правительства РФ № 218.

Получены следующие награды:

1. Лауреата конкурса «Молодые ученые» международной промышленной выставки «Металл-Экспо – 2012»;

2. Диплом за лучший доклад среди молодых ученых на VI-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур. ПРОСТ», 2012, Москва;
3. Лауреат конкурса ФСР МФП НТС «УМНИК на СТАРТ – 2010»;
4. Лауреат конкурса ФСР МФП НТС «УМНИК – 2009».

Основное содержание опубликовано в 20 печатных работах, в том числе в 3 изданиях, рекомендованных ВАК. Большая часть экспериментальных исследований и расчетов проведена автором самостоятельно.

Структура и объём работы:

Диссертация изложена на 134 страницах машинописного текста, состоит из введения, 3 глав, 7 выводов. Включает 52 рисунка, 14 таблиц, библиографический список из 101 наименований.

Основное содержание работы

Глава 1. Аналитический обзор

В аналитическом обзоре рассмотрены стали различного назначения: конструкционные, инструментальные, экономно- и сложнолегированные. Рассмотрены процессы в интервале предпревращения As_1 - $(5 \div 10) ^\circ C$, эффекты структурной наследственности и обратимой отпускной хрупкости, механизмы регулирования зеренной и субзеренной структур различными методами.

Глава 2. Материалы и методики исследования

Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей

| № п/п | Сталь | Содержание легирующего элемента, масс. % | | | | | | | | |
|----------|---------|------------------------------------------|------|------|------|------|------|-------|-------|------|
| | | C | Si | Mn | Cr | Ni | Cu | S | P | Mo |
| 1 | 35ХГСА | 0,34 | 1,20 | 0,90 | 1,10 | 0,30 | - | 0,02 | 0,02 | - |
| 2 | 35ХГСЛ | 0,36 | 0,74 | 1,10 | 0,82 | - | - | 0,025 | 0,025 | - |
| 3 | 40Х | 0,42 | 0,30 | 0,75 | 0,98 | 0,20 | 0,15 | 0,025 | 0,025 | - |
| 4 | 40ХН2МА | 0,41 | 0,37 | 0,59 | 0,67 | 1,46 | 0,18 | 0,018 | 0,017 | 0,17 |
| 5 | 65 | 0,63 | 0,20 | 0,64 | 0,22 | - | - | 0,01 | 0,01 | - |
| 6 | У9 | 0,91 | 0,24 | 0,26 | 0,11 | 0,19 | 0,07 | 0,021 | 0,016 | - |
| 7 | 9ХС | 0,90 | 1,20 | 0,60 | 1,20 | - | - | 0,019 | 0,02 | - |
| 8 | 09ХН2МД | 0,10 | 0,31 | 0,40 | 0,40 | 2,31 | 0,44 | 0,005 | 0,008 | 0,22 |

Все стали промышленной выплавки и соответствовали требованиям ГОСТ.

Использовали следующие методы исследования и испытания материалов:

- атомно-эмиссионная спектроскопия для определения химического состава сталей (спектрометр Bruker Q4 Tasman);
- световая микроскопия для изучения зеренной структуры (оптические микроскопы Carl Zeiss AxioVert 40 MAT и AxioScop 40) с использованием пакета программ количественной обработки изображений Image Expert Pro 3;
- дилатометрия (Netzsch 402 C) для определения значений критических точек;
- просвечивающая электронная микроскопия для изучения тонкой структуры (ПЭМ Jeol JEM1400);

- сканирующая электронная микроскопия с использованием анализа дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) (СЭМ Quanta 600 с EBSD приставкой EDAX TSL);
- рентгеновская дифрактометрия (дифрактометр Rigaku Ultima IV);
- механические испытания: измерение твердости и микротвердости, определение предела прочности при растяжении и ударной вязкости при различных температурах (оборудование компании Instron).

Испытания проводились по стандартизированным методикам.

Для построения дилатометрических кривых изготавливались образцы в виде цилиндров диаметром 6 мм и длиной 25 мм, нагрев осуществляли со скоростью 3 °С/мин в атмосфере аргона.

Нагрев образцов осуществлялся в электрической муфельной печи F 46110 фирмы Barnstead International с возможностью поддержания в рабочем пространстве печи температуры при изотермической выдержке с точностью ± 2 °С. Термомеханическая обработка образцов на различные степени обжатия осуществлялась на модернизированном прокатном стане ДУО 150.

Образцы для исследования зеренной структуры готовили путем последовательного шлифования и полирования. Выявление границ исходного аустенитного зерна проводилось методом химического травления в концентрированном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением поверхностно-активных веществ при температуре 60 ÷ 70 °С. Зеренную структуру образцов после термообработки выявляли путем травления в 3%-ом растворе азотной кислоты с добавлением спирта. Фотосъемку микроструктуры производили на оптических микроскопах Carl Zeiss, количественную обработку изображений осуществляли с помощью пакета программ Image Expert Pro 3.

После проведения ТО и ТМО из заготовок сталей изготавливали образцы для проведения серийных испытаний (Тип 1, ГОСТ 9454-78), а также образцы для испытания на растяжение (ГОСТ 1497-84), измерения твердости (ГОСТ 9013-59) и исследования структуры.

Рентгеновскую съемку проводили в монохроматизированном $\text{Co}_{K\alpha}$ -излучении.

Для анализа на просвечивающем электронном микроскопе образцы отрезались на электроэрозионном станке АРТА 123. Толщина полученных образцов 0,2 мм. Далее образцы утонялись на установке для электролитического утонения Struers TenuPol-5 с автоматическим подбором параметров процесса утонения.

Для анализа на сканирующем электронном микроскопе изготавливались образцы в форме кубиков 5x5x8 мм. Полировка производилась на приборе Struers Lectropol-5. Размер области, по результатам обработки которой строилась карта разориентировок, составляла 90x90 мкм. Шаг съемки – 200 нм. Ускоряющее напряжение РЭМ – 20 кВ.

Борирование осуществляли в порошковой смеси на основе электрокорунда Al_2O_3 марки 14А, фракцией F100 до 85 % массовой доли, и карбида бора B_4C (химический состав ГОСТ 5744-85), марки 12 фракцией F100 (ГОСТ 3647-80) до 15 % массовой доли борсодержащих веществ. В смесь в сухом состоянии добавляли активатор (химически чистый NH_4Cl до 2 % массовой доли) и перемешивали в течение 3 минут для получения однородной массы. Затем контейнер с образцами и боридной смесью тщательно герметизировались двумя слоями глины, после чего помещались в камерную печь для дальнейшего нагрева по различным режимам обработки.

Для описания эффектов термической и термомеханической обработки в качестве модельной была выбрана конструкционная сталь 35ХГСА, как сталь, на которой наиболее явно проявляются эффекты термических и термомеханических обработок.

Глава 3. Результаты исследований и их обсуждение

3.1 Влияние повышения температуры аустенизации на проявление эффекта обратимой отпускной хрупкости

Для стали 35ХГСА стандартной обработкой является улучшение, причем высокий отпуск проводится при температурах проявления эффекта обратимой отпускной хрупкости $475 \div 550$ °С.

Для устранения данного отрицательного эффекта на первом этапе работы было изучено влияние двойной закали с последующим отпуском в интервале проявления обратимой отпускной хрупкости (550 °С, 4 часа).

После первичной закали стали 35ХГСА в масло от температур 880; 920; 1100; 1200; 1250 °С (длительность выдержки при температуре нагрева 30 минут) проводилась вторичная закали с температур 700; 750; 800; 850; 900; 950 °С (длительность выдержки 30 минут), скорость нагрева под вторичную закали $1 \div 2$ °С/мин (рисунок 1, а). По данным работы [1] такая скорость обеспечивает в стали проявление эффекта структурного наследования. Отпуск 550 °С, 4 часа, охлаждение с печью осуществлялся как тест на проявление отпускной хрупкости.

