

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина»

На правах рукописи

ХОТИНОВ Владислав Альфредович



**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ
И ВЯЗКОСТИ НИЗКО- И СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ
И РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ ИХ ОЦЕНКИ**

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка
металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

доктора технических наук

Екатеринбург – 2021

Работа выполнена на кафедре термообработки и физики металлов Института новых материалов и технологий ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

Научный консультант: доктор технических наук, профессор,
Фарбер Владимир Михайлович

Официальные оппоненты: **Филиппов Михаил Александрович**,
доктор технических наук, профессор,
ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, профессор кафедры «Металловедение»;
Яковлева Ирина Леонидовна,
доктор технических наук, старший научный сотрудник, ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, главный научный сотрудник лаборатории физического металловедения;
Мерсон Дмитрий Львович,
доктор физико-математических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет», г. Тольятти, директор Научно-исследовательского института прогрессивных технологий.

Защита состоится «18» марта 2021 г. в 14:00 ч на заседании диссертационного совета УрФУ 05.04.08 по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <https://dissovet2.urfu.ru/mod/data/view.php?d=12&rid=1837>.

Автореферат разослан «___» _____ 2021 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета

Ольга Владимировна Селиванова

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования. Проблема конструктивной прочности сталей является одной из ключевых в научном и прикладном металловедении. Отыскание оптимальной конструктивной прочности конкретных изделий – это всегда компромисс между упрочнением и потерей пластичности, поскольку эти два свойства неразрывно связаны: упрочнение происходит при создании препятствий для движения дислокаций, что уменьшает их мобильность, то есть способность к скольжению, размножению и аннигиляции, и, соответственно, пластичность.

Существуют различные подходы и способы оценки пластичности материала при его деформации, из которых наиболее распространенным и признаваемым в металловедении является определение пластических характеристик при растяжении стандартных образцов. В этом случае под пластичностью понимается степень пластической деформация образца до разрушения (δ), то есть рассматриваются характеристики пластического течения материала как при деформационном упрочнении до σ_v , так и при образовании и эволюции шейки и магистральной трещины.

Пластичность конструкционных сталей определяется физической природой феррита как основной фазовой составляющей, композицией стали и ее структурой, сформированной при термической и/или термомеханической обработке, а также условиями нагружения. Темп уменьшения пластичности в ходе деформации определяется скоростью накопления дефектов кристаллического строения в металле, то есть масштабом релаксационных процессов, и для реализации высокого равномерного удлинения δ_p необходимо медленное накопление упругих напряжений в металл в ходе пластического течения.

Большой интерес к термомеханической обработке (ТМО) низко- и среднеуглеродистых сталей вызван возможностью создания в них высокого уровня прочностных и вязко-пластических свойств путем целенаправленного влияния на структурное состояние феррита и упрочняющих структурных составляющих. Актуальным становится необходимость разработки новых подходов в оценке и трактовке пластичности и вязкости металла при заданном уровне прочностных свойств, что особенно важно при все более широком использовании высокопрочных строительных сталей нового поколения, обладающих нетривиальным комплексом механических свойств:

удовлетворительной пластичностью ($\delta_p \sim 7-10 \%$, $\delta \sim 24-26 \%$), крайне опасным по традиционным меркам отношением $\sigma_{0,2}/\sigma_B \sim 0,97$ и рекордно высокой вязкостью как при комнатной ($KCV > 3,5$ МДж/м²), так и при отрицательных температурах вплоть до $t_{исп} = -60 \dots -80^\circ\text{C}$.

Степень разработанности темы исследования. В основу диссертации положен разработанный и научно обоснованный Н.Н. Давиденковым и Я.Б. Фридманом принцип о взаимосвязи пластичности и прочности. При введении понятия «конструкционная прочность сталей» (Ф.Б. Пикеринг, М.И. Гольдштейн, Л.И. Тушинский) отмечается, что все способы упрочнения, связанные с созданием препятствий для движения дислокаций, уменьшая их подвижность, приводят к потере пластичности.

Поскольку требуемый уровень вязко-пластических свойств лимитирует величину упрочнения, то необходимо решение важной научно-практической проблемы: отыскание закономерностей формирования пластичности и вязкости и их потери на отдельных этапах нагружения. Предложенный подход в основном обосновывался с помощью качественных соотношений механических свойств низкоуглеродистых сталей, в то время как для практического использования необходимы конкретные корреляционные зависимости между функциональными характеристиками сталей для конкретных изделий.

В энциклопедическом четырехтомнике М.А. Штремеля (1997-2013 г.г.) дано широчайшее обобщение всех известных на тот период экспериментальных и теоретических работ по упрочнению и разрушению сплавов. В эти же годы коллективами под руководством В.Е. Панина, М.М. Криштала, А.М. Глезера интенсивно развиваются представления о структурных уровнях пластической деформации и разрушения, волновой природе пластической деформации и протекающих при этом процессах релаксации напряжений. В этих исследованиях разработаны новые физические подходы к решению фундаментальных вопросов о взаимосвязи «структура – пластическая деформация – механические свойства – разрушение».

Появление новых цифровых технологий в металловедении, в частности методов дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD), корреляции цифровых изображений (DIC) и др., позволило не только повысить локальность, точность и объективность экспериментальных данных при изучении эволюции структуры металлов, но и отыскать научно обоснованные

критерии перехода от пластического течения к разрушению. В этом плане особый интерес представляет изучение сосредоточенной стадии растяжения образцов, на которой происходят важнейшие процессы локализации пластического течения при формировании шейки, зарождения и роста магистральной трещины, приводящие к нарушению сплошности металла.

Представленная диссертационная работа направлена на решение одного из основных в научном и прикладном плане вопроса – создания наивысшей конструкционной прочности изделий (конструкций) из низко- и среднеуглеродистых сталей, а также предлагает новые подходы для оценки пластичности и вязкости.

Цель работы. Изучение закономерностей влияния структурно-фазовых параметров на пластичность и вязкость низко- и среднеуглеродистых сталей и отыскание на этой основе способов оценки компонент пластичности и путей повышения конструкционной прочности.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие **основные задачи:**

- изучить влияние на пластичность различных механизмов упрочнения низко- и среднеуглеродистых сталей после термического и термомеханического воздействия (контролируемой прокатки, изоформинга, равноканального углового прессования, нормализации, термоулучшения, закалки из межкритического интервала температур);

- выделить периоды на кривых нагружения образцов при растяжении и ударном изгибе, связанные с совместным действием деформации и релаксации напряжений, и, соответственно, проследить за изменением на выделенных периодах параметров пластического течения и трещинообразования: прочностных, пластических, вязких и градиентных;

- разработать перспективные способы экспериментальной оценки пластичности и вязкости сталей и их компонент;

- сформулировать рекомендации по достижению наилучшей конструктивной прочности изделий (труб) из низколегированных сталей.

Научная новизна:

- дано научное обоснование вклада различных механизмов упрочнения $\Delta\sigma_i$ в снижение пластичности $\Delta\delta_i$ низко- и среднеуглеродистых сталей в различных структурно-фазовых состояниях, проведена оценка интенсивности падения пластичности при зернограницном (субзеренном), дислокационном, перлитном, дисперсионном упрочнении;

– на основе анализа хода кривых растяжения с использованием метода корреляции цифровых изображений и видеосъемки растягиваемого образца впервые экспериментально выделены периоды на кривых растяжения: линейный и степенной периоды на равномерной стадии деформации, периоды I, II, III на сосредоточенной стадии деформации, в пределах которых предложены и экспериментально обоснованы параметры текучести – пластические (δ , δ_p , δ_c , δ_c/δ), прочностные ($\sigma_{0,2}$, σ_B , σ_K , σ_K/σ_B) и градиентные ($\Delta\sigma/\Delta\delta$, $\Delta\sigma/\Delta\tau$) для оценки способности металла к пластической деформации и разрушению;

– для низко- и среднеуглеродистых сталей в различных структурно-фазовых состояниях установлено, что снижение пластичности (охрупчивание) металла при упрочнении контролируется степенным периодом равномерной стадии деформации при возрастании доли сосредоточенной стадии (δ_c/δ) в общей пластичности;

– на основе анализа хода кривых растяжения плоских образцов сталей класса прочности X80 с разной величиной эффекта деформационного старения методом корреляции цифровых изображений найдено, что снижение пластичности связано не только с созданием препятствий для движения дислокаций, но также с локализацией пластического течения на площадке текучести и равномерной стадии деформации;

– на основе анализа полей корреляции цифровых изображений и профилей деформации экспериментально обосновано существование 2 видов деформации Людерса: типа I, когда деформация происходит путем образования и расширения одной полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ), эстафетной активации каналов течения в аperiodически расположенных участках образца через фиксированные промежутки времени и непрерывающейся деформации в них, и типа II, когда деформация локализуется в очаге двух пересекающихся ПЧЛ;

– выявлены особенности пластического течения в растущей ПЧЛ, позволяющие считать непрерывное возникновение и движение дислокаций и вакансий под действием одного концентратора напряжения (деформации) внутри полосы необходимым условием движения фронтов ПЧЛ (расширения полосы);

– предложена методика оценки величины эффекта деформационного старения (D_i) по относительному изменению разных механических

характеристик при растяжении в диапазоне предельных состояний металла (от состояния с минимальной ($D_i \rightarrow 0$) до состояния с максимальной ($D_i \rightarrow 1,0$) величиной эффекта), использование которой позволяет оценивать ресурс прочности и пластичности изделий (конструкций) как на этапе их изготовления, так и в процессе эксплуатации;

– на основе анализа кривых ударного нагружения при инструментальных испытаниях на ударный изгиб и фрактографического изучения изломов образцов разработаны методики оценки вязкости (трещиностойкости) конструкционных сталей обычной и повышенной вязкости.

