

На правах рукописи



ПЕРЦЕВ Алексей Сергеевич

**УЛУЧШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЬНЫХ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК
ДИСПЕРГИРОВАНИЕМ СТРУКТУРЫ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ
КОВКОЙ И ТЕРМИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ**

Специальность: 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов
и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Пермь – 2015

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Пермский национальный исследовательский политехнический университет»

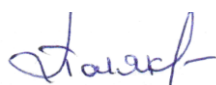
- Научный руководитель: **Симонов Юрий Николаевич**,
доктор технических наук, профессор,
ФГБОУ ВПО «Пермский национальный
исследовательский политехнический университет»,
заведующий кафедрой «Металловедение,
термическая и лазерная обработка металлов»
- Официальные оппоненты: **Крапошин Валентин Сидорович**,
доктор технических наук, профессор,
ФГБОУ ВПО «Московский государственный
технический университет им. Н.Э. Баумана»,
профессор кафедры «Материаловедение»
- Макаров Алексей Викторович**,
доктор технических наук, старший научный
сотрудник, ФГБУН «Институт физики металлов
УрО РАН», заведующий отделом материаловедения
и лабораторией механических свойств
- Ведущее предприятие: ФГБОУ ВПО «Южно-Уральский государственный
университет» (национальный исследовательский
университет)

Защита диссертации состоится «28» апреля 2015 г. в 15⁰⁰ часов на заседании диссертационного совета Д 212.111.05 на базе ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» по адресу: 455000, Магнитогорск, пр. Ленина, 38, малый актовй зал.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» и на сайте www.magtu.ru.

Автореферат разослан «06» марта 2015 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Полякова Марина Андреевна

Актуальность

Актуальной задачей современного материаловедения является разработка способов получения объемных ультрамелкозернистых (УМЗ) металлических материалов с уникальными физическими, механическими и другими эксплуатационными свойствами. Измельчение характерного элемента структуры – наиболее перспективный из всех механизмов упрочнения, так как не сопровождается охрупчиванием. В конце XX века российских и зарубежных исследователей заинтересовал перспективный подход к получению материалов с УМЗ-структурой, который основан на использовании интенсивной пластической деформации (ИПД). Фундаментальные основы структурообразования и формирования уникальных свойств материалов при сверхбольших, интенсивных и мегапластических деформациях изложены в работах П.У. Бриджмена, В.М. Сегала, Р.З. Валиева, Г.И. Рааба, А.М. Глезера, С.В. Добаткина, Ф.З. Утяшева, Г.А. Салищева, А.П. Ништы и многих других авторов. Несмотря на большое количество публикаций по данной тематике, разработка промышленных технологий, реализованных в заводских условиях, позволяющих получать объемные заготовки с УМЗ-структурой, является важной и актуальной задачей. Одной из таких технологий является радиальная ковка (РК), в процессе которой происходит многократное перекрытие очагов деформации, и действительная степень деформации существенно превышает расчетную. В процессах холодной обработки металлов давлением особое внимание уделяется подготовке исходной структуры сталей. Проведенный анализ состояния проблемы показал, что стали в термоулучшенном состоянии при холодной пластической деформации сохраняют характеристики пластичности и вязкости на более высоком уровне по сравнению со сталями в горячекатаном и нормализованном состояниях.

Работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» ПНИПУ в рамках госбюджетной научно-исследовательской работы: государственное задание по теме «Исследование процессов формирования ультрамелкозернистого и нанозернистого состояния в сплавах на основе железа различных систем легирования в условиях термического и механо-термического воздействия» (номер гос. регистрации 01201164046).

Цель и задачи исследования

Основная цель работы заключается в установлении закономерностей формирования ультрамелкозернистой структуры для улучшения механических свойств трубных заготовок из конструкционных сталей в результате холодной радиальнойковки и термического воздействия.

Для достижения цели были поставлены и решены следующие основные задачи:

1. Установить закономерности формирования ультрамелкозернистой структуры и комплекса свойств трубных заготовок из термоулучшенных конструкционных сталей при холодной радиальнойковке.

2. Исследовать влияние последеформационного термического воздействия в интервале температур 200–650 °С на структуру и свойства холоднокованных трубных заготовок.

3. На базе построения диаграмм конструкционной вязкости сформулировать принципиальные подходы к разработке технологических процессов

получения высоконадежных трубных заготовок с повышенным уровнем прочности и хладостойкости (сопротивления хрупкому разрушению).

Научная новизна

1. Методом просвечивающей электронной микроскопии установлены параметры (степень деформации) холодной радиальнойковки (ХРК) трубных заготовок, обеспечивающие протекание процессов низкотемпературной динамической рекристаллизации, которая приводит к получению субмикроструктурной структуры конструкционных сталей с высокой прочностью и достаточно высокой пластичностью и вязкостью.

2. Установлено, что последеформационный отжиг в интервале температур 300–650 °С, при сохранении всех параметров ультрамелкозернистости, способствует получению по сечению трубной заготовки однородной структуры с высоким комплексом свойств: нагрев на 600 °С формирует характеристики σ_B , δ , ψ , КСЧ и КСТ на уровне исходно термоулучшенного состояния, при этом предел текучести повышается практически в два раза за счет закрепления дислокаций мелкодисперсными цементитными выделениями.

3. Разработанная в данной работе технология механо-термического воздействия значительно увеличивает удельную работу распространения трещины при отрицательных температурах за счет общего диспергирования структуры сталей. Показано на примере исходно термоулучшенной стали 35, что холодная радиальнаяковка со степенью деформации 55 % так же, как последеформационный отжиг при температуре 300 и 600 °С, увеличивает ударную вязкость при отрицательных температурах вплоть до –100 °С. Наличие зуба текучести не ухудшает хладостойкость трубных заготовок из стали 35 вплоть до температуры –60 °С.

Практическая значимость

1. Сформулированы, на основании проведенных в заводских условиях экспериментов, принципиальные подходы к разработке технологических процессов получения высоконадежных трубных заготовок с повышенным уровнем прочности и хладостойкости при помощи холодной радиальнойковки и термического воздействия:

- перед холодной радиальнойковкой необходимо подвергать конструкционные стали термическому улучшению для получения структуры дисперсного сорбита отпуска, которая позволяет при последующей деформации сохранять пластичность и ударную вязкость на более высоком уровне по сравнению с феррито-перлитной структурой пластинчатого типа;

- проводить ХРК конструкционных сталей с оптимальной степенью деформации для сохранения пластичности (участка равномерной пластической деформации при растяжении) на требуемом уровне;

- при необходимости проводить последеформационный отжиг при температуре выше 300 °С, который повышает однородность структуры сталей по сечению трубной заготовки и позволяет регулировать окончательный уровень механических свойств.