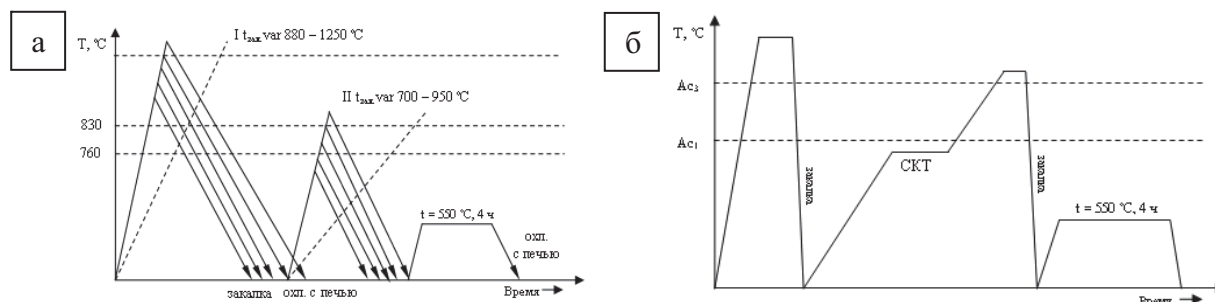


Рисунок 1 – Двукратная закали для стали 35ХГСА:

а – двукратная закали в масле с варьированием температуры нагрева под первичную и вторичную закали и отпуск при 550 °С, 4 часа, охлаждение с печью (схема №1);

б – двукратная закали с промежуточной выдержкой в интервале субкритических температур и отпуск (схема №2)

В результате было выявлено, что оптимальными параметрами проведения двойной закали, снижающие проявление эффекта обратимой отпускной хрупкости для стали 35ХГСА, является высокотемпературная аустенизация при температуре 1250 °С с последующей закали в масле, нагрев под вторичную аустенизацию со скоростями $1 \div 2$ °С/мин. Температура вторичной аустенизации выбирается исходя из стандартного режима термической обработки для каждой конкретной стали.

Положительное влияние вторичной закали на снижение склонности стали к обратимой отпускной хрупкости после термической обработки по схеме 1 были использованы для варианта термической обработки с изотермической выдержкой в интервале субкритических температур между первой и второй закали (схема

обработки 2, рисунок 1, б).

Предложенный вариант термической обработки заключался в высокотемпературной аустенизации 1250 °С, 30 минут, с последующей закалкой в масло, затем следовал нагрев со скоростью 15 ÷ 20 °С в минуту и изотермическая выдержка в интервале субкритических температур (СКТ) A_{c1} - (5 ÷ 10) °С с продолжительностью выдержки 0,5; 1,0; 2,0; 3,0; 5,0 часов. Интервал СКТ определялся методом дилатометрии и составил 745 ÷ 760 °С.

Температура изотермической выдержки варьировалась в интервале температур 750 ÷ 755 °С. После выдержки в интервале СКТ заготовки образцов без охлаждения нагревались со скоростью 1 ÷ 2 °С/мин и 180 °С /мин до температуры 840 °С. После выдержки 30 минут заготовки закалывали в масло с последующим отпуском в интервале проявления обратимой отпускной хрупкости 550 °С, 4 часов, охлаждение с печью (схема 2, рисунок 1, б).

Во втором экспериментальном режиме высокотемпературная аустенизация 1250 °С, 30 минут, проводилась с целью полигонизации при последующей выдержке в интервале СКТ. Выбор температурного интервала СКТ для изотермической выдержки после первичной закалки был не случаен. Как известно из ряда работ по сверхпластичности стали [2], именно в нем диффузионные процессы в α – ферритной матрице достигают своей максимальной интенсивности. Также на это косвенно указывает определенная в настоящей работе для стали 35ХГСА глубина обезуглероживания.

После закалки и отжига при температурах 200 ÷ 1200 °С в течение 100 мин в окислительной атмосфере печи на образцах стали 35ХГСА зависимость глубины обезуглероживания немонотонна, максимум наблюдался в интервале субкритических температур – 750 ÷ 760 °С. Подобный уровень обезуглероживания достигает только после отжига при температуре 1200 °С (рисунок 2).

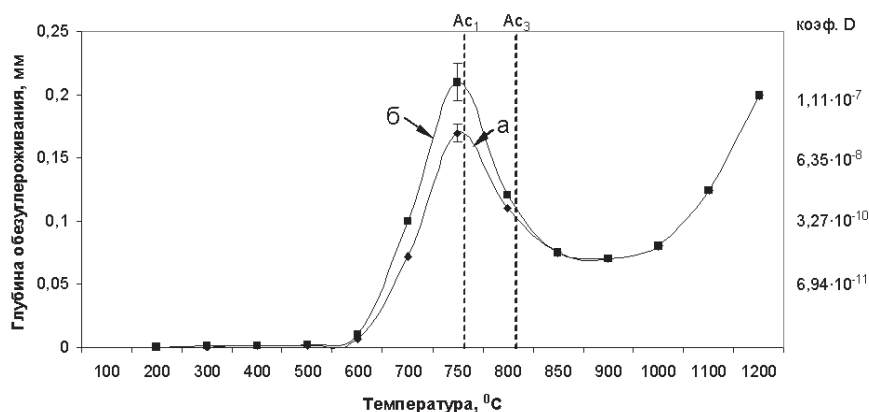


Рисунок 2 – Зависимость толщины обезуглероженного слоя и коэффициента диффузии углерода D от температуры испытаний (выдержка 100 мин) стали 35ХГСА в различном исходном состоянии:

а – после отжига 1250 °С, 60 мин, охлаждение с печью;

б – после закалки в масле от 1250 °С, 60 мин

Факт повышения обезуглероживания при субкритических температурах убедительно подтверждает сделанное выше предположение о высокой диффузионной подвижности в стали в состоянии предпревращения. Следует отметить, что в предварительно закаленной стали при субкритической температуре возникает бо́льшая диффузионная подвижность, чем в предварительно отожженной стали.

Также для оценки влияния эффектов, протекающих при выдержке в области СКТ, проведены исследования процесса борирования для исследуемой стали. В качестве сравнения образцы были обработаны по 2 режимам:

Известный режим, разработанный Минкевичем А.Н. [3]: процесс борирования проводится при выдержке $900 \div 1050$ °С в течение 4 часов;

Экспериментальный режим 1: борирование, выдержка в интервале субкритических температур ($750 \div 755$ °С, 1 час) с последующим нагревом до температуры 970 °С, выдержка 1 час.

В таблице 2 приведены результаты измерения глубины борированного слоя в стали после обработки по оптимальным параметрам.

Таблица 2 – Глубина борированного слоя в стали 35ХГСА после различных режимов химико-термических обработок по оптимальным параметрам

| № | Описание режима обработки | Глубина борированного слоя, мкм |
|---|---------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------|
| 1 | Известный (Минкевич А.Н.): выдержка в насыщающей среде при 970 °С, (4 ч) | не более 140 |
| 2 | Экспериментальный: в насыщаемой среде выдержка при 750 °С (2 ч) + выдержка при 970 °С (1 ч) | 300 ÷ 340 |

Таким образом, изотермическая выдержка в интервале субкритических температур увеличивает эффект борирования, глубина борированного слоя возрастает в $2 \div 3$ раза. Полученные результаты достигаются за счет интенсификации диффузионных процессов в состоянии предпревращения.

Рассмотренное повышение интенсивности диффузионных процессов в области СКТ использовано при выборе режимов обработки стали по схеме №2.

Проявление обратимой отпускной хрупкости в исследуемой конструкционной стали 35ХГСА после различных режимов обработки по схеме №2 (рисунок 1, б) изучали по результатам механических испытаний (таблица 3).