Теоретическая значимость:

– разработана система основных параметров текучести и разрушения (пластических, прочностных, градиентных свойств) на различных стадиях (периодах) растяжения и ударного изгиба, позволяющая описывать упрочнение и потерю пластичности металла при переходе от одного периода к другому;

– впервые выделены периоды сосредоточенной стадии растяжения, анализ которых позволяет оценить момент появления и динамику роста магистральной трещины, предсказать механизм разрушения и соотношение вязкой и хрупкой компонент в изломе образцов;

– установлено, что снижение пластичности (охрупчивание) металла при упрочнении связано с уменьшением вклада в общую пластичность степенного периода равномерной стадии деформации; для низко- и среднеуглеродистых сталей в различных структурно-фазовых состояниях предложен показатель (δ_c/δ) , где δ_c – относительное удлинение на сосредоточенной стадии, δ – общее относительное удлинение, рекомендованный для оценки надежности работы изделий (конструкций);

– найдены способы оценки величины эффекта деформационного старения низко- и среднеуглеродистых сталей, находящихся в диапазоне предельных состояний (от высокопрочного при минимальной пластичности до низкопрочного при наибольшей пластичности); предложенные способы рекомендуются для определения ресурса прочности и пластичности изделий (конструкций) как на этапе их изготовления, так и в процессе эксплуатации;

– разработаны методики оценки вязкости (трещиностойкости) конструкционных сталей обычной и повышенной вязкости на основе анализа

кривых нагружения при инструментальных испытаниях на ударный изгиб совместно с изучением изломов образцов.

Практическая значимость работы. Полученные экспериментальные данные и их трактовка, а также предложенные методики для оценки механических свойств конструкционных сталей нашли свое отражение в учебных пособиях «Современные инструментальные методы исследования механических свойств», «Деформационное старение в сталях», «Современные методы исследования полиморфных превращений в сталях», «Конструкционные и функциональные материалы на металлической основе», а также в курсах «Механические свойства материалов», «Технологические аспекты производства конструкционных материалов», «Разрушение конструкционных материалов» для студентов, обучающихся по направлениям 22.03.02 «Металлургия» и 22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов».

Предложены способы определения вязкости металлических материалов при испытаниях на ударный изгиб с записью диаграмм нагружения (патенты РФ № 2646548, № 2570237), позволяющие проводить аттестацию как конструкционных сталей обычной вязкости, так и высоковязких сталей.

Разработана методика фрактографической оценки трещиностойкости низкоуглеродистых сталей типа 05Г2Б для газопроводных труб класса прочности X80 при приемно-сдаточных испытаниях и после определенных периодов эксплуатации, в основе которой лежит критерий $L_c/V \geq 0,19-0,24$, где V – высота образца Шарпи в месте надреза, гарантирующий замедленное вязкое разрушение сталей класса прочности X80 ($KCV^{40} = 2,5$ МДж/м²). Использование критерия L_c/V дает возможность оценки трещиностойкости на недоломанных образцах, часто встречающихся при ударных испытаниях высоковязких сталей.

Предложен способ обработки листового и сортового проката из низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей для повышения конструктивной прочности изделий (конструкций) из них (патент РФ № 2735308). Для сталей типа 05Г2Б класса прочности X80 предложена финишная термообработка по режиму: нагрев до температуры $t = A_{c3} - (20...40)^\circ\text{C}$, например, до $t_n = 900^\circ\text{C}$, с последующим ускоренным охлаждением, обеспечивающей достижение наивысшей конструктивной прочности ($\sigma_{0,2} = 565-590$ МПа, $\sigma_B = 740-770$ МПа, $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,73-0,74$,

$\delta = 22-23 \%$, $KCV^{40} = 2,65-2,70 \text{ МДж/м}^2$) и отсутствие эффекта деформационного старения.

Предложен способ оценки влияния химического состава сталей и технологических параметров контролируемой прокатки (температурного интервала редуцирования/калибровки, степени деформации при редуцировании, скорости последеформационного охлаждения) на устойчивость переохлажденного аустенита методом объемно-торцовой закалки (патент РФ № 2337145), который позволил скорректировать композиции среднеуглеродистых сталей типа 37Г2С, а также технологию производства горячекатаных труб в условиях ОАО «Синарский трубный завод» и обеспечить гарантированное достижение заданного уровня их механических свойств для групп прочности Д, К, Е в широком диапазоне типоразмеров.

Предложенные подходы по оценке потери пластичности при совокупном действии нескольких механизмов упрочнения нашли отражение при разработке сталей и технологии производства насосно-компрессорных и обсадных труб группы прочности N80 тип 1 уровня PSL-2 по API 5CT-8. На ОАО «Синарский трубный завод» изготовлены опытные партии труб с толщиной стенки от 5,5 до 7,0 мм, уровень механических свойств которых соответствовал требованиям группы прочности N80 тип 1 уровня PSL-2.

Разработана методика определения величины эффекта деформационного старения (параметра D) по изменению механических характеристик на кривых растяжения (пределу текучести σ_T , отношению σ_T/σ_B , протяженности равномерной стадии деформации δ_p , статической вязкости a), которая позволяет проводить оценку ресурса работы изделий (конструкций). Кроме того, сформулированы рекомендации по режимам термообработки, обеспечивающих минимизацию эффекта деформационного старения или его устранение.

Разработанные в работе методы оценки вязкости и трещиностойкости введены в практику лабораторных испытаний Российского научно-исследовательского института трубной промышленности для образцов конструкционных сталей обычной и высокой вязкости (Акт использования).

Методология и методы исследования. В работе использованы экспериментальные и теоретические методы исследований, инструментированные механические испытания на растяжение (Instron 3382) и ударный изгиб (Instron Ceast 9350), методы оптической металлографии

(Olimpus JX 51) и электронной микроскопии (ZEISS Cross Beam AURIGA), фрактографический анализ (JEOL JSM-6490LV), дилатометрический анализ (Linseis L78), терморентгенографический анализ (Anton Paar НТК1200N). Для обработки и интерпретации экспериментальных результатов применялись методы статистической обработки данных. Цель математической обработки экспериментальных данных состояла в определении стехиометрических коэффициентов в уравнениях зависимостей механических и теплофизических свойств, изменения измеряемой характеристики во времени и т.д.

Положения, выносимые на защиту:

– установленные закономерности влияния различных механизмов упрочнения на пластичность низко- и среднеуглеродистых сталей после термического и термомеханического воздействия (контролируемой прокатки, изоформинга, равноканального углового прессования, нормализации, термоулучшения, закалки из межкритического интервала температур);

– совокупность результатов, описывающих изменение параметров текучести и разрушения (прочностных, пластических, градиентных, вязких) сталей с феррито-перлитной и феррито-бейнитой/мартенситной структурой, для повышения конструкционной прочности изделий, в частности труб нефтегазового сортамента;

– сформулированная на основе результатов собственных экспериментальных, теоретических исследований и литературных данных концепция оценки пластичности и вязкости конструкционных сталей при испытаниях на растяжение и ударный изгиб;

– особенности пластической деформации образцов низкоуглеродистых сталей типа 05Г2Б класса прочности Х80 при действии эффекта деформационного старения и их влияние на комплекс для механических свойств и характеристики разрушения сталей данного класса.

Степень достоверности результатов. Обоснованность и достоверность научных положений, выводов и рекомендаций, сформулированных в работе, базируется на всестороннем анализе выполненных ранее работ на тему исследования, обеспечивается использованием поверенной и аттестованной контрольно-измерительной аппаратуры, современных средств и методов проведения исследований, подтверждается представительным объемом исследованных сталей и воспроизводимостью результатов исследований. Основные результаты исследований прошли апробацию на международных

научно-практических конференциях, опубликованы в ведущих рецензируемых журналах, входящих в перечень ВАК.

Личный вклад автора состоит в постановке задач исследования, выборе композиций сталей и методик их исследования, в получении экспериментальных результатов, их обработке и анализе, формулировании основных положений и выводов работы.

Автор признателен всем сотрудникам кафедры Термообработки и физики металлов Уральского федерального университета, а также специалистам ОАО «СинТЗ», ОАО «РосНИТИ» и коллегам из ИМаш УрО РАН за практическую помощь в проведении и реализации результатов исследований.

Апробация работы. Материалы диссертации доложены на IV Международной конференции «Nanostructured Materials» (г. Стокгольм, 1998), на Международной конференции «Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation» (г. Москва, 1999), на XV, XVII, XVIII, XIX и XXV Уральских Школах металловедов-термистов (г. Екатеринбург, 2000; г. Киров, 2004; г. Тольятти, 2006; г. Екатеринбург, 2008, г. Екатеринбург, 2020), на XV, XVIII и XX Международных научно-технических конференциях «Трубы» (г. Челябинск, 2007, 2010, 2012), на V и VIII Российских научно-технических конференциях «Ресурс и диагностика материалов и конструкций» (г. Екатеринбург, 2011, 2014), на IV Международной научно-технической конференции «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении» (г. Пермь, 2019).

Публикации. По материалам диссертации опубликовано 50 работ, отражающих основные положения исследования, среди которых 42 статьи в журналах, определенных ВАК и Аттестационным советом УрФУ, включая 27 статей в изданиях, индексируемых в международных цитатно-аналитических базах Web of Science и Scopus, получено 6 патентов Российской Федерации на изобретения.

Структура и объем диссертации. Диссертация изложена на 299 страницах, состоит из введения, 5 разделов, заключения, 1 приложения, в том числе 107 рисунков и 28 таблиц; список литературы включает 152 наименования работ отечественных и зарубежных авторов.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность и степень разработанности темы исследования, сформулированы цель и задачи исследования, научная новизна, теоретическая и практическая значимость работы.

В первой главе представлены результаты исследования на образцах армко-Fe и низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С в разных структурных состояниях влияния дислокационного и зернограничного (субзеренного) упрочнения на пластичность феррита.

Упрочнение сталей (сплавов) – это создание препятствий движению дислокаций, приводящее к их накоплению в решетке (ρ_d^H – плотность накопленных дислокаций), поэтому в первом приближении напряжение начала пластического течения (предел текучести) рассматривается через аддитивный вклад различных механизмов упрочнения. Поскольку пластическое течение обусловлено возникновением и движением дислокаций (ρ_d^T – плотность дислокаций, движущихся при пластической деформации), то создание любых препятствий движению дислокаций (повышение $\Delta\sigma_i$) неминуемо приводит к потере пластичности феррита ($\Delta\delta$) вследствие повышения ρ_d^H .

Тогда уменьшение пластичности конструкционных сталей ($\Delta\delta$) при упрочнении можно рассматривать как разность между пластичностью феррита (армко-Fe), как основной фазовой составляющей ($\delta_p = 32\%$, $\delta = 48\%$), и вкладом разных механизмов упрочнения ($\Delta\sigma_i$) в ее снижение.

Выделить вклад отдельных механизмов упрочнения в уменьшение пластичности сложно, так как в конструкционных сталях они всегда используются совместно. Однако для конкретных структурно-фазовых состояний сталей удастся выделить один доминирующий механизм, вносящий преимущественно вклад как в упрочнение, так и снижение пластичности.