2. Прошла промышленную апробацию технология окончательной механо-термической обработки:

- насосно-компрессорных труб с помощью холодной радиальнойковки исходно термоулучшенной стали 35Х, позволяющая за счет диспергирования структуры увеличить категорию прочности. После термического улучшения трубная заготовка из стали 35Х удовлетворяет требованиям категории прочности «Е» по ГОСТ 633-80, после проведения одного прохода холодной радиальнойковки – категории прочности «Л», а после двух проходов – более высокой категории прочности «М»;

- сосудов высокого давления из стали 35Х, которые удовлетворяют требованиям максимальной категории прочности по ОСТ 3-1686-80 для изделий типа труба. При этом относительное удлинение и ударная вязкость КСУ при комнатной температуре удовлетворяют требованиям всех категорий прочности.

3. Показано, что упрочняющая обработка, включающая холодную радиальнуюковку предварительно термоулучшенных трубных заготовок, позволяет нивелировать отрицательное влияние избыточного феррита в структуре, полученного в результате низкой устойчивости переохлажденного аустенита исследуемых углеродистых и низколегированных сталей за счет образования в нем большого количества границ зерен/субзерен.

4. Определены режимы последеформационного термического воздействия в интервале температур 300–650 °С, формирующие УМЗ-структуру и сохраняющие высокий уровень прочностных характеристик. Последеформационный нагрев на температуру 600 °С повышает предел текучести стали 35Х до уровня не менее 800 МПа при сохранении пластичности и вязкости на уровне исходно термоулучшенного состояния, что дает возможность практического применения данной стали в качестве материала деталей нефтедобывающей промышленности, работающих при температурах от –60 до +550 °С. Вместе с тем это дает возможность совмещать окончательные операции термической обработки (например, ионное азотирование) с последеформационным нагревом.

Основные положения и результаты работы, выносимые на защиту

1. Закономерности формирования субмикроструктурной структуры термоулучшенных низколегированных и углеродистых конструкционных сталей в процессе холодной радиальнойковки трубных заготовок, позволяющие значительно повысить прочностные характеристики механических свойств при сохранении пластичности и вязкости на уровне, удовлетворяющем требованиям стандартов.

2. Влияние последеформационного нагрева в широком интервале температур 200–650 °С на формирование однородной УМЗ-структуры во всем сечении трубных заготовок из конструкционных сталей с повышенной прочностью и хладостойкостью при сохранении пластичности и вязкости на уровне исходно термоулучшенного состояния.

3. Результаты проведения анализа по уровню конструкционной прочности сталей с УМЗ-структурой, полученных методом холодной радиальнойковки, которые показывают перспективность ее использования для получения высокого комплекса свойств по сравнению с другими способами механо-термической обработки.

Апробация работы

Материалы диссертации были доложены и обсуждены на XX Уральской школе металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», г. Пермь, 2010; на ежегодной научно-технической конференции молодых специалистов НПО «Искра», г. Пермь, 2011; на XXI Уральской школе металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», Магнитогорск, 2012; на международной научно-практической конференции «Инновационные технологии в машиностроении и материаловедении», г. Пермь, 2014.

Публикации

По материалам диссертации опубликовано 9 печатных работ, 5 из них в изданиях, рекомендованных ВАК РФ.

Личный вклад

Все экспериментальные исследования выполнены либо самим автором, либо при его непосредственном участии. Личный вклад автора заключается в обработке полученных экспериментальных данных, в частности, большого количества электронно-микроскопических изображений тонкой структуры исследуемых сталей с построением распределений зерен/субзерен по размерам для каждого представленного режима механо-термической обработки. Автору принадлежат идеи в постановке цели и задач исследования, формулировке выводов и основных положений, написании статей по теме диссертации. Автор выражает благодарность старшему преподавателю Д.О. Панову, доценту А.И. Смирнову, сотрудникам кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка» ПНИПУ за помощь и поддержку, оказанные при выполнении работы.

Структура и объем работы

Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения и списка литературы из 125 наименований. Общий объем работы составляет 138 страниц, содержит 52 рисунка и 8 таблиц.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность работы, дана краткая характеристика состояния проблемы, определены цели и задачи диссертационного исследования, научная новизна и практическая значимость полученных результатов.

В первой главе приведен аналитический обзор литературных источников о методах получения объемных ультрамелкозернистых металлических материалов, о влиянии пластической деформации различными методами на структуру и свойства сталей и сплавов, в том числе методами интенсивной пластической деформации. Рассмотрены возможные варианты механо-термического воздействия, позволяющие получить промышленные трубные заготовки с УМЗ-структурой и повышенным комплексом механических свойств.

Во второй главе приведено описание материалов и методик исследования. В качестве материалов исследования выбраны широко распространённые, недорогостоящие, с различным содержанием углерода конструкционные углеродистые и низколегированные стали: 09Г2С, 20, 35 и 35Х, подходящие для изготовления широкого спектра деталей общего назначения, трубных заготовок, деталей нефтедобывающей промышленности и других отраслей. Для получения

структуры дисперсного сорбита отпуска трубные заготовки из данных сталей подвергали термическому улучшению в заводских условиях по следующим режимам: нагрев под закалку проводили в шахтной печи СШЦМ 6.12/9 с последующим охлаждением в воде от температуры 920 °С – для стали 09Г2С, 885 °С – для стали 20, 860 °С – для сталей 35 и 35Х. Время выдержки во всех случаях составляло 40 минут. Отклонение температуры в рабочем пространстве печи от заданной не превышало ± 10 °С. Охлаждение трубных заготовок производили поштучно в холодной воде, заготовку погружали в бак вертикально. Последующий отпуск проводили в шахтной печи СШО 6.6/700 при 570 °С в течение 1 часа с ускоренным охлаждением в воде для всех сталей. Холоднодеформированные заготовки подвергали отжигу в лабораторной камерной печи СНОЛ-1,6.2,5.1/11-И2 на температуру 200, 300, 400, 500, 600 и 650 °С с выдержкой в течение 1 часа и последующим охлаждением в воде.

Холодное деформирование исследуемых трубных заготовок проводили за три последовательных прохода на радиально-ковочной машине (РКМ) SXP-16 (GFM, Австрия) с расчетной степенью деформации на первом проходе $\varepsilon_1 \approx 20$ %, суммарной степенью деформации за два прохода $\varepsilon_{1+2} \approx 40$ % и за три прохода $\varepsilon_{1+2+3} \approx 55$ %. При холодной радиальной ковке заготовки охлаждали водой.

Металлографические исследования проводили на травленых микрошлифах с использованием оптического микроскопа Olympus GX51 с программно-аппаратным комплексом SIAMS700. Исследование микромеханизмов разрушения и микроструктуры проводили на сканирующих электронных микроскопах HITACHI S-3400N и PHENOM Pro-X при увеличениях от 40 до 7500 и ускоряющем напряжении 15 и 20 кВ. Тонкую структуру сталей изучали на трансмиссионном электронном микроскопе Technai G2 FEI при ускоряющем напряжении 160 кВ.

Измерение микротвердости проводили по ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 на микротвердомере DuraScan 70 по методу восстановленного отпечатка вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием при нагрузке 2 Н.