Таблица 3 – Механические свойства стали 35ХГСА после различной термической обработки

| № | Режим обработки | $\tau_{\text{скт}}$, ч | v_n , °C/мин | Механические свойства | | | | |
|---|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------|-------------------|-----------------------|-------------------------|-----------------|---------------|----------------------------|
| | | | | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ , % | Ψ , % | KCU, МДж/м ² |
| 1 | Исходный режим обработки: закалка от 880 °C (30 мин), в масле + отпуск | - | - | 1120 ± 20 | 990 ± 25 | 8 ± 1,0 | 39 ± 4,5 | 0,36 ± 0,05 |
| 2 | По схеме 2: закалка 1250 °C (60 мин), в масле + выдержка при СКТ 750 °C в течение $\tau_{\text{скт}}$ = 0,5 ÷ 5 ч + закалка от 840 °C (30 мин), в масле + отпуск | 0,5 | 1 ÷ 2 | 1080 ± 35 | 990 ± 17 | 12 ± 2,5 | 48 ± 3,8 | 0,78 ± 0,15 |
| 3 | | 1 | 1 ÷ 2 | 1120 ± 20 | 1000 ± 25 | 14 ± 2,0 | 51 ± 4,5 | 0,90 ± 0,07 |
| 4 | | 2 | 1 ÷ 2 | 1160 ± 15 | 1050 ± 28 | 15 ± 1,5 | 54 ± 3,5 | 1,16 ± 0,15 |
| 5 | | 3 | 1 ÷ 2 | 1150 ± 28 | 1060 ± 35 | 15 ± 0,7 | 52 ± 2,3 | 1,05 ± 0,15 |
| 6 | | 5 | 1 ÷ 2 | 1100 ± 27 | 980 ± 45 | 13 ± 1,5 | 49 ± 2,5 | 0,92 ± 0,17 |
| 7 | | 2 | 180 | 1130 ± 30 | 1020 ± 37 | 13 ± 3,2 | 49 ± 5,6 | 0,98 ± 0,20 |
| 8 | Отжиг при 1250 °C (60 мин), охлаждение с печью + выдержка при СКТ 750 °C (2 ч) + закалка от 840 °C (30 мин), в масле + отпуск | 2 | 1 ÷ 2 | 1110 ± 35 | 990 ± 25 | 8 ± 2,5 | 40 ± 3,8 | 0,45 ± 0,15 |

Обозначение: $\tau_{\text{скт}}$ – длительность выдержки в субкритическом интервале температур (при 750 °C); v_n – скорость нагрева до температуры вторичной закалки (840 °C).

Примечание: отпуск при 550 °C, 4 часа, охлаждение с печью.

Снижение ударной вязкости модельной стали 35ХГСА обусловлено проявлением обратимой отпускной хрупкости в исследуемой стали после закалки и отпуска при 550 °C, 4 часов, охлаждение с печью. После обработки по схеме №2, включающего высокотемпературную закалку и выдержку в интервале СКТ, последующая окончательная закалка и аналогичный первому варианту обработки отпуск 550 °C, 4 часов (охлаждение с печью), не приводит к падению ударной вязкости (таблица 3).

Отметим, что наилучшее сочетание свойств по прочности, пластичности и вязкости с нечувствительностью стали к обратимой отпускной хрупкости, наблюдается после обработки по схеме 2 с выдержкой при СКТ длительностью 2 часа (таблица 3). После такого режима термообработки в стали также наблюдается и значительное уменьшение размера зерна. Размер зерна в стали после оптимальной обработки по режиму 2 составил 10 ÷ 15 мкм (рисунок 3).

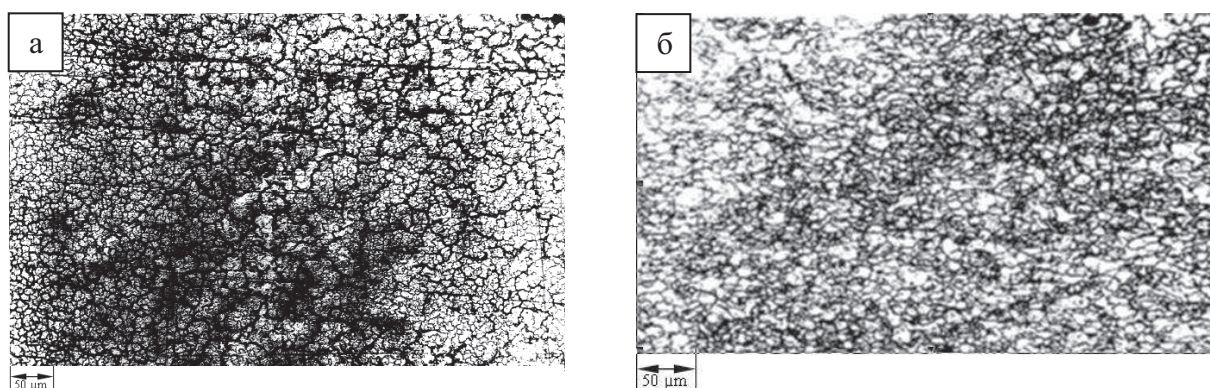


Рисунок 3 – Микроструктура стали 35ХГСА, обработанной по схеме термической обработки 2 (увеличение 500):

а – первичная закалка 1250 °С, 30 мин, охлаждение в масле, + выдержка в интервале субкритических температур 750 °С, 2 ч + нагрев до 800 °С, 30 мин, охлаждение в воде;

б – первичная закалка 1250 °С, 30 мин, охлаждение в масле + выдержка в интервале субкритических температур 750 °С, 2 ч + последующая вторичная закалка 840 °С, 30 мин, охлаждение в масле + отпуск 550 °С, 4 ч

Обработка по схеме №2 снижает температурный порог хладноломкости стали более чем на 100 °С (таблица 4). За порог хладноломкости берется снижение работы разрушения при охлаждении (не менее 50 % от уровня работы разрушения при нормальных условиях).

Таблица 4 – Ударная вязкость при различных температурах испытаний для стали 35ХГСА после стандартного и экспериментального режимов термообработки

| Сталь | Температура испытания, °С | Ударная вязкость КСУ, МДж/м ² | |
|--------|---------------------------|------------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| | | Стандартный режим: закалка от 880 °С (30 мин), в масле + отпуск 550 °С (4 ч) | По схеме №2: закалка 1250 °С (60 мин), в масле + выдержка 750 °С (2 ч) + закалка 840 °С (30 мин), в масле (нагрев со скоростью 1 ÷ 2 С/мин + отпуск 550 °С (4 ч) |
| 35ХГСА | 20 | 0,36 ± 0,05 | 1,16 ± 0,15 |
| | 0 | 0,30 ± 0,05 | 0,78 ± 0,06 |
| | -20 | 0,28 ± 0,11 | 0,54 ± 0,10 |
| | -40 | 0,27 ± 0,09 | 0,49 ± 0,15 |
| | -60 | 0,26 ± 0,07 | 0,45 ± 0,07 |

Выяснено, что при наличии выдержки в интервале СКТ по схеме обработки №2 предварительно закаленную сталь не нужно нагревать медленно (1 ÷ 2 °С/мин) под вторичную закалку (таблица 3). Медленный нагрев для реализации эффекта структурного наследования заменяет выдержка в интервале СКТ. Замена первичной закалки на полный отжиг не оказывает влияния на проявление эффекта повышения ударной вязкости стали 35ХГСА.

Снижение чувствительности к обратной отпускной хрупкости стали после обработки по схеме 2 (рисунок 1, б) обусловлено рядом структурных и диффузионных

процессов. После высокотемпературной аустенизации и закалки формируется крупное зерно аустенита размером $200 \div 270$ мкм. Внутризеренная структура после закалки представляет собой грубокристаллический мартенсит, имеющий пакетно-реечное строение с высокой плотностью дислокаций (рисунок 4).

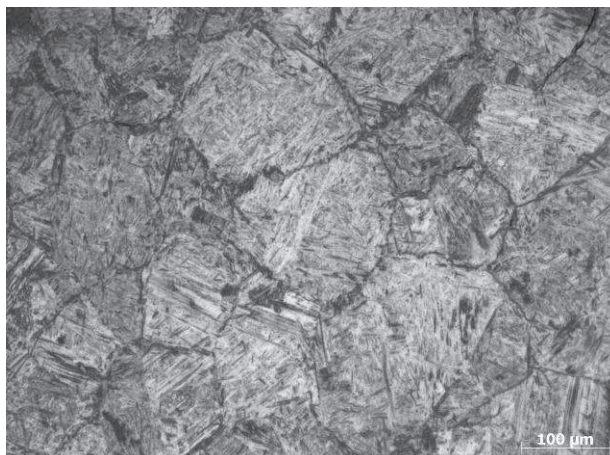


Рисунок 4 – Микроструктура стали 35ХГСА после закалки 1250 °С, 30 минут, охлаждение в масле (увеличение $\times 100$)

Последующая выдержка в интервале СКТ приводит к формированию устойчивой полигонизованной структуры. В пределах бывших мартенситных кристаллов уже после 30 мин выдержки в интервале СКТ A_{c1} - ($5 \div 10$) °С в результате полигонизации α – фазы образуются близкие к равноосным субзерна размером от 1 мкм. Разориентировка субзерен остается малоугловой. Кроме того, после 30 мин выдержки при СКТ в стали успевают пройти процессы выделения карбидных частиц. При этом по границам субзерен равномерно выделяются карбидные частицы размером $20 \div 50$ нм, образуя пространственную сетку. В полигонизованной субструктуре отмечено характерное распределение уравновешенных дислокационных построений внутри зерен, которое приводит к равновероятному обогащению углеродом границ и субграниц [4]. Карбидообразование вблизи границ и субграниц также равновероятно.