Изучение влияния зернограничного (субзеренного) и дислокационного упрочнения на пластичность феррита было проведено на образцах армко-Fe, подвергнутых теплой (горячей) прокатке при $t_{\text{деф}} = 500-900^\circ\text{C}$ и последующему рекристаллизационному отжигу при 600°C .

Для получения сверхмелкозернистой структуры феррита ($d_3 = 0,2-0,5$ мкм) образцы армко-Fe подвергали равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 500°C , а для диапазона зерен

$d_3 = 0,5-5$ мкм – последующему отжигу разной продолжительности в интервале температур $t_{отж} = 150-700^\circ\text{C}$.

При $t_{деф} \leq 600^\circ\text{C}$ совместное действие зернограницной, субзеренной и дислокационной компонент упрочнения приводит к предельному состоянию ферритной матрицы: высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 480-650$ МПа, $\sigma_B = 560-720$ МПа, $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,86-0,90$) сопровождается существенным снижением пластичности на $\Delta\delta = 30-36$ % и вязкости ($KCV \rightarrow 0$, полностью хрупкий рельеф в изломах ударных образцов).

Сформированная при рекристаллизационном отжиге ($t_H = 600^\circ\text{C}$) равноосная зеренная структура армко-железа ($d_3 = 10-30$ мкм) с низкой плотностью дислокаций создает другое предельное состояние феррита (армко-Fe), при котором он обладает высокой пластичностью ($\delta = 21-27$ %, $\psi = 60-70$ %, $KCV^{20} \geq 1,2$ МДж/м²) и низкой прочностью ($\sigma_{0,2} = 345-390$ МПа, $\sigma_B = 440-500$ МПа, $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,78$). В данном случае эффективность зернограницного упрочнения $\Delta\sigma_3$ невелика и составляет $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p \sim 12$ МПа/% (рис. 1), то есть на 1% потери пластичности $\Delta\delta_p$ приходится прирост прочности $\Delta\sigma_{0,2} = 12$ МПа. В случае внесения дислокаций интенсивность упрочнения возрастает практически в 4 раза до $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p \sim 46$ МПа/% при резком падении пластичности феррита.

О доминирующей роли дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_d$ в снижении пластичности свидетельствует деформационное поведение армко-Fe, подвергнутого интенсивной пластической деформации и кратковременным отжигам при $t_{отж} = 200-700^\circ\text{C}$ ($d_3 = 0,2-10$ мкм).

Измельчение ферритной матрицы до $d_3 = 0,2-0,3$ мкм позволило значительно повысить уровень прочностных свойств армко-Fe ($\sigma_{0,2} = 900$ МПа, $\sigma_B = 960$ МПа), но при значительной потере пластичности феррита ($\delta = \delta_p = 1,5$ %). При этом наилучшее сочетание прочности и пластичности ($\sigma_{0,2} = 400-450$ МПа, $\sigma_B = 550-600$ МПа, $\delta = 16-20$ %) наблюдается при $d_3 = 3,0-4,0$ мкм.

Сформированная в армко-Fe при теплой прокатке ($t_{деф} \leq 600^\circ\text{C}$) или при отжиге после равноканального углового прессования ($t_{отж} \leq 400^\circ\text{C}$) субзеренная структура ($d_c = 0,5-1,5$ мкм) способствует менее существенному по сравнению с зеренной структурой снижению пластичности сталей.

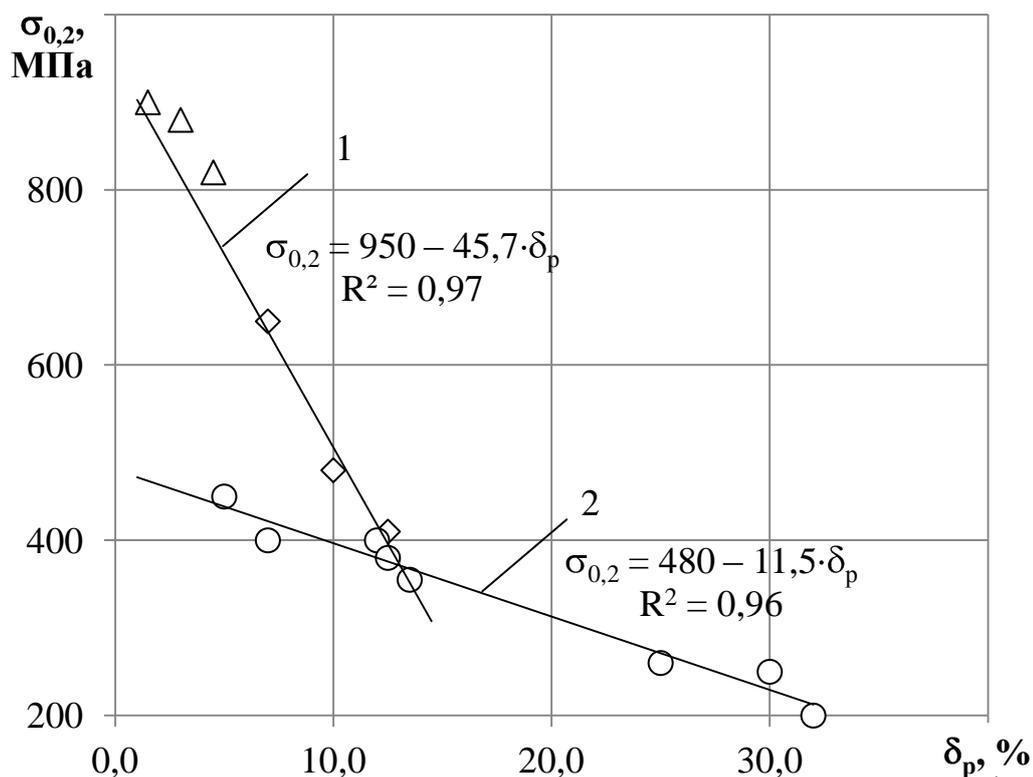


Рис. 1. Соотношение между пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и равномерным относительным удлинением δ_p при растяжении образцов армко-Fe и стали 09Г2С: \diamond – после прокатки, \circ – после деформации (прокатки, РКУ прессования) и рекристаллизационного отжига, Δ – после РКУ прессования; основной вклад: 1 – дислокационный, 2 – зернограничный.

Важно, что в конструкционных сталях большой запас пластичности феррита ($\delta \geq 20\%$) может быть рационально израсходован на другие, более рациональные, чем дислокационное, механизмы упрочнения и, в первую очередь, на дисперсионное твердение при выделении специальных карбидов, обладающих кроме упрочнения другими функциями – сдерживанием рекристаллизации и роста зерен, влиянием на устойчивость переохлажденного аустенита.

Во второй главе представлены результаты исследования по влиянию перлитного механизма упрочнения на комплекс механических свойств широкого круга низко- и среднеуглеродистых сталей в горячекатаном и/или нормализованном состоянии (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав сталей с перлитным упрочнением, масс. %

№	Стали	C	Mn	Cr	Si	S	P	V	Nb	Cu	Ni	Mo	B
1	09Г2С	0,08	1,45	0,04	0,34	0,021	0,018	–	–	0,04	0,03	–	–
2	10Г2	0,10	1,38	0,03	0,32	0,015	0,012	–	–	0,03	0,03	–	–
3	20Х3	0,18	0,32	2,70	0,24	0,014	0,015	–	–	0,03	0,03	–	–
4	32Г2Р	0,30	1,35	0,07	0,40	0,009	0,011	–	–	0,05	0,04	–	0,003
5	37Г2С	0,37	1,30	0,09	0,44	0,020	0,020	–	–	0,09	0,04	–	–
6	38Г2СФ	0,38	1,34	0,08	0,52	0,008	0,011	0,05	–	0,11	0,03	–	–
7	37ХГ	0,37	0,61	0,59	0,26	0,008	0,014	–	–	0,11	0,08	–	–
8	37ХГФ	0,36	0,69	0,57	0,25	0,012	0,016	0,08	–	0,02	0,09	–	–
9	37ХГФМ	0,35	0,67	0,53	0,27	0,010	0,014	0,08	–	0,08	0,05	0,08	–
10	37ХГФБМ	0,36	0,70	0,52	0,23	0,007	0,012	0,10	0,04	0,02	0,09	0,09	–
11	48Г2Б	0,47	1,30	0,09	0,35	0,007	0,008	–	0,04	0,09	0,10	–	–
12	48Г2БМ	0,46	1,13	0,10	0,32	0,006	0,009	–	0,04	0,10	0,08	0,08	–

Результаты испытаний на растяжение образцов сталей 09Г2С и 37Г2С в горячекатаном (нормализованном) состоянии показали, что использование перлитного механизма упрочнения является малоэффективным, поскольку одновременно со сравнительно небольшим повышением прочностных свойств ($\Delta\sigma_{0,2} \sim 180-200$ МПа, $\Delta\sigma_B \sim 220-250$ МПа) происходит существенное снижение пластических характеристик ($\Delta\delta_p \sim 4-5$ %, $\Delta\delta \sim 10-12$ %), а. главное, резкое ухудшение ударной вязкости ($\Delta KCV \sim 1,0-1,2$ МДж/м²) и температуры вязко-хрупкого перехода (так, температура вязко-хрупкого перехода стали 32Г2Р в нормализованном состоянии составляет $t_{50} = -3^\circ\text{C}$, а после закалки и высокого отпуска $t_{50} = -33^\circ\text{C}$).

В то же время предел текучести $\sigma_{0,2}$ и ударная вязкость KCV являются свойствами, лимитирующими достижение требуемого уровня механических свойств широкого круга низко- и среднеуглеродистых трубных сталей (09Г2С, 37Г2С, 37ХГФ и др.) в горячекатаном (нормализованном) состоянии, для которых перлит является неизбежной структурной составляющей, тогда как уровень остальных регламентируемых характеристик (σ_B , δ) превышает эти требования.

Интенсивность потери пластичности при повышении доли перлита от 15 до 70 % в сталях 09Г2С и 37Г2С составила $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p \sim 40-45$ МПа, что сопоставимо по величине с дислокационным упрочнением. Охрупчивающее действие перлита проявляется через действие внутренних напряжений $\sigma_{эфф}$, возникающих на границах зерен и межфазных границах «феррит-цементит», и уменьшение в структуре доли пластичного феррита, что снижает способность ферритной матрицы к релаксационным процессам.