Испытания на растяжение проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84 на разрывной машине INSTRON-SATEC 300 LX на образцах типа III № 7. По результатам испытаний, полученных с помощью программного продукта «Bluehill», строили диаграммы растяжения. Испытания для оценки ударной вязкости проводили при пониженной и комнатной температуре на образцах типа 3 и 17 в соответствии с ГОСТ 9454-78 на копре КМ-30. В качестве охладителя применяли смесь жидкого азота (ГОСТ 9293-74) с этиловым спиртом. Образцы для испытаний на ударный изгиб и приспособление для их извлечения погружали в данную смесь и выдерживали не менее 15 минут. Смесь переохлаждали относительно требуемой температуры испытания на 3–4 °С для обеспечения требуемой температуры в момент испытания при условии, что образцы были испытаны не позднее, чем через 3–5 секунд после извлечения из термостата. Температуру смеси измеряли с помощью термоэлектрического преобразователя (термопары) типа L (хромель-копелевой) по ГОСТ Р 8.585-2001.

Исследование углов разориентировки в структуре стали после диспергирования проводили методом дифракции отраженных электронов на растровом ионно-электронном микроскопе Quanta 200 3D.

В третьей главе представлены результаты исследования влияния ХРК на структуру и свойства конструкционных сталей 09Г2С, 20 и 35Х в термоулучшенном состоянии.

Результаты металлографического анализа показали, что исходная структура, полученная в трубных заготовках после термического улучшения, представляет собой дисперсный сорбит отпуска и структурно свободный феррит, выделившийся из-за низкой устойчивости переохлажденного аустенита исследуемых сталей.

В исходном термоулучшенном состоянии в стали 35Х основными элементами тонкой структуры являются дисперсный сорбит отпуска (средний размер субзерен α -фазы $\approx 1,5$ мкм) с равномерно распределенными в этих фрагментах частицами карбидной фазы (рис. 1 а), участки структурно свободного феррита и некоторое небольшое количество квазиэвтектоида с цементитными выделениями стержневой формы (рис. 1 б). Судя по размерным параметрам (толщина ферритных и цементитных прослоек в квазиэвтектоиде – 115 и 30 нм соответственно), этот квазиэвтектоид – троостит. Методом световой микроскопии данный квазиэвтектоид не выявляется.

Микроструктура дисперсного сорбита отпуска в исследуемых сталях после проведения холодной радиальной ковки за три прохода в целом сохраняется, однако она становится более однородной по сечению трубной заготовки. Следует отметить, что участки структурно свободной ферритной фазы сохраняются, однако после деформации они менее явно выражены за счет образования в них большого количества границ и субграниц зерен.

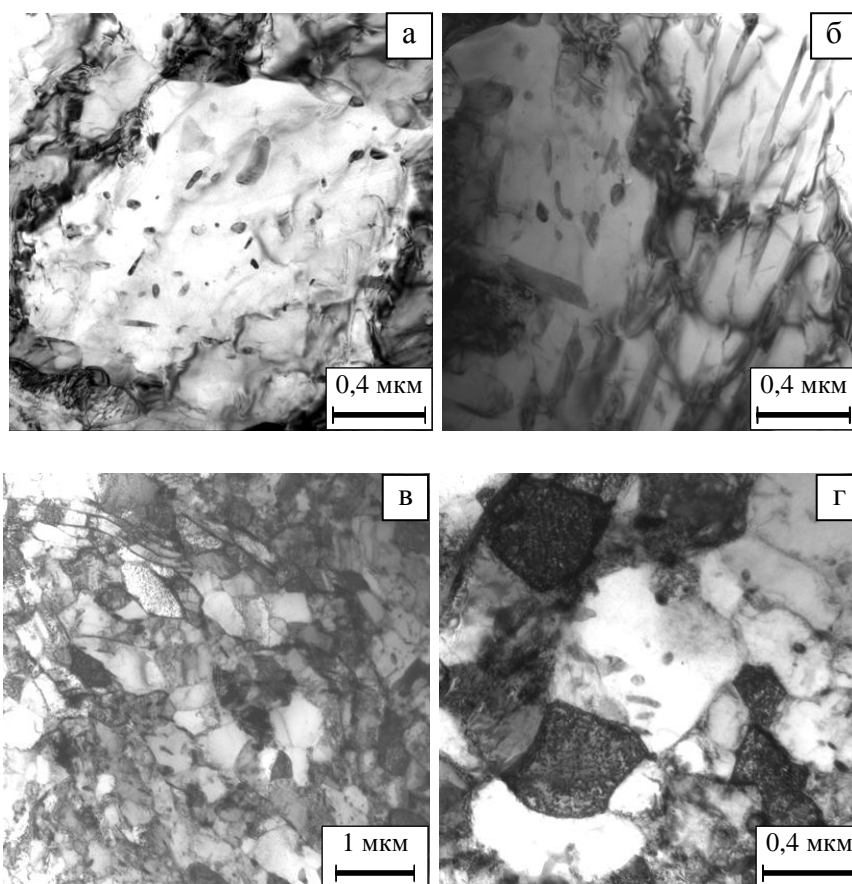


Рисунок 1. Тонкая структура стали 35Х после термического улучшения (а, б) и трех проходов ХРК со степенью деформации $\varepsilon \approx 55\%$ (в, г).

Анализ тонкой структуры стали 35Х после проведения трех проходов ХРК с суммарной степенью деформации $\sim 55\%$ показал, что при деформации происходит частичное растворение карбидной фазы, выделившейся при отпуске после закалки, и параллельно идет процесс фрагментации как матрицы, так и структурно свободного феррита. Границы ячеек (субзерен) становятся в основном тонкими, четкими, плотность дислокаций внутри ячеек не высокая (рис. 1 в, г). В тонкой структуре стали 35Х после данной обработки не наблюдается областей матрицы без признаков фрагментации, которые наблюдались после одного прохода ХРК.

После трех проходов ХРК в тонкой структуре стали 35Х присутствует большое количество областей с резким изменением контраста соседних субзерен, а также границы с характерными толщинными экстинкционными контурами. Таким образом, судя по отдельным признакам, можно говорить об активном протекании низкотемпературной динамической рекристаллизации в процессе ХРК.

Был проведен статистический анализ тонкой структуры стали 35Х и построены распределения зерен/субзерен по размерам для режимов, включающих один, два и три прохода ХРК. Средний размер субзерен α -фазы составил 730, 640 и 525 нм после одного, двух и трех проходов соответственно. Гистограмма субзерен α -фазы после трех проходов ХРК ($\epsilon \approx 55\%$) представлена на рисунке 2 а.

На диаграммах растяжения всех исследуемых сталей после проведения РК с различными степенями деформации отсутствует площадка текучести, вследствие этого в деформированном состоянии реализуется только условный предел текучести, за которым следует участок деформационного упрочнения (рис. 2 б).