Выделившиеся по субграницам мелкодисперсные карбидные частицы (размер частиц при 2-х часовой выдержке при СКТ составляет от 50 до 150 нм) стабилизируют субграницы, препятствуя, как их интенсивному росту, так и началу рекристаллизации. При увеличении продолжительности выдержки предварительно закаленной стали, в интервале СКТ A_{c1} - ($5 \div 10$) °С размер субзерен увеличивается, достигая $1 \div 3$ мкм после выдержки 5 ч. При этом на отдельных участках субграниц угол разориентировки между соседними субзернами достигает $8 \div 10$ градусов. Таким образом, в процессе выдержки предварительно закаленной стали, в интервале СКТ формируется устойчивая субзеренная структура (рисунок 5).

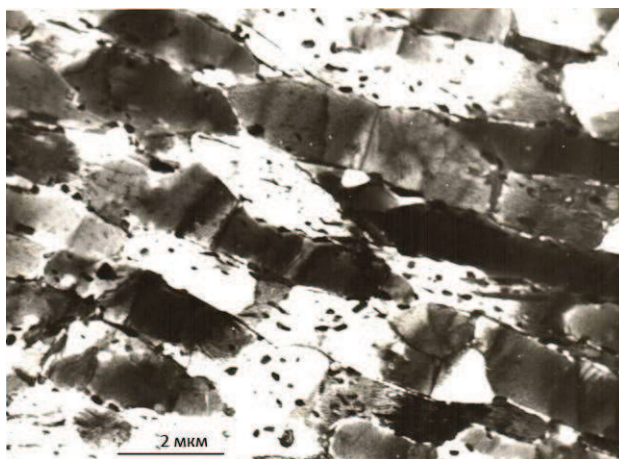


Рисунок 5 – Электронно-микроскопическая структура стали 35ХГСА после первичной закалки 1250 °С, 30 минут, охлаждение в масле, и выдержкой в интервале субкритических температур 750 °С, 2 часа (увеличение $\times 40\,000$)

Такая структура устойчива к началу структурной перекристаллизации, а само явление принято называть рекристаллизацией на месте [5].

Обычно при нагреве стали с устойчивой полигонизованной структурой $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение протекает по сдвиговому механизму, если в его начальный момент не происходит растворение карбидов [6]. При этом основная масса полигонизованной α – фазы превращается в γ – фазу как «полигон в полигон», или как «зерно в зерно». В результате новых границ в γ – фазе не образуется, и вид полигонизованной субструктуры в аустените после двойной закалки не меняется. Дальнейшее повышение температуры при нагреве под вторичную закалку приводит к растворению карбидных частиц, но даже после полной фазовой перекристаллизации стали при нагреве под вторичную закалку до температуры 880 °С зерно в стали остается мелким и имеет размер $10 \div 15$ мкм (рисунок 3).

Совмещение в исследуемой стали, обработанной по схеме 2, при изотермической выдержке в интервале СКТ: полигонизации, интенсификации диффузионных процессов и равновероятное выделение частиц цементита по границам зерен и субграницам, – приводит к перераспределению вредных сегрегаций примесей равномерно по объему стали, уменьшая их концентрацию по границам исходного аустенитного зерна, что и может являться основной причиной повышения вязкости и снижения чувствительности конструкционной легированной стали к обратимой отпускной хрупкости.

3.2 Влияние предварительного механического наклепа при выдержке в интервале субкритических температур на структуру и свойства металла

С этой целью для стали 35ХГСА исследовано влияние холодного обжатия: 10 и 30 %. Исходное состояние стали 35ХГСА – после отжига. Структура представлена на рисунке 6.

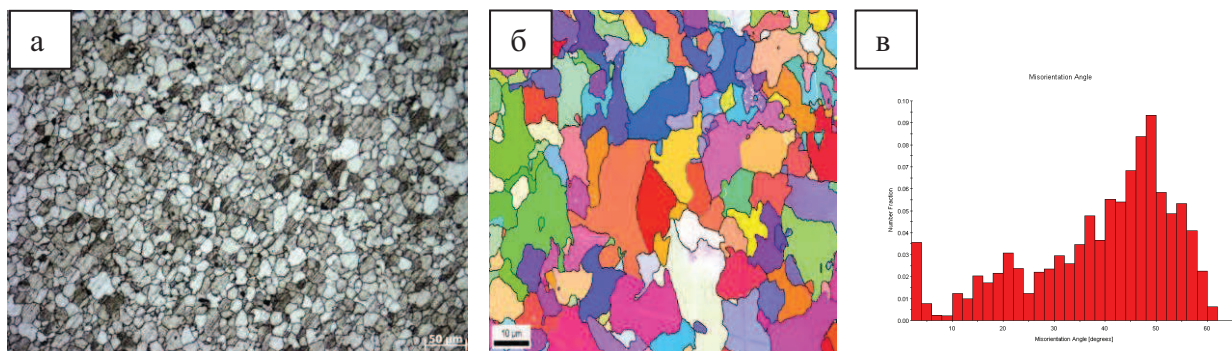


Рисунок 6 – Структура для стали 35ХГСА после закалки 840 °С, 30 мин, в масле + отпуска 550 °С, 4 часа:

а – микроструктура стали 35ХГСА (увеличение 200);

б – данные EBSD, карта разориентировок;

в – данные EBSD, гистограмма разориентировки

Обработку проводили по схеме 3 по оптимальным параметрам (рисунок 7), полученным для обработок по схемам 1 и 2 (рисунок 1, а и б).

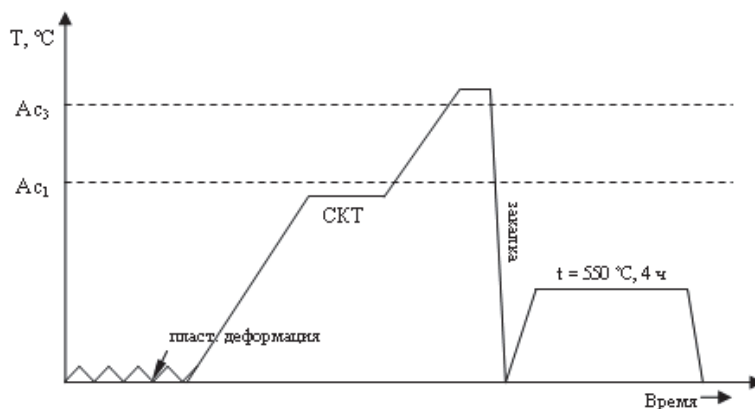


Рисунок 7 – Схема термомеханической обработки стали 35ХГСА (схема №3)

Рекристаллизации при температуре 550 ÷ 600 °С после деформации 30 и 50 % резко снижает твердость до уровня исходного недеформированного состояния. Для степени деформации в 30 % был проведен EBSD анализ, результаты которого представлены на рисунке 8.

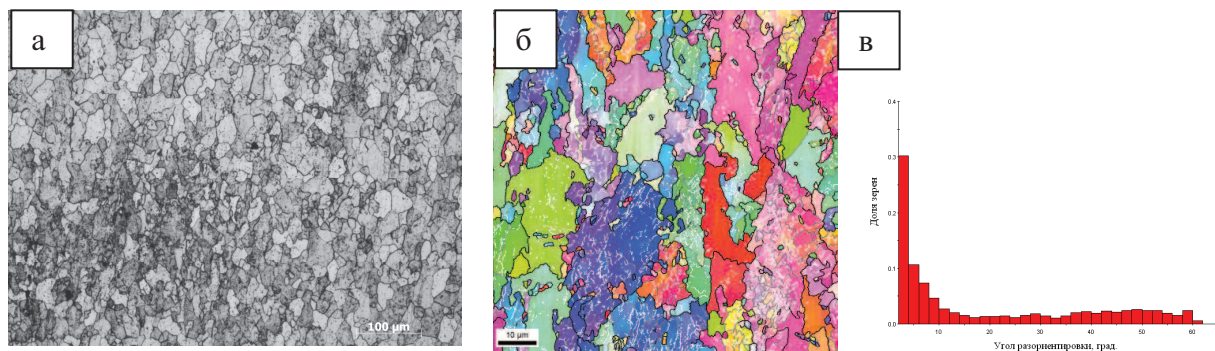


Рисунок 8 – Структура для стали 35ХГСА после деформации 30 % с последующей выдержкой в интервале СКТ и охлаждением на воздухе:

- а – микроструктура стали 35ХГСА (увеличение 200)
- б – данные EBSD анализа, карта разориентировок зерен;
- в – данные EBSD анализ, гистограмма разориентировки

На гистограмме наглядно видно равномерное распределение мало- и большеугловых границ, что свидетельствует о протекании процесса рекристаллизации.