Как показала оценка пластических свойств образцов нормализованных сталей 09Г2С и 37Г2С, охрупчивание при повышении доли перлита отражается на кривых растяжения $\sigma = f(\delta)$ не только в уменьшении протяженности равномерной стадии деформации ($\Delta\delta_p = 4,5$ %), но, главным образом, в более значительном ухудшении характеристик сосредоточенной стадии: уменьшении ее протяженности ($\Delta\delta_c = 8,5$ %), повышении напряжения разрушения ($\Delta\sigma_k = 245$ МПа) и отношения ($\sigma_k/\sigma_B = 0,53 \rightarrow 0,69$).

Экспериментально найденная для широкого круга конструкционных сталей линейная корреляция $KCV = 4,0 - 4,8 \cdot \sigma_k/\sigma_B$ (рис. 2) позволяет использовать прочностные свойства, найденные при растяжении образцов, для оценки вязкости (трещиностойкости) сталей с перлитным упрочнением. Изменение формы цементитных частиц от пластинчатой к сферической при термоулучшении приводит к повышению ударной вязкости среднеуглеродистых сталей типа 37Г2С на $0,5-0,7$ МДж/м². При этом самая низкая величина $\sigma_k/\sigma_B \sim 0,50$ наблюдается для низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С, имеющих наивысшую среди изученных состояний ударную вязкость $KCV = 1,5-2,0$ МДж/м².

Целенаправленное управление комплексом механических свойств сталей с перлитным упрочнением необходимо осуществлять через изменение количества и морфологии перлитных колоний (их размера и дисперсности) путем воздействия на распад переохлажденного аустенита в области диффузионного превращения, что требует анализа термокинетических диаграмм (ТКД) распада переохлажденного аустенита.

Построение ТКД распада переохлажденного аустенита методом объемной торцевой закалки позволило определить влияние химического состава и параметров обработки (температуры конца прокатки и степени деформации) на устойчивость переохлажденного аустенита (УПА) по I ступени среднеуглеродистых трубных сталей (37Г2С, 37ХГ, 37ХГМ, 48Г2Б).

Установлено, что повышение содержания углерода с 0,37 до 0,48 %, добавка ~ 0,2 % Mo, повышение температуры аустенитизации ($t_{\text{ауст}} = 850 \rightarrow 1000^\circ\text{C}$) увеличивают на 15-30% устойчивость переохлажденного аустенита УПА по I ступени. Горячая пластическая деформация ($\varepsilon \sim 15\%$) при $t > A_{r3}$, наоборот, снижает УПА как по I, так и по II ступени: для сталей 37Г2С, 48Г2БМ и 37ХГМ смещение обеих областей влево на ТКД составило ~ 10 %.

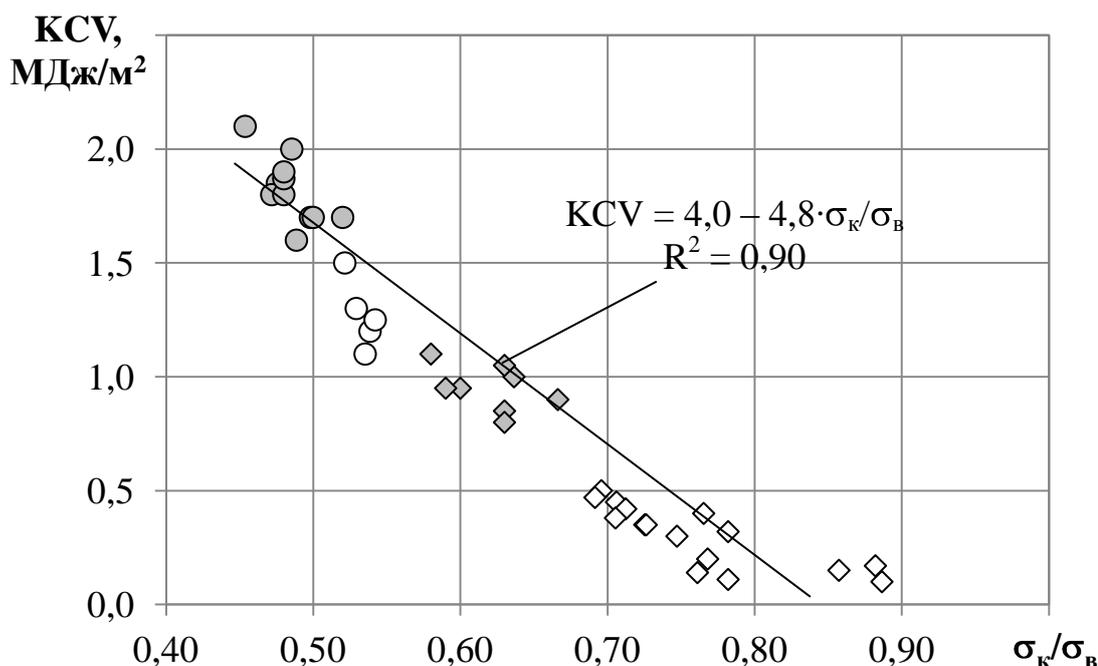


Рис. 2. Соотношение величины σ_k/σ_b и ударной вязкости КСВ для сталей в разных структурно-фазовых состояниях:

- – типа 09Г2С, нормализация; ● – типа 09Г2С, термоулучшение;
- ◇ – типа 37Г2С, нормализация, ◆ – типа 37Г2С, термоулучшение.

Показано, что снижению отрицательного влияния перлита на уровень вязко-пластических свойств феррито-перлитных сталей способствует уменьшение размера цементитных частиц при термомеханической обработке сталей, микролегированных V, Nb, Ti, и более радикально при термоулучшении (закалке с отпуском). При этом, хотя интенсивность потери пластичности при дисперсионном упрочнении специальными карбидами близка к таковой при дислокационном или перлитном упрочнении, небольшие добавки

(~ 0,1 мас. %) сильных карбидообразователей и коагуляция частиц при отпуске нивелируют это влияние.

В третьей главе изложены результаты изучения структуры и комплекса прочностных и вязко-пластических свойств строительных сталей нового поколения класса прочности X80 с феррито-бейнитной/мартенситной структурой и отыскание на этой основе новых подходов в оценке запаса пластичности и вязкости металла при заданном уровне прочностных свойств высоковязких сталей (табл. 2).

Таблица 2

Химический состав сталей класса прочности X80, масс.%

Сталь	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Mo
1	0,08	1,85	0,39	0,001	0,013	0,02	0,05	0,02	0,17	0,22	0,19	0,13
2	0,05	1,87	0,10	0,004	0,007	–	0,02	0,02	0,49	0,63	0,26	–
3	0,06	1,69	0,20	0,002	0,006	0,04	0,07	0,02	0,06	0,22	0,03	0,21
4	0,05	1,81	0,20	0,008	0,014	0,02	0,05	0,02	0,24	0,35	0,04	0,22
5	0,05	1,81	0,21	0,002	0,009	0,03	0,07	0,02	0,03	0,24	0,09	–
6	0,07	1,67	0,27	0,002	0,007	0,02	0,05	0,01	0,18	0,20	0,18	0,20
7	0,05	1,84	0,20	0,009	0,013	0,03	0,07	0,02	0,06	0,22	0,08	0,22

Структура и механические свойства сталей X80 изучались в исходном состоянии – после контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением (КПУО), а также после повторного нагрева вплоть до 1000°C.

Совместный анализ микроструктуры, фазового состава и механических свойств показал, что высокая конструктивная прочность сталей X80 связана с использованием прецизионно подобранных механизмов упрочнения, анализ которых проведен в предыдущих главах. А именно:

– малым размером кристаллов феррита ($d_f \sim 3-5$ мкм). Высокая протяженность субграниц с углом разориентировки $\Theta \leq 7^\circ$, которыми, как показал EBSD анализ (рис. 3), обладают ~ 90 % ферритных кристаллов. По нашим оценкам вклад зернограничного (субзерненного) упрочнения в предел текучести $\sigma_{0,2(T)}$ составляет $\Delta\sigma_3 = 250-300$ МПа или ~ 50% от суммы всех остальных механизмов упрочнения.

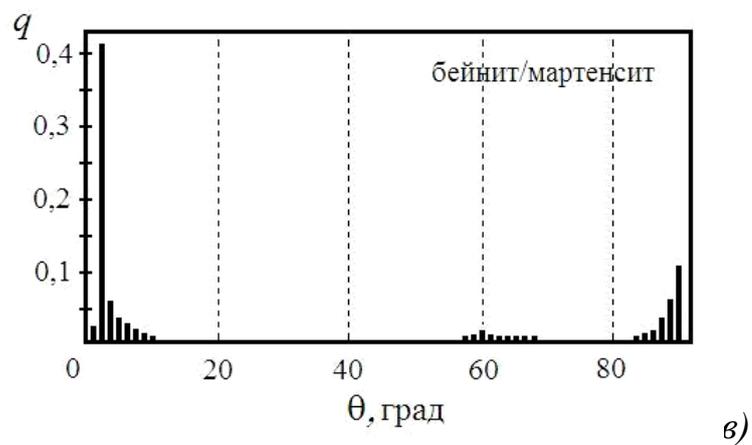
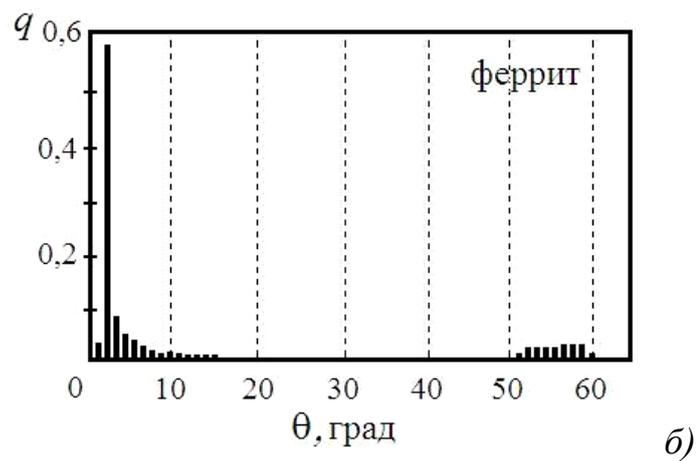
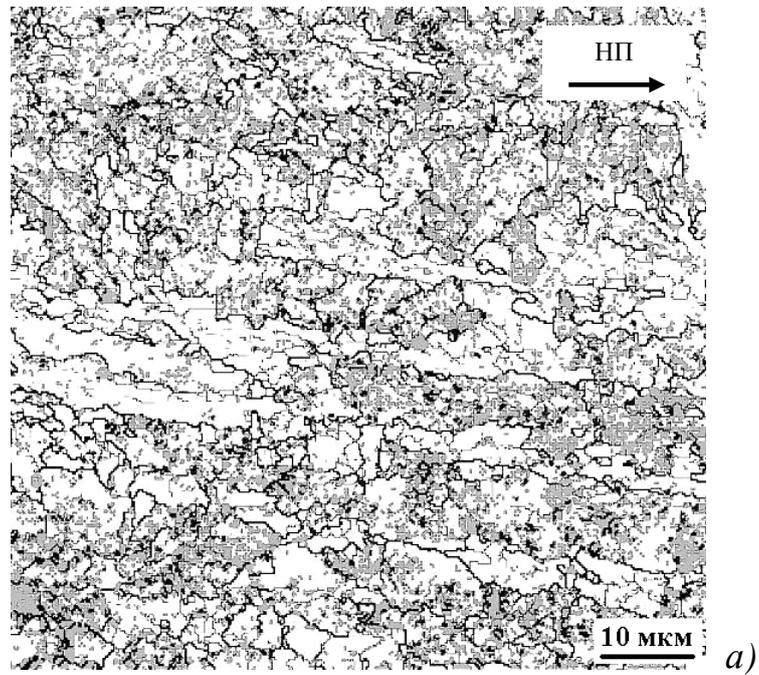