Длина участка равномерной пластической деформации при растяжении всех исследуемых сталей с увеличением степени деформации при РК уменьшается. После одного и двух проходов ХРК на диаграммах растяжения всех исследуемых сталей присутствует продолжительный, практически горизонтальный ее участок. На диаграммах сталей 09Г2С и 20 после проведения трех проходов ХРК ($\epsilon \approx 55\%$) участок равномерной пластической деформации практически отсутствует (длина горизонтального участка после достижения максимального напряжения по оси удлинения составляет не более 1 %), и дальнейшее удлинение образца идет с уменьшением напряжения.

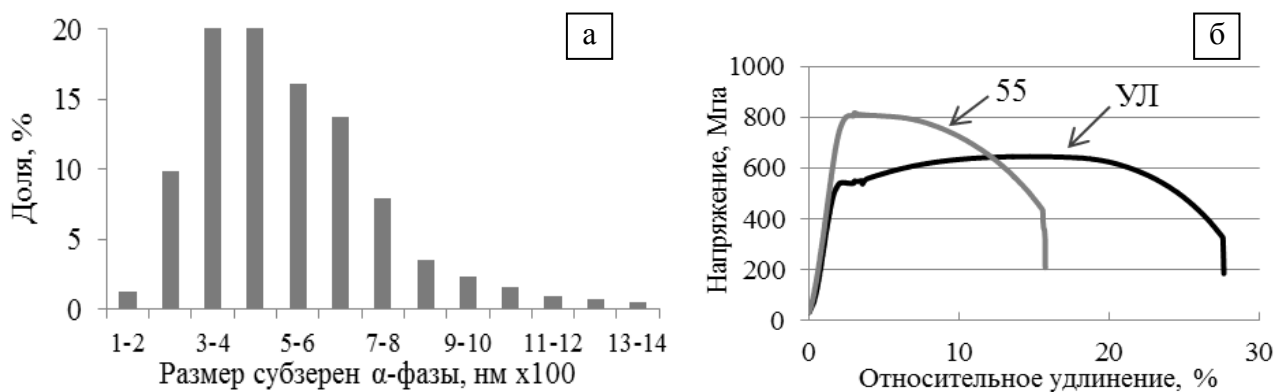


Рисунок 2. (а) – распределение субзерен α -фазы по размерам термоулучшенной стали 35Х после трех проходов ХРК ($\epsilon \approx 55\%$); (б) – диаграммы растяжения стали 35Х после термоулучшения (УЛ) и ХРК со степенью деформации 55 % (подписи у кривых).

Более резкое снижение напряжения после достижения максимума наблюдается на диаграмме растяжения холоднодеформированной стали 20 ($\varepsilon \approx 55\%$). Связано это с тем, что в стали 20 содержится максимальное количество избыточного феррита, который наиболее сильно упрочняется при холодной деформации.

Механические свойства трубных заготовок из сталей 35Х, 20 и 09Г2С после проведения холодной радиальной ковки с различными степенями деформации представлены на рисунке 3. Максимальный прирост предела текучести проявляется после трех проходов ХРК стали 20, он составляет 90 % по сравнению с термоулучшенным состоянием, а предел прочности в этом случае вырос на 45 %. Связано это с тем, что в стали 20 содержится максимальное количество избыточного феррита, который наиболее сильно упрочняется при холодной деформации. Для сталей 09Г2С и 35Х после трех проходов предел текучести увеличился на 50 %, а предел прочности на 25 % (рис. 3 а). Относительное удлинение стали 20 после проведения ХРК за три прохода снижается на 55% ($\delta=13\%$) по сравнению с улучшенным состоянием, что является минимальным значением среди всех исследуемых сталей. После аналогичной обработки δ стали 35Х снижается на 12 %, а стали 09Г2С – на 33 % (рис. 3 б). Относительное сужение при ХРК исследуемых сталей снижается на 7–15 % (рис. 3 б).

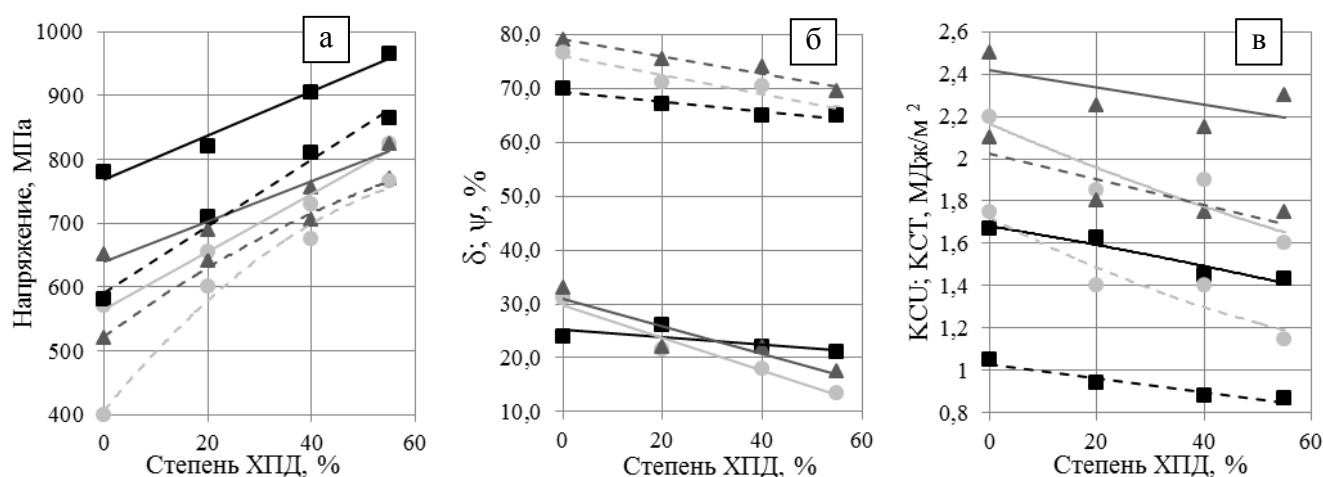


Рисунок 3. Зависимость характеристик механических свойств: (а) – предела текучести $\sigma_{0,2}$ (пунктирные линии), временного сопротивления σ_B (сплошные линии); (б) – относительного удлинения δ (сплошные линии), относительного сужения ψ (пунктирные линии); (в) – ударной вязкости ККУ (сплошные линии), ударной вязкости КСТ (штриховые линии) сталей 35Х (■), 20 (●) и 09Г2С (▲) от степени холодной пластической деформации методом радиальной ковки.

Характеристики ударной вязкости сильнее всего снижаются после ХРК стали 20 (рис. 3 в). ККУ и КСТ после трех проходов РК снижаются на 27 и 34 % соответственно, однако их значения остаются на достаточно высоком уровне и составляют 1,6 и 1,15 МДж/м² соответственно. Характеристики ККУ и КСТ сталей 35Х и 09Г2С после трех проходов РК снижаются в среднем на 15 %.