Нагрев в субкритическом интервале температур образцов, деформированных со степенью 10 %, не вызывает заметных изменений в микроструктуре. Результаты просвечивающей электронной микроскопии для образца после выдержки при 750 °С в течение 2 часов приведены на рисунке 9. На фотографии видна субзеренная структура после выдержки в интервале субкритических температур A_{c1} - (5 ÷ 10) °С и сфероидизированные частицы карбидов, расположенные по границам субзерен.

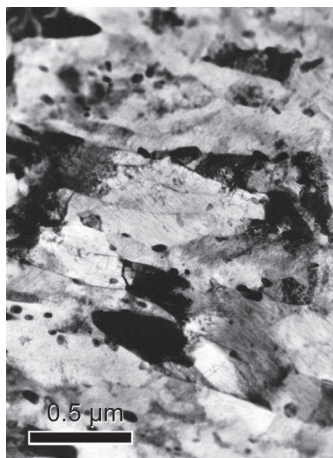


Рисунок 9 – Сталь 35ХГСА после различной степени деформации и выдержке при 750 °С в течение 2 часов и последующего охлаждения на воздухе:
деформация 10% (увеличение x40 000)

Дополнительно для данного образца был проведен EBSD анализ. На рисунке 10 приведена карта разориентировок зерен, после обработки которой была получена зависимость количества снятых зерен от угла их разориентировки.

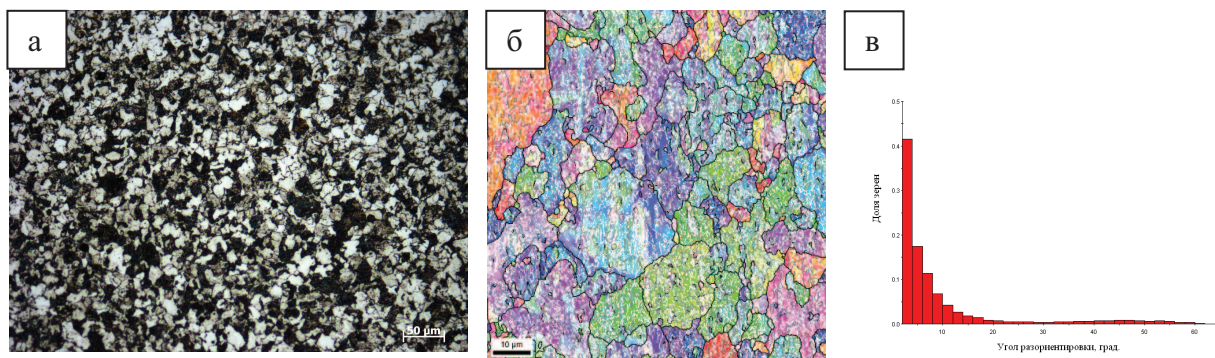


Рисунок 10 – Структура для стали 35ХГСА после деформации 10 % с последующей выдержкой в интервале СКТ и охлаждением на воздухе:

а – микроструктура стали 35ХГСА (увеличение 200);

б – данные EBSD, карта разориентировок;

в – данные EBSD, гистограмма разориентировки

Из данных EBSD анализа видно, что большинство границ зерен – малоугловые.

Из описанных экспериментов следует, что при степени деформации 10 % при выдержке в интервале субкритических температур в стали протекают процессы стабилизирующей полигонизации. Очевидно, исходной плотности дислокаций недостаточно для образования большеугловых легкоподвижных границ субзерен, которые могли бы служить центрами первичной рекристаллизации.

При деформациях 30 % явления возврата завершаются предрекристаллизационной полигонизацией, после чего наступает рекристаллизация. С ростом деформации сужается температурная область протекания возврата и процессы полигонизации не успевают пройти полностью.

EBSD исследования стали обжатия 10 % и выдержкой в интервале субкритических температур в течение 2 часов показывают сохранение большого числа малоугловых границ. Это свидетельствует о выполнении механизма структурного наследования при аустенизации с переходом полигонизованной структуры, формирующейся после выдержки в интервале СКТ в зерна аустенита (рисунок 11).

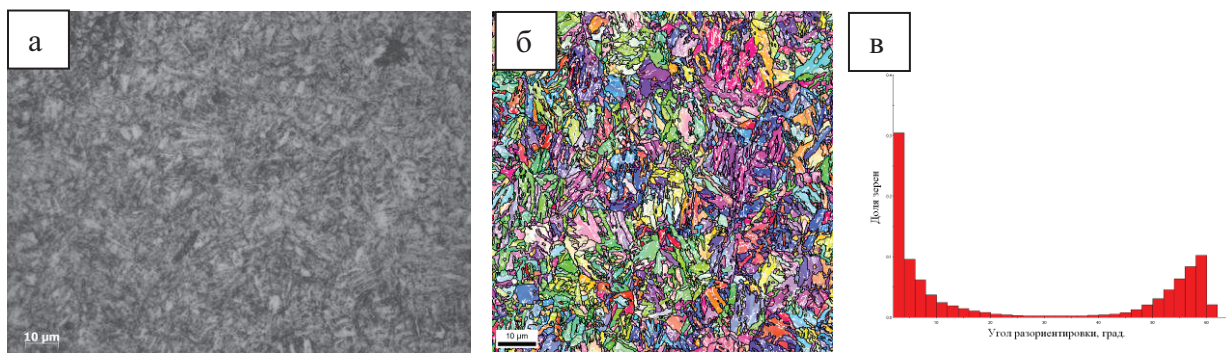


Рисунок 11 – Структура для стали 35ХГСА после холодной пластической деформации 10 % + выдержке при 750 °С в течение 2 часов + закалки 840 °С, 30 мин, в масле + отпуска 550 °С, 4 часа:

а – микроструктура стали 35ХГСА (увеличение 200);

б – данные EBSD, карта разориентировок;

в – данные EBSD, гистограмма разориентировки

На данном этапе происходит сдвиговое превращение полигона в зерно аустенита, как показано в работах М.Л. Бернштейна [7], и закрепление этой структуры последующей закалкой. По данным EBSD размер зерна получается $5 \div 10$ мкм, что сопоставимо с размером субзерен после выдержки в интервале субкритических температур.

Для оценки влияния режимов термомеханической обработки на проявление обратимой отпускной хрупкости для исследуемой стали проводились сериальные ударные испытания (таблица 5).

Таблица 5 – Данные ударной вязкости стали 35ХГСА после различных режимов термомеханических обработок

| № | Режим термообработки | Температура испытаний, °С | KCU, МДж/м ² |
|---|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------|-------------------------|
| 1 | Стандартный: деформация 10 % + закалка 880 °С (30 мин) + отпуск 550 °С (4 ч) | 20 | $0,36 \pm 0,08$ |
| | | 0 | $0,30 \pm 0,05$ |
| | | -20 | $0,28 \pm 0,11$ |
| | | -40 | $0,27 \pm 0,10$ |
| | | -60 | $0,26 \pm 0,09$ |
| 2 | По схеме №3: деформация 10 % + выдержка в СКТ 750 °С (2 ч) + закалка 840 °С (30 мин) + отпуск 550 °С (4 ч) | 20 | $1,07 \pm 0,15$ |
| | | 0 | $1,04 \pm 0,12$ |
| | | -20 | $0,92 \pm 0,23$ |
| | | -40 | $0,85 \pm 0,09$ |
| | | -60 | $0,68 \pm 0,11$ |

Анализ влияния экспериментальной термомеханической обработки на проявление эффекта обратимой отпускной хрупкости по данным ударных испытаний показал, что термомеханическая обработка с выдержкой в интервале субкритических температур устраняет эффект обратимой отпускной хрупкости. Ударная вязкость не снижается во всём диапазоне исследуемых температур и даже в $2,5 \div 3$ раза превосходит значения ударной вязкости после стандартной термообработки.