Рис. 3. Микроструктура стали 2: а) – РЭМ в режиме EBSD (белые участки – феррит, серые участки – мартенсит/бейнит); б), в) – гистограммы разориентировок $q = q_i/q_\Sigma$ границ кристаллов.

– небольшим дислокационным и дисперсионным упрочнением (каждый по 75 МПа) ферритной матрицы, приводящим к сохранению ее высокой пластичности.

– подобно композитам гетерофазному упрочнению бейнитом/мартенситом ($d_{\delta/\text{M}} = 3\text{-}5$ мкм, $q_{\delta/\text{M}} \leq 30$ %), который несмотря на повышенную плотность дислокаций ($\rho_{\text{д}} \sim 1 \cdot 10^{11}$ см⁻²) обладает повышенной деформируемостью благодаря сверхнизкому содержанию углерода ($C_{\text{с}} \leq 0,05$ мас. %).

– отсутствию перлита как охрупчивающей составляющей.

В результате стали типа 05Г2Б после КПУО наряду с повышенной прочностью ($\sigma_{0,2(\text{T})} = 550\text{-}750$ МПа, $\sigma_{\text{в}} = 650\text{-}770$ МПа) обладают высоким уровнем вязкости и трещиностойкости ($\text{KCV}^{40} = 2,5\text{-}3,5$ МДж/м², $t_{\text{хр}} \sim -60^{\circ}\text{C}$) при удовлетворительной равномерной пластичности ($\delta_{\text{р}} = 7\text{-}9$ %, $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}} \sim 0,97$) и повышенных пластических свойствах на сосредоточенной стадии деформации ($\delta_{\text{с}} = 14\text{-}16$ %, $\sigma_{\text{к}}/\sigma_{\text{в}} = 0,44\text{-}0,48$), что обеспечивает в сумме весьма высокие показатели общей пластичности ($\delta = 22\text{-}25$ %, $\psi = 75\text{-}82$ %). Несомненно, такой уровень вязко-пластических характеристик связан с высокой чистотой сталей по неметаллическим включениям и вредным примесям.

Для изломов образцов Шарпи характерно образование вплоть до $t_{\text{исп}} = -60^{\circ}\text{C}$ уникальной вязкой однородной зоны $L_{\text{с}}$, обладающей крайне высокой энергоемкостью разрушения, и конкурирующей с ней зоны волокнистого разрушения $L_{\text{в}}$ (рис. 4).

В работе экспериментально доказано (рис. 5), что величина $L_{\text{с}}/B \geq 0,19\text{-}0,24$, где B – высота образца Шарпи в месте надреза, является статистически и металофизически обоснованным фрактографическим критерием, гарантирующим замедленное вязкое разрушение сталей X80 ($\text{KCV}^{40} = 2,5$ МДж/м²). Использование критерия $L_{\text{с}}/B$ дает возможность оценки трещиностойкости на недоломанных образцах, часто встречающихся при ударных испытаниях высоковязких сталей.

Установлено, что роль расщеплений (РЩ) – очаговых межслоевых трещин, появляющихся в волокнистой зоне $L_{\text{в}}$ при $t_{\text{исп}} < -20^{\circ}\text{C}$, состоит в сохранении повышенной энергоемкости разрушения в области вязко-хрупкого перехода ($\text{KCV} = 1,0\text{-}3,0$ МДж/м²).

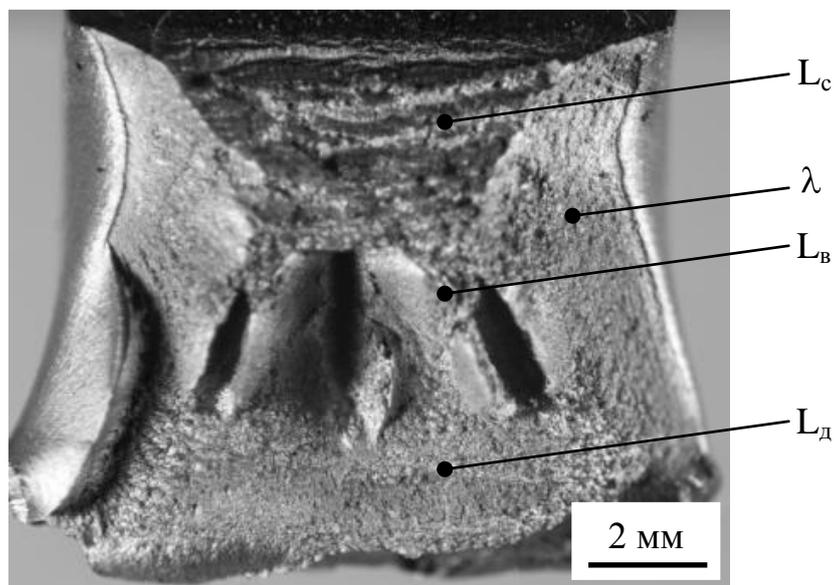


Рис. 4. Зоны в изломе образца стали X80 при $t_{исп} = -60^\circ\text{C}$:
 L_c – сдвиговая, L_b – волокнистая, L_d – долома, λ – губы среза.

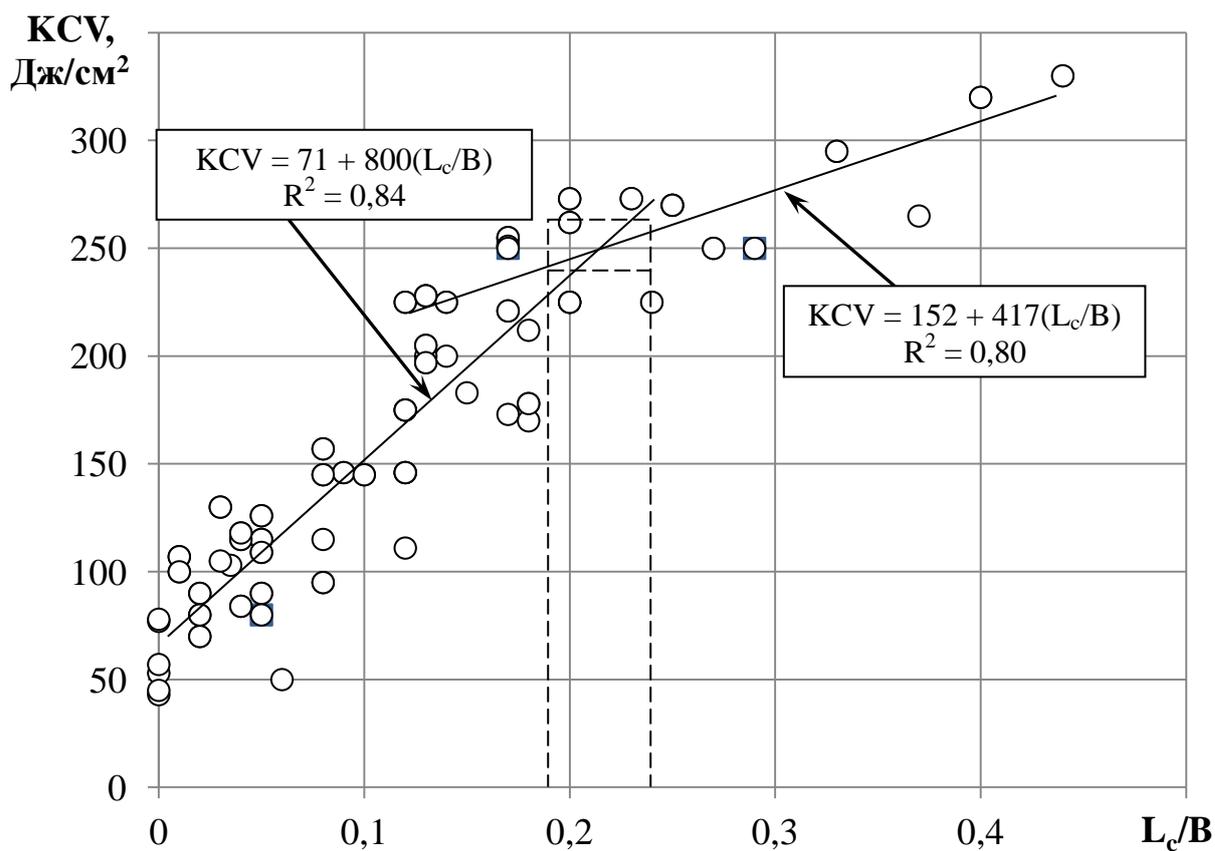


Рис. 5. Зависимость ударной вязкости KCV сталей класса прочности X80 от относительного размера зоны L_c/B .

Это связано с тем, что, с одной стороны, РЩ имеют характерные черты хрупких слоевых трещин, ориентированных параллельно плоскости прокатки, с преимущественно хрупким рельефом, с другой стороны, в окружающих их областях с вязким ямочным изломом протекает интенсивное пластическое течение, которое контролирует рост РЩ.