В четвертой главе приведены результаты исследования влияния последеформационного нагрева на структуру и свойства сталей 09Г2С, 20 и 35Х.

После отжига в интервале температур 200–400 °С видимые изменения микроструктуры холоднодеформированных сталей 09Г2С, 20 и 35Х методом световой микроскопии не обнаружены. При нагреве исследуемых сталей до температуры 500–600 °С микроструктура становится дисперсной и однородной, а

структурно свободный феррит становится менее выраженным за счет образования в нем большого количества субграниц и границ зерен.

Было проведено исследование тонкой структуры сталей 09Г2С, 20 и 35Х, подвергнутых ХРК и последеформационному отжигу. Отжиг стали 35Х в интервале температур 300–400 °С не приводит к существенному изменению субзеренной структуры (рис. 4 а, б). Однако такой отжиг вызывает появление большого количества чрезвычайно дисперсных и равномерно распределенных в теле субзерен α -фазы цементитных выделений. После нагрева на 400 °С карбидная фаза становится крупнее по сравнению с отжигом при 300 °С.

При нагреве на 500 °С исходно холоднодеформированной стали 35Х получают развитие процессы первичной рекристаллизации, параллельно происходит коагуляция карбидной фазы, которая после такого режима отжига располагается преимущественно по границам рекристаллизованных зерен. Следует отметить, что даже при нагреве на такую температуру в структуре сохраняются нерекристаллизованные высокодефектные микрообъемы, в которых процессы формирования зеренно-субзеренной структуры не происходят (рис. 4 в). Дальнейшее повышение температуры последеформационного отжига до 600–650 °С приводит к более активному протеканию процессов первичной рекристаллизации и коагуляции карбидных частиц (рис. 4 г). Уменьшается количество областей, процессы рекристаллизации в которых сдержаны. Формируется однородная в поперечном сечении трубной заготовки зеренно-субзеренная структура с преимущественно высокоугловой разориентировкой границ/субграниц.

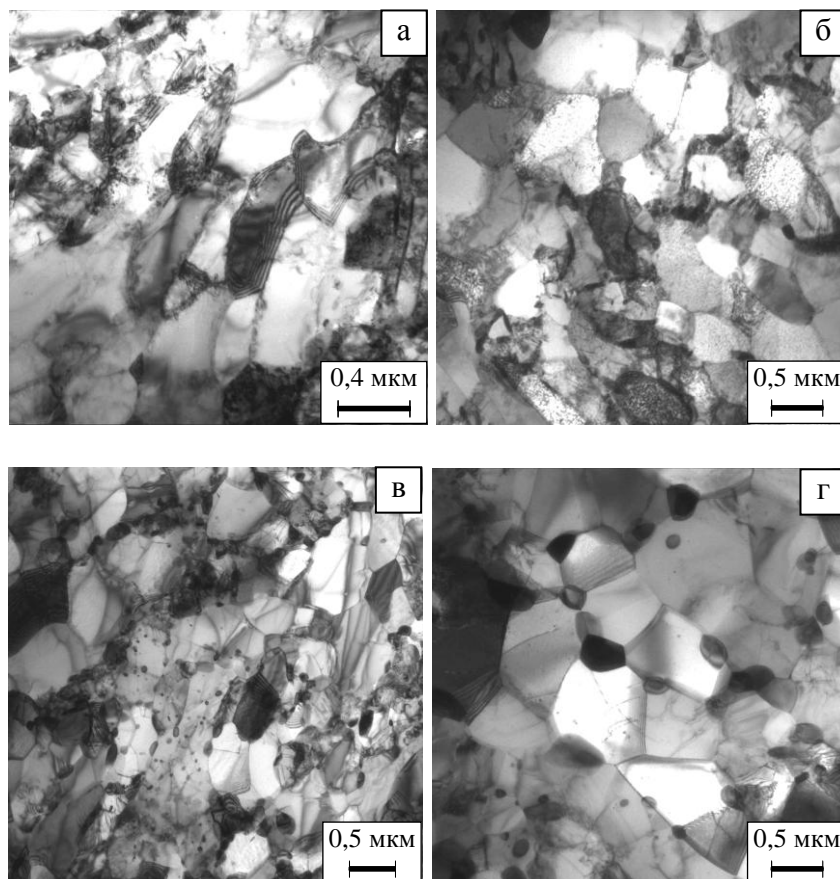


Рисунок 4. Тонкая структура стали 35Х после ХРК со степенью деформации 55 % и последеформационного отжига в течение 1 ч при температуре 300 (а), 400 (б), 500 (в) и 650 (г) °С.

По результатам статистического анализа тонкой структуры сталей 09Г2С, 20 и 35Х были построены гистограммы зерен/субзерен α -фазы по размерам и рассчитан их средний размер. Средний размер субзерен α -фазы стали 35Х после предварительного термического улучшения, трех проходов ХРК и отжига при температуре 400, 500, 600 и 650 °С составил 490, 670, 650 и 845 нм соответственно. Средний размер субзерен α -фазы стали 20 после аналогичного режима, включающего последеформационный нагрев на 500 °С, составляет 555 нм, стали 09Г2С – 655 нм. Распределение зерен/субзерен по размерам для всех представленных режимов имеют левую асимметрию. Показано, что более 70 % зерен/субзерен стали 35Х после отжига при 400 °С имеют размер менее 0,5 мкм, при этом в структуре присутствуют области, в которых рекристаллизационные процессы не прошли. Из результатов EBSD-анализа следует, что после данного режима обработки ~70 % границ имеют высокоугловые разориентировки. Последеформационный нагрев на 600 °С сталей 35Х, 20 и 09Г2С приводит к получению однородной ультрамелкозернистой структуры, практически отсутствуют зерна и субзерна размером более 1 мкм.

Анализ диаграмм растяжения исследуемых сталей показал, что после отжига при 300 °С на диаграмме стали 35Х наблюдается ярко выраженный зуб на площадке текучести, напряжение в котором соответствует максимальному на диаграмме (рис. 5 а). После данного зуба на диаграмме наблюдается весьма протяженный, почти горизонтальный участок равномерного удлинения (для отжига при 300 °С его протяженность по оси абсцисс составляет более 12 %). Такой специфический вид диаграмм растяжения позволяет говорить о том, что в данном случае верхний предел текучести и временное сопротивление равны. При повышении температуры отжига до 650 °С зуб на диаграмме растяжения стали 35Х сохраняется (рис. 5 а).

Последеформационный нагрев на 300 °С стали 20 приводит к менее явному проявлению зуба на площадке текучести (рис. 5 б), повышение температуры отжига до 500–600 °С увеличивает величину зуба по оси ординат, а напряжение в этом зубе становится максимальным на диаграмме. Следует отметить, что после отжига при 300–600 °С величина зуба на площадке текучести стали 09Г2С минимальная из всех исследуемых сталей.