Для определения нижней границы интервала субкритических температур, в котором реализуется механизм формирования устойчивой субзеренной структуры, были отработан экспериментальный режим с выдержкой в течение 2 часов при 720 °С, т.е. $A_{c1} - (30 \div 40)$ °С. Сравнительные испытания на ударный изгиб показали, что ударная вязкость при температуре испытаний -20 °С снизилась на 30 % ($0,61 \pm 0,09$ МДж/м²) по сравнению с термомеханической обработкой по оптимальной схеме. Таким образом выдержка в интервале субкритических температур является оптимальной, снижение температуры выдержки приводит к понижению значений ударной вязкости.

3.3 Влияние выдержки в интервале субкритических температур на механические свойства литой стали 35ХГСЛ

Литая сталь обладает по сравнению с более низкими механическими свойствами в основном по двум причинам. Первая – её грубокристалличность, вторая – ликвация и сосредоточение охрупчивающих фаз и примесей по границам зерен или кристаллографическим плоскостям.

При исключении обработки давлением единственными методами воздействия на структуру литой стали, а, следовательно, и на её свойства остаются методы термической

обработки, некоторые из которых также не всегда приводят к положительному конечному результату. Поэтому использование эффекта изотермической выдержки в интервале СКТ для стали 35ХГСЛ представляется достаточно целесообразным (схема 2, рисунок 1, б).

В ходе металлографических исследований в данной стали после термомеханической обработки по экспериментальному режиму отмечались схожие механизмы структурных превращений, описанных выше, в том числе, и формирование устойчивой субзеренной структуры в интервале СКТ A_{c1} - $(5 \div 10)^\circ\text{C}$.

После проведенных термических обработок для заготовок размером 20x20 мм из стали 35ХГСЛ по экспериментальному режиму по схеме 2 (рисунок 1, б) и известному режиму для стального литья, описанного Лахтиным Ю.М. [8], были проведены механические испытания образцов (таблица 6).

Таблица 6 – Механические свойства литой стали 35ХГСЛ после различных режимов термической обработки

| № | Режим ТО | KCU, МДж/м ² | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_b , МПа | δ , % | Ψ , % |
|---|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------|-------------------------|---------------------|-----------------|---------------|
| 1 | Экспериментальный: закалка от 1250 °С (60 мин), в масле + выдержка 750 °С (2 ч) + закалка от 840 °С (30 мин), в масле + отпуск 550 °С (4 ч) | 0,80 ± 0,05 | 820 ± 30 | 950 ± 25 | 9,5 ± 0,8 | 26 ± 0,95 |
| 2 | Известный (Лахтин Ю.М.): гомогенизирующий отжиг при 1200 °С, 10 часов + закалка от 880 °С (30 мин), в масле + отпуск 550 °С (4 ч) | 0,25 ± 0,05 | 660 ± 40 | 700 ± 50 | 7,0 ± 0,5 | 24 ± 1,2 |

В ходе механических испытаний выявлен положительный эффект экспериментальной термообработки на свойства литой стали 35ХГСЛ.

Испытания исследуемой стали, обработанной по режиму 1 (таблица 6), на хладноломкость в интервале температур от -100 °С до комнатной температуры показали значительное снижение ударной вязкости стали, смещение порога хладноломкости на 80 °С в сторону повышенных температур (таблица 7).

Таблица 7 – Данные ударной вязкости стали 35ХГСЛ после различных режимов термических обработок

| № | Режим термообработки | Температура испытаний, °С | KCU, МДж/м ² |
|---|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------------------------|----------------------------|
| 1 | Известный (Лахтин Ю.М.): нормализация 880 °С (30 мин) + закалка от 880 °С (30 мин), в масле + отпуск 550 °С (4 ч) | 20 | 0,25 ± 0,03 |
| | | 0 | 0,22 ± 0,03 |
| | | -20 | 0,16 ± 0,05 |
| | | -40 | 0,13 ± 0,02 |
| | | -60 | 0,11 ± 0,03 |
| | | -80 | 0,10 ± 0,04 |
| | | -100 | 0,08 ± 0,03 |
| 2 | Экспериментальный: закалка от 1250 °С (60 мин), в масле + выдержка 750 °С (2 ч) + закалка от 840 °С (30 мин), в масле + отпуск 550 °С (4 ч) | 20 | 0,86 ± 0,03 |
| | | 0 | 0,78 ± 0,04 |
| | | -20 | 0,59 ± 0,07 |
| | | -40 | 0,48 ± 0,05 |
| | | -60 | - |
| | | -80 | 0,38 ± 0,04 |
| | | -100 | 0,25 ± 0,05 |

Низкие значения ударной вязкости литой стали, обработанной по режиму Лахтина Ю.М., объясняются, во-первых, пониженной вязкостью стали в литом состоянии, а во-вторых, значительным охрупчиванием стали 35ХГСЛ, склонной к обратимой отпускной хрупкости. Особенно охрупчивание проявилось после выдержки 550 °С в течение 4 часов – температурном интервале проявления обратимой отпускной хрупкости. Охрупчивание стали 35ХГСЛ не проявляется после обработки по экспериментальному режиму.

3.4 Влияние выдержки в интервале субкритических температур на свойства углеродистых и легированных сталей

Аналогичное влияние выдержки в интервале субкритических температур по оптимальным схемам обработки (рисунки 1, б, и 7) на повышение вязкости стали, снижение её склонности к обратимой отпускной хрупкости, понижение порога хладноломкости наблюдается и на других марках сталей:

а) В сталях с разным содержанием углерода и легирующих элементов 40Х и 40ХН2МА, используемых для изготовления крепёжных изделий.

Построение дилатометрических кривых позволило определить критические точки. Для 40Х: $A_{c1} = 720$ °С, $A_{c3} = 840$ °С, для стали 40ХН2МА: $A_{c1} = 710$ °С, $A_{c3} = 840$ °С. С учетом имеющихся данных проведена термообработка сталей по стандартному и экспериментальному режимам.

Механические свойства данных сталей после стандартного и экспериментального режимов обработки представлены в таблице 8.

Таблица 8 – Ударная вязкость сталей 40Х и 40ХН2МА после стандартной и экспериментальной обработок

| № | Сталь | Температура испытания, °С | Ударная вязкость КСУ, МДж/м ² | |
|---|---------|---------------------------|------------------------------------------|-------------------------------------|
| | | | Стандартный режим* | Экспериментальный режим (схема №2)* |
| 1 | 40Х | 20 | 0,74 ± 0,08 | 1,39 ± 0,07 |
| | | 0 | 0,60 ± 0,16 | 1,27 ± 0,08 |
| | | -20 | 0,47 ± 0,10 | 1,10 ± 0,12 |
| | | -40 | 0,37 ± 0,15 | 0,87 ± 0,09 |
| | | -60 | 0,30 ± 0,16 | 0,61 ± 0,14 |
| 2 | 40ХН2МА | 20 | 1,14 ± 0,09 | 1,44 ± 0,13 |
| | | 0 | 1,05 ± 0,10 | 1,31 ± 0,04 |
| | | -20 | 0,92 ± 0,07 | 1,24 ± 0,09 |
| | | -40 | 0,78 ± 0,04 | 1,14 ± 0,08 |
| | | -60 | 0,66 ± 0,12 | 1,01 ± 0,10 |

* – Режимы обработки сталей: сталь **40Х** – стандартный: закалка 860 °С (30 мин) + отпуск 550 °С (4 ч); экспериментальный: закалка 1250 °С (60 мин), в масле + выдержки при СКТ 710 °С (2 ч) + нагрев со скоростью 1 ÷ 2 °/мин до 860 °С, выдержка 30 мин + закалка в масле + отпуск 550 °С (4 ч); сталь **40ХН2МА** – стандартный: закалка 860 °С (30 мин) + отпуск 550 °С (4 ч); экспериментальный: закалка 1250 °С (60 мин), в масле + выдержки при СКТ 700 °С (2 ч) + нагрев со скоростью 1 ÷ 2 °/мин до 860 °С, выдержка 30 мин + закалка в масле + отпуск 550 °С (4 ч).

Применение обработки по схеме 2 повышает ударную вязкость на 25 ÷ 30 %, снижает порог хладноломкости на 30 ÷ 40 °С, а на сталях, склонных к проявлению

эффекта обратимой отпускной хрупкости (например, 40Х), данный режим позволяет полностью его устранить. В результате исследований, проведенных совместно с ОАО Ржевский краностроительный завод» (г. Ржев, Тверская область), предложено заменить высоколегированную сталь 40ХН2МА, используемой при производстве полуфабрикатов для крепёжных изделий ответственного назначения сечением 20х20 мм, на экономнолегированную 40Х без потери эксплуатационных свойств.