Установлено, что наряду со значительными достоинствами стали типа 05Г2Б обладают рядом недостатков ($\sigma_{0,2}/\sigma_B \sim 0,97$, наличием РЩ, высокой склонностью к деформационному старению), внесенных, в основном, КПУО. Исследованием нагрева по различным режимам найдено, что эти недостатки, в значительной мере, удается устранить финишной термообработкой по режиму: нагрев на температуру $t = A_{c3} - (20 \dots 40)^\circ\text{C}$, например, до $t_n = 900^\circ\text{C}$, с последующим ускоренным охлаждением, обеспечивающей достижение наивысшей конструктивной прочности ($\sigma_{0,2} = 565-590$ МПа, $\sigma_B = 740-770$ МПа, $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,73-0,74$, $\delta = 22-23$ %, $KCV^{40} = 2,65-2,70$ МДж/м²) и устранение эффекта деформационного старения.

В четвертой главе приводятся результаты исследования деформационного поведения и изменения механических свойств под действием эффекта деформационного старения разной величины низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей в различных структурно-фазовых состояниях.

Анализ кривых растяжения и механических свойств изученных сталей показал, что эффект деформационного старения существенно влияет на параметры текучести (прочностные σ_i , пластические δ_i , градиентные $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_i$ и вязкие a_i) на всех стадиях растяжения (рис. 6). С увеличением величины эффекта на кривых растяжения наблюдается прирост $\Delta\sigma_T \sim 100$ МПа, повышение отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ вплоть до 0,95, уменьшение равномерного удлинения $\Delta\delta_p = 5-7$ %, двукратное снижение энергоемкости растяжения $\Delta a = 0,03$ Дж/мм³.

На основе анализа карт и профилей деформации, полученных по методу корреляции цифровых изображений (КЦИ), установлено, что в сталях типа 08Г2Б существует несколько видов деформации Людерса. При слабом закреплении дислокаций ($t_n = 680^\circ\text{C}$) деформация Людерса типа I происходит путем образования и расширения одной полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ), эстафетной активации каналов течения в периодически расположенных участках образца через фиксированные промежутки времени и

непрекращающейся деформации в них (рис. 7, а, рис. 8, а). В этом случае влияние ЭДС на уровень прочностных и пластических свойств минимально.

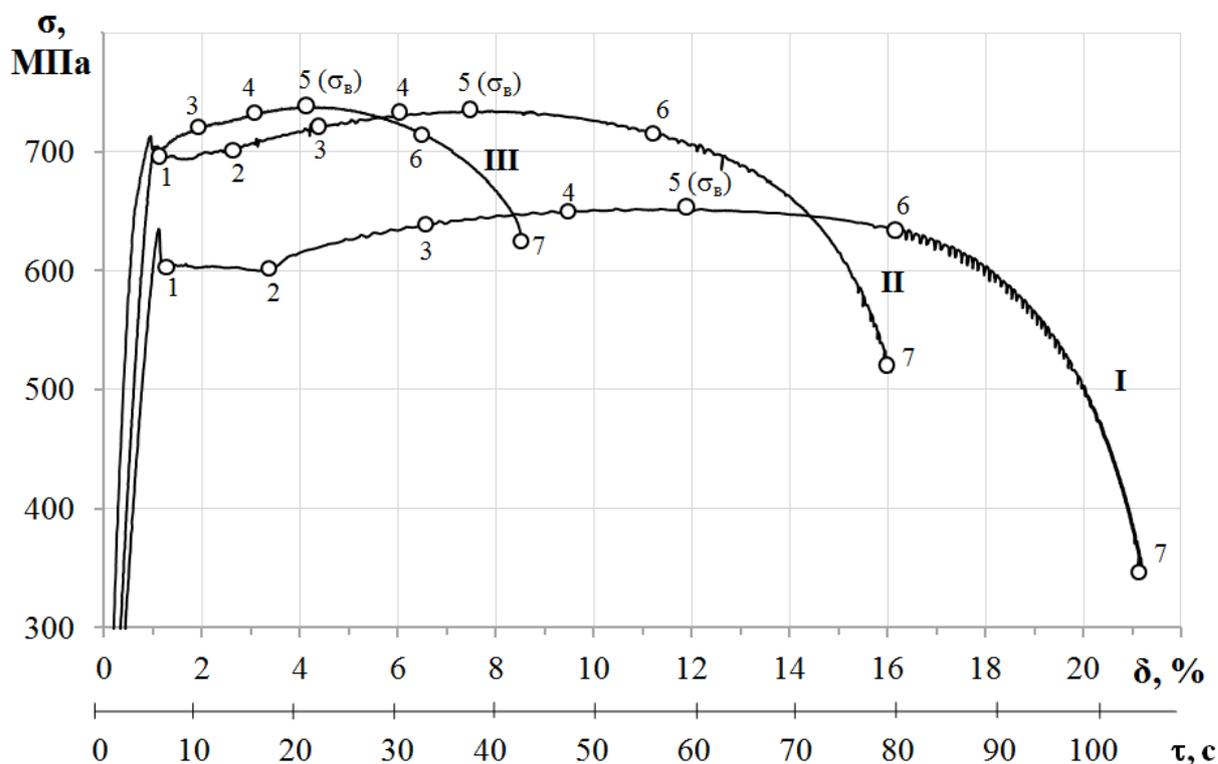


Рис. 6. Кривые растяжения образцов стали 08Г2Б в исходном состоянии (после КПУО) и с разной величиной эффекта деформационного старения: I – слабый, II – средний, III – сильный; участок 1-2 – площадка текучести; участок 2-5 – равномерная стадия, участок 5-7 – сосредоточенная стадия.

При этом показано, что необходимым условием движения фронтов ПЧЛ (расширения полосы) является непрерывное возникновение и движение дислокаций и вакансий под действием одного концентратора напряжения (деформации), расположенного внутри полосы.

В предельном состоянии при $t_n = 250^\circ\text{C}$, когда ЭДС максимален, деформация Людерса типа II заключается в локализации деформации в очаге двух пересекающихся ПЧЛ, размер которого к концу площадки текучести занимает ~70-75% рабочей части образца (рис. 7, б, рис. 8, б). Это приводит к существенному снижению пластичности сталей типа 08Г2Б особенно на равномерной стадии деформации ($\Delta\delta_p = 8-10\%$, $\Delta\delta_c = 4-6\%$, $\Delta\delta = 12-16\%$).

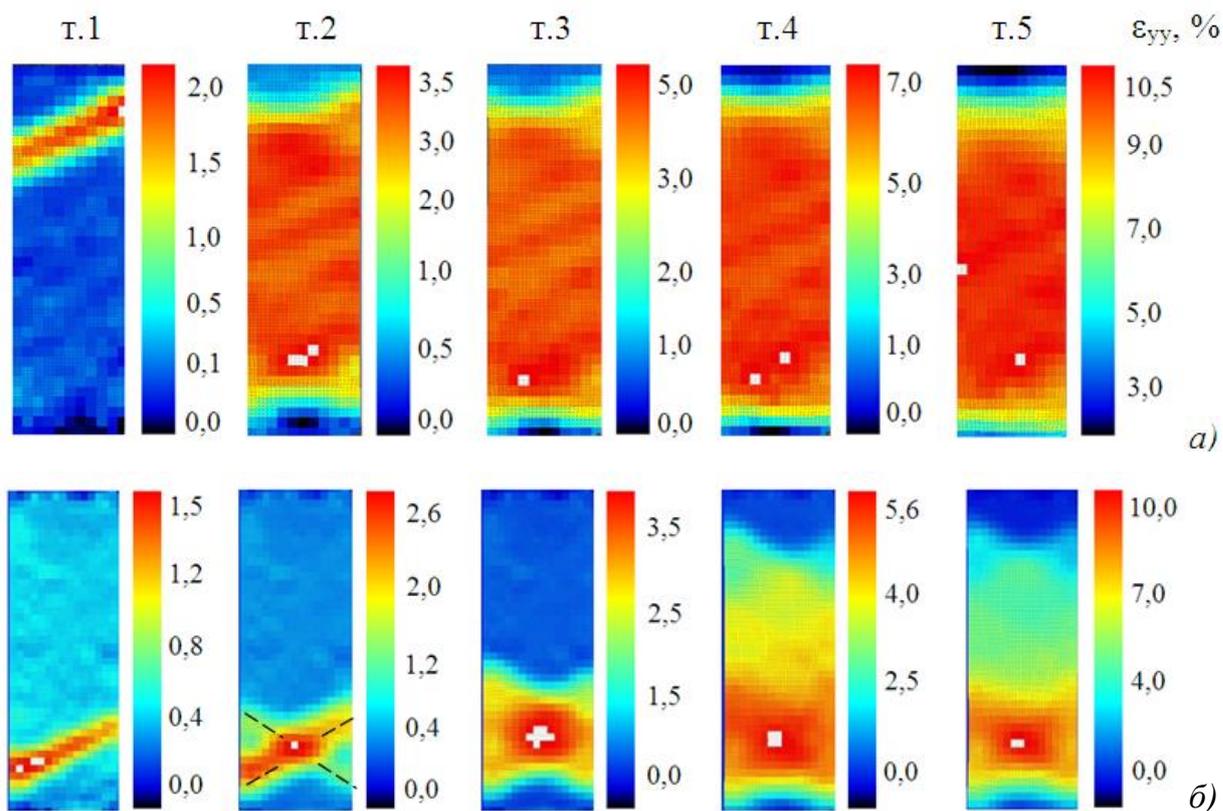


Рис. 7. Поля продольной компоненты тензора деформации ϵ_{yy} на площадке текучести (т. 1-2 на рис. 7) и равномерной стадии (т. 3-5 на рис. 7):
a) – образец I, *б)* – образец III.

На основе совместного анализа истинных кривых растяжения $S = f(\epsilon)$ и данных КЦИ образцов стали 08Г2Б экспериментально продемонстрировано разбиение равномерной стадии деформации на линейный и степенной периоды. Протяженность равномерной стадии δ_p (δ_p^{ct}), как и небольшого по величине линейного периода ($\delta_p^l \sim 1,0-2,0 \%$), высоко чувствительна к величине ЭДС и уменьшается ($\Delta\delta_p = \Delta\delta_p^{ct} \approx 8,5 \%$) по мере повышения степени закрепления дислокаций от минимального при $t_H = 680^\circ\text{C}$ до максимального при $t_H = 250^\circ\text{C}$.