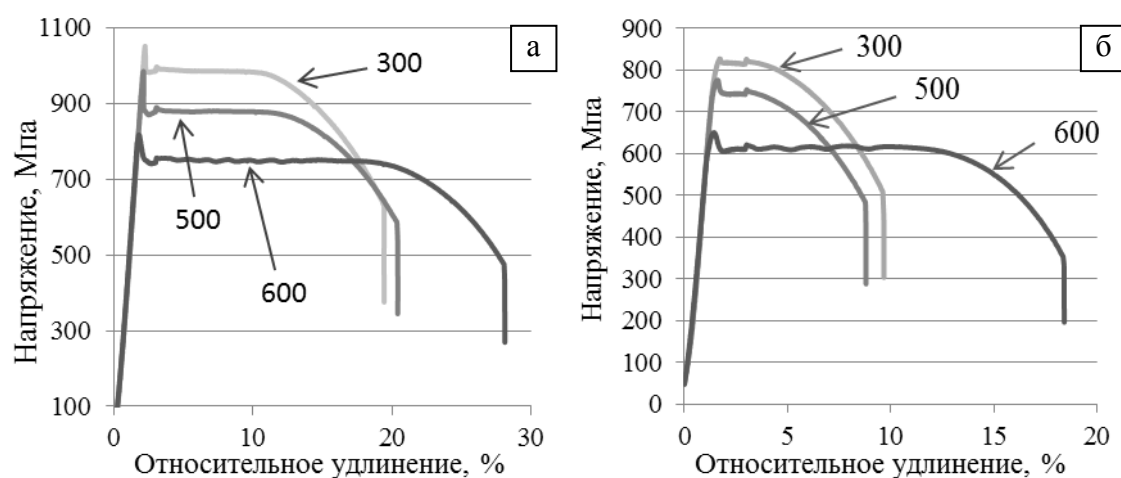


Рисунок 5. Диаграммы растяжения сталей 35Х (а) и 20 (б) после ХРК со степенью деформации 55 % и последующего нагрева на температуру 300, 500 и 600 °С (цифры у кривых).

Механические свойства холоднодеформированных заготовок из сталей 35Х, 20 и 09Г2С, подвергнутых отжигу в течение 1 часа в интервале температур 300–600 °С, представлены в таблице 1. Анализ характеристик механических свойств показал, что максимальное упрочнение исследуемых сталей происходит после отжига при температуре 300 °С, предел текучести стали 35Х увеличивается на 20 %, сталей 09Г2С и 20 на 7 % по сравнению с холоднодеформированным состоянием (табл. 1). При такой обработке снижаются характеристики пластичности, однако их значения по-прежнему остаются на достаточно высоком уровне: для стали 35Х δ составляет 17 %, ψ – 60 %. Отжиг при 300 °С сталей 09Г2С и 20 снижает δ на 25 %; ψ , КСЧ и КСТ практически не изменяются – изменение не превышает 10 % (табл. 1).

Повышение температуры последеформационного нагрева до 500 °С приводит к снижению характеристик прочности и формированию на диаграмме растяжения стали 35Х зуба с наибольшей величиной по оси ординат из всех исследованных режимов обработки (рис. 5 а). Относительное удлинение изменяется незначительно и находится после такого вида обработки на уровне холоднодеформированного состояния (для стали 35Х составляет 21,5 %).

Таблица 1. Средние значения механических свойств сталей 35Х, 20 и 09Г2С в зависимости от температуры последеформационного нагрева.

Температура нагрева, °С	$\sigma_{0,2} (\sigma_{TB}/\sigma_T)$	σ_B	δ	ψ	КСЧ	КСТ
	МПа		%		МДж/м ²	
Сталь 35Х						
300	1035/965	1035	17	60	1,40	0,86
500	980/870	980	21,5	64	1,39	1,04
600	830/740	830	27	67	1,55	1,16
Сталь 20						
300	815	820	9,8	66	1,60	1,55
500	770/740	770	8,8	66,5	1,70	1,55
600	645/600	645	21	73,5	2,15	1,70
Сталь 09Г2С						
300	815/810	815	13	70,5	2,0	1,65
500	665/660	675	19	71	2,1	1,60
600	565/560	595	23	74	2,5	2,2

Примечание: в столбце предела текучести через дробь приведены верхний (числитель) и нижний (знаменатель) пределы текучести.

Нагрев на 500 °С оказывает аналогичное влияние на характеристики механических свойств стали 20, как и на характеристики стали 35Х. Однако относительное удлинение стали 20 после отжига при 500 °С имеет минимальное значение из всех исследованных режимов обработки и составляет 9 %, а ударная вязкость изменяется незначительно по сравнению с отжигом при 300 °С (табл. 1). Нагрев на 500 °С приводит к большему разупрочнению стали 09Г2С по сравнению со сталью 20. Связано это с тем, что на диаграммах растяжения стали 09Г2С практически не проявляется зуб на площадке текучести.

Снижение относительного удлинения стали 20 после отжига при 500 °С по сравнению с относительным удлинением сталей 35Х и 09Г2С, которое после такого отжига не уменьшается, объясняется большим деформационным упрочнением стали

20 при ХРК (прирост $\sigma_{0,2}$ стали 20 после 3 проходов ХРК максимальный – 90 %), что приводит к более значительному снижению пластичности во втором температурном интервале деформационного старения вплоть до температур процессов рекристаллизации.

Нагрев после деформации на 600 °С формирует характеристики σ_B , δ , ψ , КСУ и КСТ стали 35Х на уровне исходно термоулучшенного состояния, при этом предел текучести повышается практически в два раза за счет формирования зуба на диаграмме растяжения.

Основными рельефными составляющими поверхности разрушения стали 35Х после термического улучшения, трех проходов ХРК и последеформационного нагрева на температуру 500 °С являются уплощенные ямки, отдельные достаточно крупные ямки-конусы и ямки-колодцы, глубина которых значительно превышает их поперечный размер. Какие-либо признаки хрупкого разрушения отсутствуют. Повышение температуры отжига до 600 и 650 °С не приводит к существенному изменению микростроения поверхности разрушения стали 35Х.

Пятая глава посвящена сравнительному анализу уровня конструкционной прочности сталей после различных видов обработки. Также в данной главе проведено исследование влияния температуры испытаний на ударную вязкость КСТ трубной заготовки из стали 35.

Был проведен сравнительный анализ полученного в данной работе комплекса механических свойств конструкционных сталей с помощью механо-термической обработки, включающей ХРК. Для сравнения использованы данные, полученные сотрудниками «Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова» при теплом равноканальном угловом прессовании (РКУП) стали 45 в феррито-перлитном состоянии, и данные, полученные при штамповке обкатыванием и прокатке стали 35Х в термоулучшенном состоянии.

Для более наглядного представления результатов построили диаграмму конструкционной прочности (вязкости) в координатах: предел текучести – ударная вязкость КСУ (рис. 6). Подписи в областях – номер режима, указанный в таблице 2. В качестве предела текучести материалов, у которых на диаграммах растяжения проявляется специфический зуб на площадке текучести, напряжение в котором максимальное, принимали величину верхнего предела текучести.