б) При термомеханической обработке для углеродистой пружинной стали 65. Методом дилатометрии были определены критические точки: $A_{c1} = 730\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c3} = 755\text{ }^{\circ}\text{C}$. Результаты сравнительных испытаний по оптимальному экспериментальному режиму и режиму, разработанным М.Л. Бернштейном [9], приведены в таблице 9.

Таблица 9 – Механические свойства стали 65 после различных режимов обработок

| № | Описание режима обработки | Механические свойства | | | | |
|---|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------|----------------------|--------------|------------|-------------------------|
| | | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ , % | ψ , % | KCU, МДж/м ² |
| 1 | Экспериментальный: прокатка 10% + выдержка при СКТ 715 °С (2 ч) + закалка с 800 °С в масле + отпуск 450 °С (2 ч) | 1300 ± 8,0 | 1110 ± 7,0 | 14 ± 3,5 | 46 ± 2,0 | 0,55 ± 0,02 |
| 2 | Известный (Бернштейн М.Л.): прокатка 40% + предкристаллизационная выдержка при 450 °С (2 ч) + электронагрев до 800 °С + закалка в соли + отпуск 450 °С (2 ч) | 1080 ± 10,0 | 890 ± 10,0 | 7 ± 2,8 | 26 ± 2,1 | 0,30 ± 0,015 |

в) Для инструментальной стали 9ХС.

Критическая точка: $A_{c1} = 760\text{ }^{\circ}\text{C}$. Результаты сравнительных механических испытаний образцов приведены в таблице 10.

Таблица 10 – Механические свойства стали 9ХС после ТО и ТМО по стандартным и экспериментальным режимам обработки

| № | Описание режима обработки | Механические свойства | |
|---|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------|-------------------------|
| | | σ_B изг., МПа | KCU, МДж/м ² |
| 1 | Стандартный: ковка при 1050 °С, охлаждение на воздухе + закалка 880 °С, в масле + отпуск 180 °С (2 ч) | 3550 ± 15,0 | 0,04 ± 0,015 |
| 2 | Экспериментальный 1 (ТО): ковка при 1050 °С, охлаждение на воздухе + закалка 880 °С, в масле + выдержка в интервале СКТ 755 °С (2 ч) + нагрев со скоростью 1 ÷ 2 °С до 850 °С (20 мин), закалка в масле + отпуск 180 °С (2 ч) | 5050 ± 55,0 | 0,35 ± 0,010 |
| 3 | Экспериментальный 2 (ТМО): ковка при 1050 °С, охлаждение на воздухе + выдержка в интервале СКТ 755 °С (2 ч) + деформация 40% + нагрев со скоростью 1 ÷ 2 °С до 850 °С (20 мин), закалка в масле + отпуск 180 °С (2 ч) | 5150 ± 45,0 | 0,30 ± 0,030 |

г) Углеродистая сталь У9.

Критические точки: $A_{c1} = 720\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c3} = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$. Результаты сравнительных испытаний по оптимальному режиму приведены в таблице 11.

Таблица 11 – Механические свойства стали У9 в деформированном и литом состоянии после ТО по стандартного и экспериментального режимам

| № | Описание режима обработки | Механические свойства | | | |
|---|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------|------------------------|-------------------------------------|------------------------|
| | | Деформ. состояние | | Литое состояние | |
| | | $\sigma_{\text{в изг}}, \text{МПа}$ | $KCU, \text{МДж/см}^2$ | $\sigma_{\text{в изг}}, \text{МПа}$ | $KCU, \text{МДж/см}^2$ |
| 1 | Экспериментальный: закалка $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 мин, в воде + выдержка при СКТ $715\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1,5 ч) + закалка с $780\text{ }^{\circ}\text{C}$ (20 мин), в воде + отпуск $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2 ч) | $2250 \pm 60,0$ | $0,37 \pm 0,03$ | $2240 \pm 60,0$ | $0,29 \pm 0,024$ |
| 2 | Стандартный: отжиг на зернистый перлит + закалка $780\text{ }^{\circ}\text{C}$ (20 мин), в воде + отпуск $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2 ч) | $1600 \pm 50,0$ | $0,19 \pm 0,014$ | $1500 \pm 50,0$ | $0,08 \pm 0,021$ |

д) Сталь 09ХН2МД (АБ-2-1), используемая в судостроении.

Критическая точка $A_{c1} = 720\text{ }^{\circ}\text{C}$. Результаты сравнительных испытаний по оптимальному режиму приведены в таблице 12.

Таблица 12 – Механические свойства стали 09ХН2МД после термообработки по стандартным и экспериментальным режимам

| № | Описание режима обработки | Механические свойства | | | | | |
|---|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------|----------------------------|--------------|-----------------------|---------------|---------------|
| | | $\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$ | $\sigma_{0,2}, \text{МПа}$ | $\delta, \%$ | $KCV, \text{МДж/м}^2$ | | |
| | | | | | +20 | -20 | -40 |
| 1 | Экспериментальный: прокатка + выдержка в интервале СКТ $715\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1,5 ч) + нагрев со скоростью $1 \div 2\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (20 мин), закалка в масле + отпуск $590\text{ }^{\circ}\text{C}$ (50 мин) | $849 \pm 2,0$ | $893 \pm 2,0$ | $11 \pm 1,0$ | $183 \pm 8,0$ | $197 \pm 5,0$ | $195 \pm 9,0$ |
| 2 | Стандартный: прокатка + закалка $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (20 мин), в масле + отпуск $590\text{ }^{\circ}\text{C}$ (50 мин) | $768 \pm 2,0$ | $823 \pm 3,0$ | $13 \pm 1,0$ | $173 \pm 5,0$ | $192 \pm 4,0$ | $188 \pm 8,0$ |

Выводы

1. Выдержка сталей в интервале субкритических температур A_{c1} - ($5 \div 10$) °C после закалки или холодной деформации 10% приводит после вторичной закалки и отпуска к измельчению зерна и повышению комплекса механических свойств;

2. После закалки и деформации 10% электронной микроскопией и EBSD-анализом установлено формирование устойчивой полигонизованной структуры с выделением наноразмерных частиц цементита на субграницах;

3. Формирование устойчивой полигонизованной структуры с последующим превращением полигона в зерно аустенита за счет эффекта структурного наследования даёт в стали 35ХГСА при вторичной закалке и отпуска 550 °C:

- мелкое зерно размером $5 \div 10$ мкм;
- повышенную ударную вязкость в $2,5 \div 3$ раза;
- пониженный порог хладноломкости на $50 \div 60$ °C;
- повышенное удлинение и сужение в $1,5 \div 2$ раза по сравнению с обычной закалкой 880 °C и отпуском 550 °C.

4. После холодной деформации на 10 % выдержка в интервале субкритических температур создаёт устойчивую полигонизованную структуру; деформации на 30% приводят к рекристаллизации, и после окончательной закалки измельчения зерна не происходит;

5. Установлено, что выдержка исследуемых сталей, склонных к обратимой отпускной хрупкости после предложенных оптимальных режимов термической и термомеханической обработок с выдержкой в интервале субкритических температур устраняет проявление в сталях обратимой отпускной хрупкости;

6. Установлено повышение комплекса механических свойств после обработок с выдержкой в интервале субкритических температур на ряде сталей:

- a) На литой стали 35ХГСП по сравнению с известными вариантами исправления литой структуры удалось повысить ударную вязкость с $0,25 \pm 0,05$ МДж/м² до $0,80 \pm 0,05$ МДж/м²;
- b) На стали 40ХН2МА удалось повысить ударную вязкость с $1,14 \pm 0,09$ МДж/м² до $1,44 \pm 0,13$ МДж/м²;
- c) На инструментальных сталях 9ХС повысился предел прочности при изгибе с $3550 \pm 15,0$ МПа до $5150 \pm 45,0$ МПа, ударная вязкость с $0,04 \pm 0,015$ МДж/м² до $0,30 \pm 0,030$ МДж/м²; на У9 (литое состояние) – предел прочности при изгибе с $1600 \pm 50,0$ ($1500 \pm 50,0$) МПа до $2250 \pm 60,0$ ($2240 \pm 60,0$) МПа, ударная вязкость с $0,19 \pm 0,014$ ($0,37 \pm 0,030$) МДж/м² до $0,08 \pm 0,021$ ($0,29 \pm 0,024$) МДж/м²;
- d) На рессорно-пружинной стали 65 повысилось удлинение с $7 \pm 2,8$ % до $14 \pm 3,5$ %, сужение с $26 \pm 2,1$ % до $46 \pm 2,0$ %;
- e) На стали 35ХГСА изотермическая выдержка в интервале СКТ увеличивает эффект борирования – глубина борированного слоя возрастает в $2 \div 3$ раза.