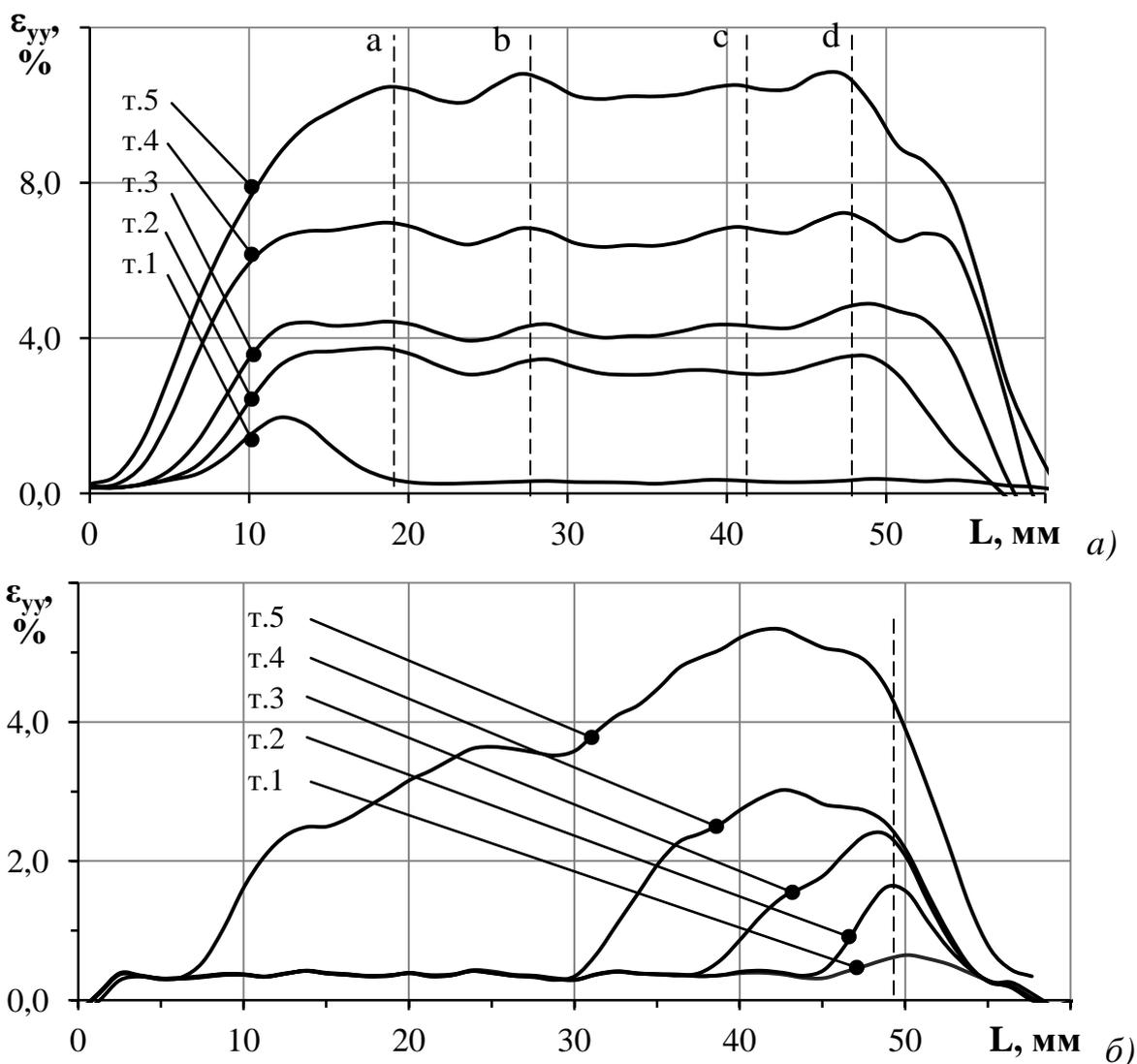


Рис. 8. Профили распределения компоненты ϵ_{yy} вдоль центральной оси по длине образца L : а) – образец I, б) – образец III.

Для аттестации уровня механических свойств изделий (конструкций) необходима оценка величины деформационного старения как на этапе их изготовления, так и в процессе эксплуатации. Предложена методика оценки величины эффекта деформационного старения (D_i) по относительному изменению разных механических характеристик при растяжении (пределу текучести σ_T , отношению σ_T/σ_B , протяженности равномерной стадии деформации δ_p , статической вязкости) в диапазоне предельных состояний металла от состояния с минимальной ($D_i \rightarrow 0$) до состояния с максимальной ($D_i \rightarrow 1,0$) величиной эффекта деформационного старения. Сравнительная оценка D_i для сталей 08Г2Б и 37ХГФ показала, что среди выделенных

механических свойств более высокую чувствительность к изменению величины деформационного старения имеют статическая вязкость a (D_a) и равномерное относительное удлинение δ_p (D_p). При этом объективность использования статической вязкости выше, поскольку величина D_a интегрально характеризует изменение прочностных и пластических свойств стали при деформационном старении.

На примере сталей 05Г2Б, 37ХГФ и 48Г2БМ показано, что ВН-обработку (предварительную холодную пластическую деформацию $\varepsilon \leq 5\%$ с последующим нагревом при 100-250°C) можно использовать для повышения на ~ 100 -200 МПа предела текучести $\sigma_{0,2}$ проката в нормализованном (горячекатаном) состоянии при невозможности применения других компонент упрочнения. Так, ВН-обработка горячекатаной стали 48Г2БМ по режиму – деформация $\varepsilon = 3\%$ + нагрев 250°C, 1 ч., привела к существенному повышению предела текучести ($\Delta\sigma_T = 270$ МПа) при сохранении временного сопротивления ($\sigma_B = 875$ МПа) и небольшом снижении пластичности ($\Delta\delta = 6,5\%$). Достигнутый уровень свойств в металле трубы соответствует более высокой категории прочности P110 вместо N80 (1) по стандарту API 5CT.

В пятой главе приведены результаты исследования природы и величины компонент пластичности на отдельных стадиях деформации (разрушения) широкого круга конструкционных сталей в различных структурно-фазовых состояниях.

Детальный анализ кривых растяжения $\sigma = f(\delta)$, проведенный на образцах: отожженного при 1000°C армко-Fe (обр. 1), стали 09Г2С после нормализации при 900°C (обр. 2), после закалки от 900°C и отпуска 650°C в течение 1 ч. (обр. 3), после наложения холодной пластической деформации $\varepsilon \sim 30\%$ (обр. 5) и стали 37Г2С после нормализации при 900°C (обр. 4) (рис. 9), позволил выделить параметры текучести: сочетание пластических (δ , δ_p , δ_c), прочностных ($\sigma_{0,2}$, σ_B , σ_K) и градиентных ($\Delta\sigma/\Delta\delta$, $\Delta\sigma/\Delta\tau$) свойств, характеризующих отдельные стадии деформации и входящие в них периоды: линейный и степенной на равномерной и I, II, III на сосредоточенной стадиях (табл. 3 и 4).

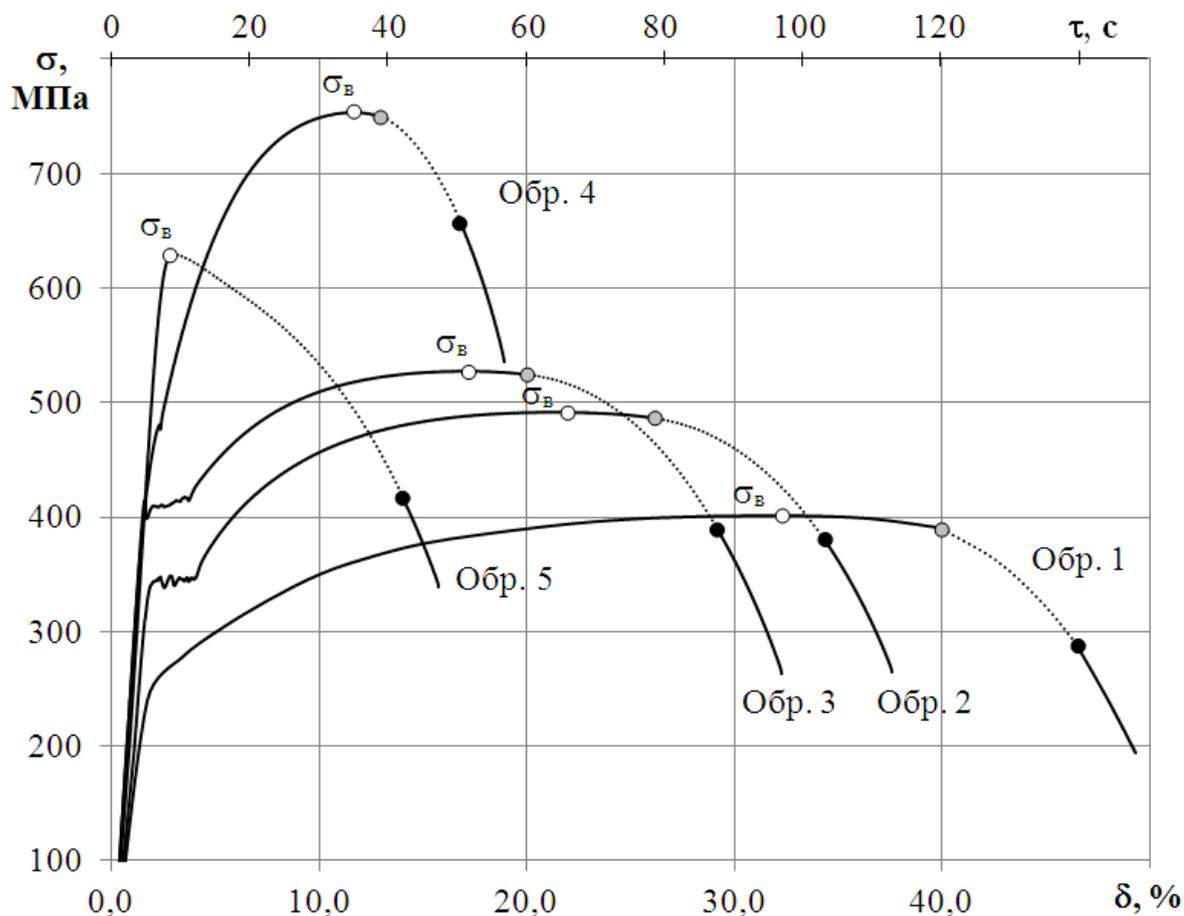


Рис. 9. Диаграммы растяжения образцов армко-железа (обр. 1), сталей 09Г2С (обр. 2, 3 и 5) и 37Г2С (обр. 4); начало периодов сосредоточенной стадии: ○ – I; ◐ – II; ● – III.