Сравнительный анализ показал, что холодная радиальная ковка и штамповка обкатыванием исходно термоулучшенных трубных заготовок из стали 35Х формируют прочностные характеристики на уровне, получаемом после ИПД методом РКУП при 400 °С углеродистой стали 45, при этом уровень ударной вязкости и относительного удлинения выше.

Результаты проведения испытаний при температуре +20; –20; –60 и –100 °С на ударный изгиб образцов из трубной заготовки из стали 35, подвергнутой исходному термическому улучшению, ХРК степенью деформации $\varepsilon \approx 55$ % и нагреву на температуру 300 и 600 °С, представлены на рисунке 7 а.

При понижении температуры испытаний от +20 до –60 °С ударная вязкость КСТ термоулучшенной стали 35 снижается от 1,35 до 0,1 МДж/м² (рис. 7 а). Основной рельефной составляющей поверхности разрушения стали 35 после термического улучшения, испытанной при –60 °С, являются фасетки квазискола.

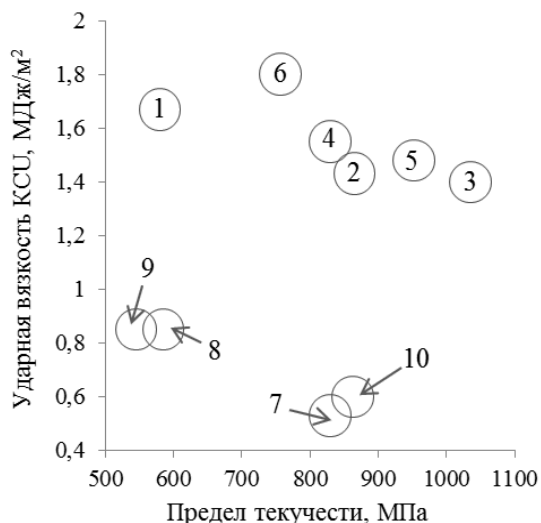


Рисунок 6. Диаграмма конструкционной прочности сталей после различных видов механо-термического воздействия (подписи в областях – номер режима, указанный в таблице 2), построенная в координатах: предел текучести (условный или верхний) – ударная вязкость КСУ.

Таблица 2. Режимы механо-термического воздействия.

№ п/п	Сталь	Режим обработки
1	35X	Термическое улучшение
2		(1) + 3 прохода ХРК ($\epsilon \approx 55\%$)
3		(2) + нагрев на 300 °С, 1 час
4		(2) + нагрев на 600 °С, 1 час
5		(1) + штамповка обкатыванием ($\epsilon \approx 63\%$)
6		(5) + нагрев на 570 °С, 1 час
7		(1) + прокатка ($\epsilon \approx 60\%$)
8		(7) + нагрев на 570 °С, 1 час
9	45	Отжиг (исходная феррито-перлитная структура)
10		(9) + 4 прохода РКУП при 400 °С ($\epsilon \approx 5,34$)

При понижении температуры испытаний за счет общего диспергирования структуры КСТ холоднокованой стали 35 снижается значительно слабее, чем после термического улучшения, и составляет 0,55 и 0,35 МДж/м² при температурах –60 и –100 °С соответственно. Последеформационный нагрев холоднокованой стали 35 на температуру 300 °С не приводит к изменению в поведении ударной вязкости КСТ при понижении температуры (рис. 7 а). На поверхности разрушения стали 35 после данных режимов обработки присутствуют боковые утяжки и макроразрывы (рис. 7 б). Основными рельефными составляющими являются мелкие ямки, отдельные достаточно крупные ямки-конусы и ямки-колодцы (рис. 7 в).

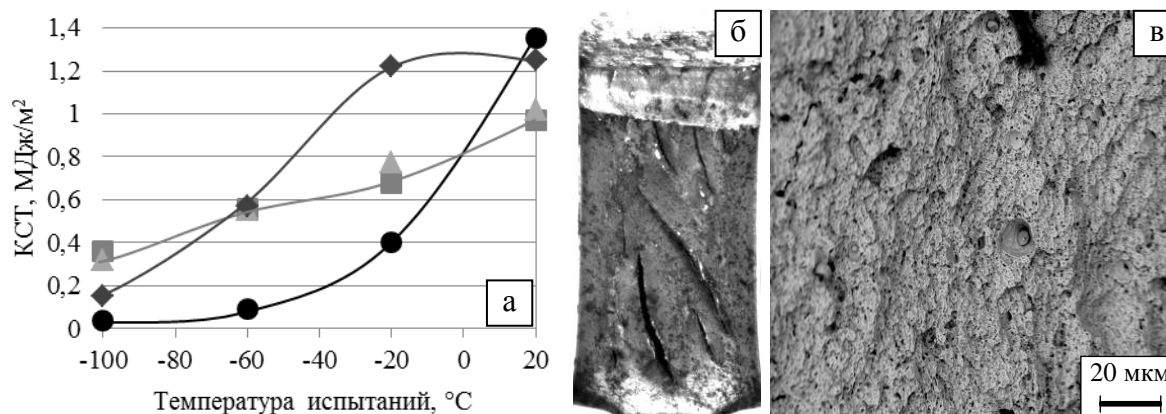


Рисунок 7. (а) – зависимость ударной вязкости КСТ от температуры испытаний стали 35 после термического улучшения (●), трех проходов холодной радиальной (■), последеформационного нагрева на температуру 300 (▲) и 600 (◆) °С; макро- (б) и микро- (в) строение поверхности разрушения стали 35, испытанной при –60 °С, после исходного термического улучшения и последующей ХРК со степенью деформации 55 %.

Последеформационный нагрев стали 35 на температуру 600 °С вызывает повышение уровня ударной вязкости КСТ при температуре +20 и –20 °С (рис. 7 а). При дальнейшем снижении температуры испытаний до –60 °С ударная вязкость КСТ снижается до уровня значений, полученных в деформированном состоянии и после нагрева на температуру 300 °С. При еще более низкой температуре испытаний (–100 °С) ударная вязкость КСТ стали 35 составляет 0,15 МДж/м². Проведение нагрева на 600 °С вызывает появление хрупкого участка в центре излома стали 35, при этом присутствуют значительные боковые утяжки. Рельефными составляющими хрупкого участка являются мелкие ямки, ямки-колодцы и фасетки квазискола.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Установлено, что при ХРК существенно измельчается структура конструкционных сталей 09Г2С, 20 и 35Х, в тонкой структуре стали 35Х наблюдаются характерные признаки низкотемпературной динамической рекристаллизации как матрицы, так и структурно свободного феррита, т.е. образование высокоугловых границ зерен/субзерен, при этом нивелируется отрицательное влияние избыточного феррита (после трех проходов РК средний размер субзерен α -фазы уменьшается до 525 нм по сравнению с 1500 нм после термического улучшения).