7. Использование термической обработки с выдержкой в интервале субкритических температур позволило рекомендовать замену высоколегированной стали 40ХН2МА на 40Х с тем же комплексом механических свойств для ряда изделий ответственного назначения ОАО «Ржевский краностроительный завод», г. Ржев.

Основные результаты диссертационной работы изложены в следующих публикациях:

1. Ю.Б. Сазонов, А.А.Комиссаров, Ю.В.Смирнова, А.Ю. Сазонова / Разработка режимов термической обработки для мелкозернистой структуры // МИТОМ. 2009. Том 5. С. 24-32;
2. Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А., Смирнова Ю.В., Ожерелков Д.Ю., Шашина И.И. / Применение термомеханической обработки с выдержкой в интервале субкритических температур для рессорно-пружинных сталей // Современные проблемы науки и образования. 2012. № 6;
3. Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А., Смирнова Ю.В., Ожерелков Д.Ю. / Исследование структуры и ударной вязкости стали 35ХГСА после термомеханической обработки с выдержкой в интервале субкритических температур // Деформация и разрушение материалов. 2012. №8. С. 39-41;
4. Komissarov Alexander, Sazonov Yury, Smirnova Julia, Ozherelkov Dmitriy. Development of precision regimes of thermal and thermomechanical steel treatment // Book of abstracts of 20th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM-2013). Italia, Torino, 30.06-05.07, 2013;
5. Комиссаров А.А., Шашина И.И., Беляев В.В., Ожерелков Д.Ю. Современные прецизионные режимы термической и термомеханической обработок броневых сталей // Сборник тезисов научно-технической конференции на базе ОАО НПО «Прибор». Москва, 26 марта, 2013;
6. Komissarov Alexander, Sazonov Yury, Smirnova Julia, Ozherelkov Dmitriy. The formation of ultrafine grain structure with nanoscale submicrocrystalline secretions of carbides in the subcritical temperatures to increase the reliability of structural steels // Book of abstracts of 19-th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM-2012). Moscow, 18-22 June, 2012, P. 270;
7. Комиссаров А.А., Павлов М.Д., Ожерелков Д.Ю. Разработка режимов термомеханической обработки стали 35ХГСА с целью повышения показателей надежности // Сборник тезисов 67-ых Дней науки НИТУ «МИСиС». Москва, 2012. С. 26;
8. Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А., Смирнова Ю.В., Ожерелков Д.Ю. Оптимизация режимов термомеханической обработки для экономнолегированных сталей // Сборник трудов VI-ой Евразийской научно-практической конференция «Прочность неоднородных структур (ПРОСТ-2012). г. Москва, НИТУ «МИСиС», 17-19 апреля, 2012. С. 52;
9. Комиссаров А.А., Павлов М.Д. Изучение влияния термической обработки на качество бурильных труб нефтегазовой отрасли на конкретных примерах // Сборник тезисов 66-ых Дней науки НИТУ «МИСиС». Москва, 2011. С.34-35;
10. Комиссаров А.А., Ожерелков Д.Ю. Повышение прочностных характеристик стали 40Х за счет использования термомеханической обработки в области субкритических температур // Сборник тезисов 66-ых Дней науки НИТУ «МИСиС». Москва, 2011. С.33-34;
11. Комиссаров А.А., Васильев В.Н. Влияние циклических и термоциклических способов обработки на свойства и структура стали 35ХГСА // Сборник тезисов 66-ых Дней науки НИТУ «МИСиС». Москва, 2011. С.27-28;
12. Komissarov A.A., Sazonov Yu.B. Ultra-fine grained structure formation in steels by heat treatment in the range of subcritical temperatures // Book of Abstract of the IV France-

Russia Conference (Names'10) "New Achievements in Materials and Environmental Sciences". France, Nancy, 26-29 October, 2010. P. 62;

13. Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А. Разработка режимов термической и термомеханической обработки конструкционных сталей в интервале субкритических температур // Сборник тезисов Международной научно-практической конференции «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы (УМЗНМ-2010). г. Уфа, 11-15 октября, 2010;

14. Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А. Получение ультрамелкозернистой структуры в конструкционных сталях путем ТМО в интервале субкритических температур // Сборник тезисов Международной научно-практической конференции «Нанотехнологии функциональных систем (НФМ -2010)». г. Санкт-Петербург, 20-24 сентября, 2010;

15. Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А., Смирнова Ю.В., Сазонова А.Ю. Оптимизация режимов термомеханической обработки для углеродистых и экономнолегированных сталей // Сборник трудов V-ой Евразийской научно-практической конференция «Прочность неоднородных структур (ПРОСТ-2010). г. Москва, НИТУ «МИСиС», 20-22 апреля, 2010. С. 57;

16. Комиссаров А.А., Воронин И.А., Васильев В.Н. Повышение показателей надёжности судостали АБ2-1 путём термической обработки в области субкритических температур // Сборник тезисов 65-х Дней науки НИТУ МИСиС. Москва, 2008. С. 352-353;

17. Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А., Митрофанов А.В., Щетинин И.В., Васильев В.Н., Воронин И.А. Повышение показателей надёжности судосталей путём термической обработки в области субкритических температур // Сборник трудов V-ой Евразийской научно-практической конференция «Прочность неоднородных структур (ПРОСТ-2010). Москва, НИТУ «МИСиС», 20-22 апреля, 2010. С. 59;

18. Комиссаров А.А., Васильев В.Н. Повышение надёжности броневых сталей путём термической обработки в области субкритических температур // Сборник тезисов 64-ых Дней Науки НИТУ МИСиС. Москва, 2009. С. 184;

19. Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А. Получение наноразмерных и субмикроструктурных структур в углеродистых и легированных сталях путем термической обработки в области субкритических температур // Сборник тезисов V-ой Юбилейная Конференция молодых специалистов «Металлургия XXI века». г. Звенигород, 10-13 февраля, 2009;

20. Комиссаров А.А., Кискин С.А. Влияние предварительной термической обработки (ПТО) с использованием высокотемпературной закалки и последующего отпуска в интервале субкритических температур на формирование структуры и характер разрушения экономнолегированных конструкционных сталей // Сборник тезисов 63-х Дней науки НИТУ МИСиС. Москва, 2008. С. 144.

Список использованных литературных источников:

1. Садовский В.Д., Малышев К.А., Сазонов Б.Г. Превращение при нагреве стали. М.: Metallurgizdat, 1954, 156 с.;
2. Гуляев А.П. Сверхпластичность стали // М.: Metallurgiya, 1982, 56 с.;
3. Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1965, 493 с.;

4. Гуляев А.П., Зикеев В.М., Корнюшенкова Ю.В., Земский С.В. Влияние отпуска в субкритическом интервале температур на сопротивление разрушению конструкционной среднеуглеродистой стали // МИТОМ, 1992, №8, С. 10 – 13;
5. Бернштейн М.Л., Васильев В.Ю., Добаткин С.В. и др. Прочность и электрогенность термомеханически упрочненных сталей X18H12T, выплавленных на обычной и первородной шихтах // Металлы, 1988, №4, С. 118 – 123;
6. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978, 568 с.;
7. Бернштейн М.Л., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д., Никишов Н.А. Непосредственное наблюдение процессов превращений при нагреве сталей в колонне электронного микроскопа // Металлы, 1982;
8. Лахтин Ю.М. Основы металловедения. М.: Металлургия, 1988, 320 с.;
9. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. Том 2. М.: Металлургия, 1968, 1172 с.

Формат $60 \times 90 \frac{1}{16}$ Тираж 100 экз. Объем 1,5 п.л. Заказ 4033

Печать цифровая

Отпечатано с готовых оригинал-макетов в типографии

Издательского Дома МИСиС,

119049, Москва, Ленинский пр-т, 4

Тел. (499) 236-76-17, тел./факс (499) 236-76-35