2. Показано, что в процессе холодной радиальнойковки за счет образования УМЗ-структуры в термоулучшенных трубных заготовках из исследуемых сталей формируется повышенный комплекс механических свойств. После трех проходов ХРК трубная заготовка из стали 35Х отвечает требованиям максимальной категории прочности по ОСТ 3-1686-80 для изделий типа труба, при этом относительное удлинение и ударная вязкость КСУ при комнатной температуре отвечают требованиям всех категорий прочности.

3. Нагрев на температуру 300 °С трубных заготовок после ХРК из конструкционных сталей 09Г2С, 20 и 35Х вызывает появление дисперсных и равномерно распределенных в теле субзерен цементитных выделений. Повышение температуры нагрева вызывает протекание процессов первичной рекристаллизации, структура становится более однородная, карбидная фаза коагулирует. При последеформационном нагреве сталей 09Г2С, 20 и 35Х вплоть до температур 600–650 °С сохраняется УМЗ-структура.

4. Выявлено, что нагрев холоднодеформированных сталей 09Г2С, 20 и 35Х на температуру 300 °С приводит к получению максимальных значений характеристик прочности из всех исследованных режимов отжига. Повышение температуры последеформационного нагрева приводит к снижению характеристик прочности и одновременному повышению пластичности и вязкости. Отжиг в интервале температур 300–600 °С исследуемых сталей приводит к образованию зуба на площадке текучести, напряжение в котором близко или соответствует максимальному на диаграмме.

5. Установлено, что ХРК термоулучшенной стали 35 и последеформационный нагрев на температуру 300 и 600 °С значительно увеличивают ударную вязкость КСТ при пониженных температурах по сравнению с исходным термоулучшенным состоянием. Основными рельефными составляющими

поверхности разрушения стали 35, испытанной при -60 °С, как после проведения ХРК, так и после отжига при температуре 300 °С являются мелкие ямки, отдельные достаточно крупные ямки-конусы и ямки-колодцы, которые объединяются и образуют макроразрывы в изломах образцов. Наличие зуба текучести не ухудшает хладостойкость трубных заготовок из стали 35 вплоть до температуры -60 °С.

6. Построение диаграмм конструкционной прочности показало, что разработанная в данной работе методика промышленной механо-термической обработки трубных заготовок, а именно: термическое улучшение, ХРК и последеформационный нагрев в интервале температур $200-650$ °С может конкурировать с одним из наиболее распространенных методов ИПД – РКУП (проводимое при 400 °С) по основным показателям структуры и механических свойств конструкционных сталей с аналогичным или близким химическим составом.

7. Результаты исследования использованы в условиях ОАО «Пермский научно-исследовательский технологический институт» при разработке и опробовании технологических процессов изготовления в заводских условиях трубных заготовок из конструкционных сталей в ультрамелкозернистом состоянии, а также внедрены в учебный процесс ФГБОУ ВПО «ПНИПУ», что подтверждено соответствующими актами.

Основное содержание диссертации изложено в следующих работах:

В рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК:

1. Симонов, Ю.Н. Диспергирование структуры стали 35Х вплоть до наноуровня с целью создания материала для сосудов высокого давления / Ю.Н. Симонов, А.П. Ништа, С.С. Югай, А.С. Перцев // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2010. – № 11. – С. 7–12.

2. Перцев, А.С. Формирование комплекса повышенных механических характеристик промышленных заготовок из стали 35Х методом механо-термического воздействия / А.С. Перцев, Ю.Н. Симонов, А.В. Касаткин, А.Д. Бухалов // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2012. – № 11. – С. 11–17.

3. Перцев, А.С. Формирование комплекса повышенных механических характеристик трубных заготовок из стали 20 методом механо-термического воздействия / А. С. Перцев, Д. О. Панов, А.П. Ништа, Ю.Н. Симонов, П.А. Попелюх, Н.В. Плотникова // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2013. – № 1. – С. 75–79.

4. Симонов, Ю.Н. Механо-термическая обработка конструкционной низкоуглеродистой стали 09Г2С / Ю.Н. Симонов, А.С. Перцев, Д.О. Панов, А.И. Смирнов // *Современные проблемы науки и образования.* – 2013. – № 6. – (<http://www.science-education.ru/113-10816>).

5. Перцев, А.С. Формирование структуры и механических свойств конструкционной стали при холодной пластической деформации методом радиальнойковки / А.С. Перцев, Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов, А.И. Смирнов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* – 2014. – № 1(62). – С. 32-38.

Другие публикации:

6. Симонов, Ю.Н. Диспергирование структуры низколегированной стали вплоть до наноуровня с целью создания материала для сосудов высокого давления /

Ю.Н. Симонов, А.П. Ништа, С.С. Югай, А.С. Перцев // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: XX Урал. шк. металловедов-термистов, посвящ. 100-летию со дня рождения Н.Н. Липчина, г. Пермь, 1–5 февр. 2010 г. : сб. материалов / ГОУ ВПО Перм. гос. техн. ун-т, ГОУ ВПО Урал. гос. техн. ун-т – УПИ им. Первого Президента РФ Б.Н. Ельцина, Ин-т физики металлов УРО РАН [и др.] – Пермь-Екатеринбург, 2010. – С. 67.

7. Симонов, Ю.Н. Влияние механо-термической обработки на механические свойства трубных заготовок из конструкционных марок сталей / Ю.Н. Симонов, А.С. Перцев, С.И. Павлов // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: XXI Урал. шк. металловедов-термистов: материалы междунар. конф., [г. Магнитогорск, 6–10 февр. 2012 г.] / М-во образования и науки РФ, Магнитогорск. гос. техн. ун-т им. Г.И. Носова, УрФУ им. Первого Президента России Б.Н. Ельцина [и др.]. – Магнитогорск: [ИЦ МГТУ], 2012. – С. 139.

8. Симонов, М.Ю. Динамическая трещиностойкость, структура, свойства и фраттографические особенности конструкционной стали 35Х после холодной пластической деформации методом радиальнойковки / М.Ю. Симонов, А.С. Перцев, Г.С. Шайманов, А.Н. Юрченко, А.А. Князева // Инновационные технологии в машиностроении и материаловедении: сборник тезисов 2-ой науч.-практ. конф. с междунар. участием (г. Пермь, 29 сентября – 3 октября 2014 г.) / Перм. нац. исслед. политехн. ун-т [и др.]. – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2014. – С. 173–176.

9. Симонов, М.Ю. Взаимосвязь уровня динамической трещиностойкости конструкционной стали 09Г2С и структурных особенностей после холодной пластической деформации / М.Ю. Симонов, А.Н. Юрченко, Г.С. Шайманов, А.С. Перцев // Инновационные технологии в машиностроении и материаловедении: сборник тезисов 2-ой науч.-практ. конф. с междунар. участием (г. Пермь, 29 сентября – 3 октября 2014 г.) / Перм. нац. исслед. политехн. ун-т [и др.]. – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2014. – С. 181–183.