Таблица 3
Механические свойства армко-Fe и сталей в различном структурно-фазовом состоянии на равномерной стадии растяжения

№ обр.	Структурно-фазовое состояние	Линейный период			Степенной период			
		$\sigma_{0,2(\tau)}$, МПа	e_p^l	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_l$, МПа/%	$\sigma_{ст}$, МПа	$e_p^{ст}$	n	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$, МПа/%
1	Феррит	250	0,020	25	300	0,26	0,27	3,3
2	Феррит + перлит	350	0,020	28	405	0,13	0,17	6,1
3	Феррит + карбиды	420	0,020	23	465	0,10	0,13	5,9
4	Перлит + избыточный феррит	480	0,008	88	550	0,10	0,18	18,6
5	Феррит + перлит, после ХПД ($\varepsilon = 30\%$)	600	0,001	100	610	0,02	–	12,5

Таблица 4

Механические свойства образцов армко-Fe и сталей в различном структурно-фазовом состоянии на сосредоточенной стадии растяжения

№ обр.	Период I		Период II			Период III			σ_k , МПа	δ , %
	σ_b , МПа	δ_c^I , %	σ_{II} , МПа	δ_c^{II} , %	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$, МПа/%	σ_{III} , МПа	δ_c^{III} , %	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{III}$, МПа/%		
1	400	2,0	395	11,0	8,6	300	3,0	35	195	48
2	490	1,5	485	11,5	9,1	380	3,0	40	260	32
3	530	1,5	525	11,5	11,7	390	2,0	63	265	28
4	755	0,5	750	8,0	12,5	650	2,0	58	535	22
5	630	0,0	630	10,0	21,0	420	2,0	40	340	15

Установлено, что в пределах каждого периода растяжения действует своя мода пластического течения и определенная совокупность видов релаксации (компенсационной, аннигиляционной и трещинообразование), что обеспечивает неразрывную связь процессов: параметры текучести i -го периода определяются параметрами текучести предыдущего. При этом величина компонент пластичности δ_i на каждом периоде определяется структурно-фазовым состоянием металла, а их сумма дает общую пластичность образца.

Предел текучести $\sigma_{0,2}$ является индикатором существующих в момент начала общей деформации внутренних напряжений и уже «израсходованной» на упрочнение доли пластичности. Повышение $\sigma_{0,2}$ приводит к увеличению напряжения начала всех периодов σ_i и их смещению в сторону меньших δ_i .

Так, повышение $\Delta\sigma_{0,2} = 100$ МПа при добавке к ферритной матрице 10-15 % перлита (сталь 09Г2С после нормализации) приводит к повышению на 80-100 МПа напряжения начала степенного периода ($\sigma_{ст}$) равномерной стадии и периодов I (σ_b), II (σ_{II}) и III (σ_{III}) сосредоточенной стадии при снижении равномерной и общей пластичности ($\Delta\delta_p = 13$ % $\Delta\delta = 16$ %). Уменьшается темп возрастания напряжений на степенном периоде равномерной стадии $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$ и увеличивается интенсивность их падения $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$ на периоде II сосредоточенной стадии, что, как и рост σ_k , свидетельствует об охрупчивании образцов.

Пластичность сталей как на равномерной стадии деформации δ_p , так и в целом δ , контролируется в значительной степени процессами на степенном

периоде (функционированием дислокационной ячеистой структуры), параметры текучести которого $\delta_p^{ст}$ и $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$ чрезвычайно чувствительны к изменению мобильности дислокаций, под которой понимается их способность к скольжению, в том числе поперечному, переползанию, аннигиляции и размножению. Так, у высокопластичных образцов армко-Fe и стали 09Г2С ($\delta = 48$ и 28 %, соответственно) основная компонента пластичности (~ 50 %) приходится на степенной период равномерной стадии. У образцов сталей 09Г2С и 37Г2С, охрупченных, соответственно, холодной пластической деформацией или значительным количеством (до ~ 70 %) перлита, компонента пластичности на степенном периоде равномерной стадии $\delta_p^{ст}$ уменьшается до 3-10 % при возрастании в 2-3 раза (до 12-18 МПа/%) скорости упрочнения $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$.

Протяженность сосредоточенной стадии δ_c менее чувствительна к изменению структурно-фазового состояния сталей, и в предельно упрочненном состоянии после наложения холодной пластической деформации или при максимальной величине эффекта деформационного старения, когда $\delta_p \rightarrow 0$, доля сосредоточенной стадии в общей пластичности δ_c/δ возрастает вплоть до 1. В то же время параметры текучести на всех периодах сосредоточенной стадии коррелируют с потерей пластичности. Особенно это заметно на периоде II, на котором охрупчивание металла, например, вызванное наложением холодной пластической деформации, повышает напряжение σ_{II} начала периода с 485 до 610 МПа, сдвигает его начало $\delta_c^{IIн}$ в сторону меньших степеней деформаций от 23,5 до 3 %, приводит к более резкому падению нагрузки на нем $(\Delta P/\Delta \tau)_{II}$ с 68 до 148 Н/с (рис. 10).

Обосновано, что ведущим процессом периода δ_c^I является шейкообразование, а периода δ_c^{II} – трещинообразование, когда металл пластически деформируется параллельно с ростом вязкой магистральной трещины. Параметры периода II (напряжение σ_{II} и деформация начала периода $\delta_c^{IIн}$, протяженность δ_c^{II} , статическая вязкость a_c), уменьшение которых при охрупчивании свидетельствует о снижении сопротивления металла распространению магистральной трещины, могут использоваться в качестве оценки трещиностойкости при растяжении.

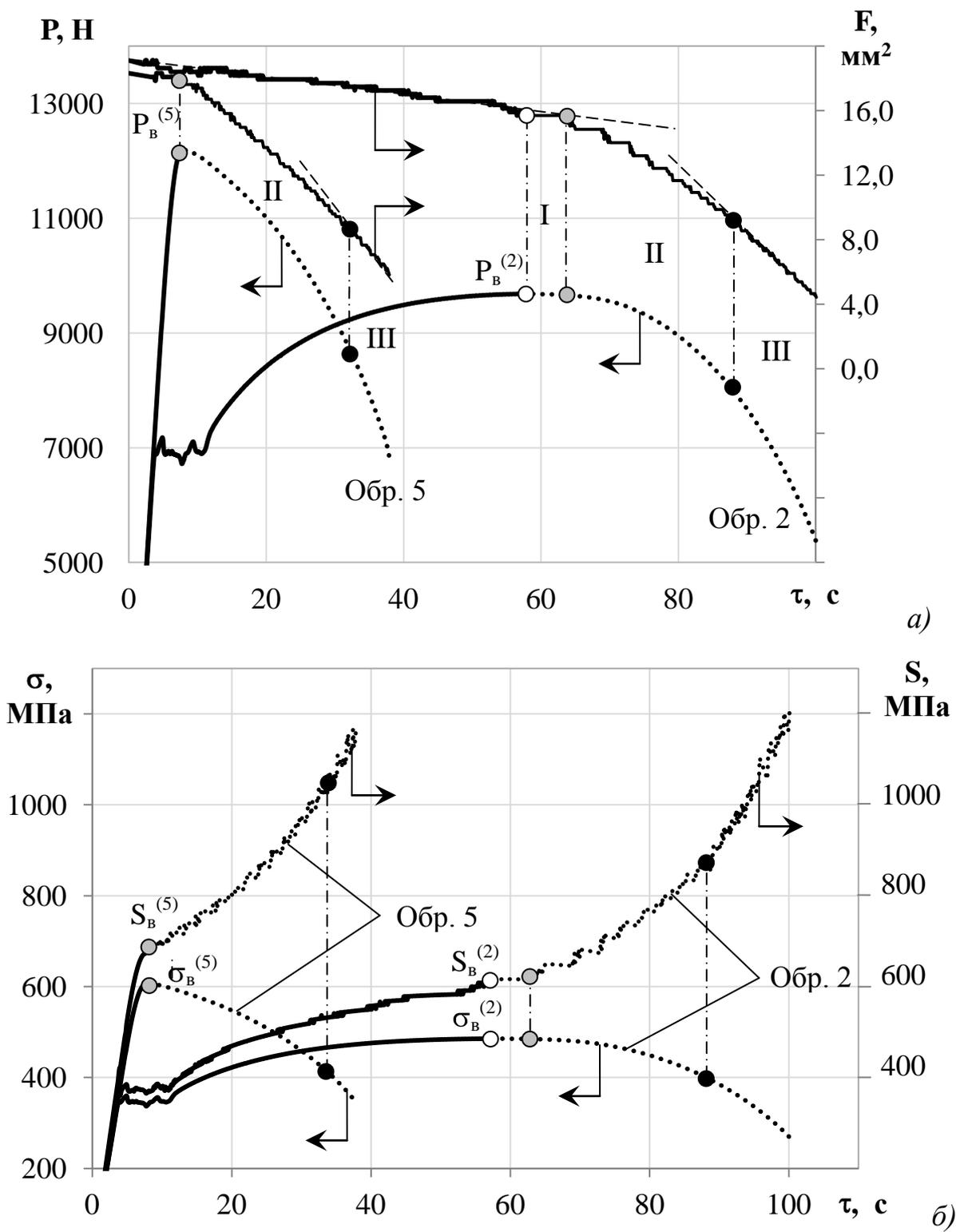


Рис. 10. Зависимость нагрузки P , площади поперечного сечения F (а), условного σ и истинного напряжения S (б) от времени растяжения τ образцов стали 09Г2С после нормализации (обр. 2) и последующей ХПД (обр. 5).

Деформация образца растяжением – многостадийное явление, и реализация пластичности – ее расход на каждой стадии происходит по своему механизму. Величина компонент пластичности δ_i определяется структурно-фазовым состоянием металла, а их сумма дает общую пластичность образца (рис. 11). Протяженность равномерной стадии δ_p ($\delta_p^{ст}$), как и небольшой по величине $\delta_p^л$, высоко чувствительна к состоянию образца и изменяется в широком диапазоне от максимальной величины ($\sim 32\%$ для армко-Fe) до близкой к нулю по мере охрупчивания металла. При этом рост доли δ_p в δ (δ_p/δ) благоприятно влияет на пластичность образца δ .

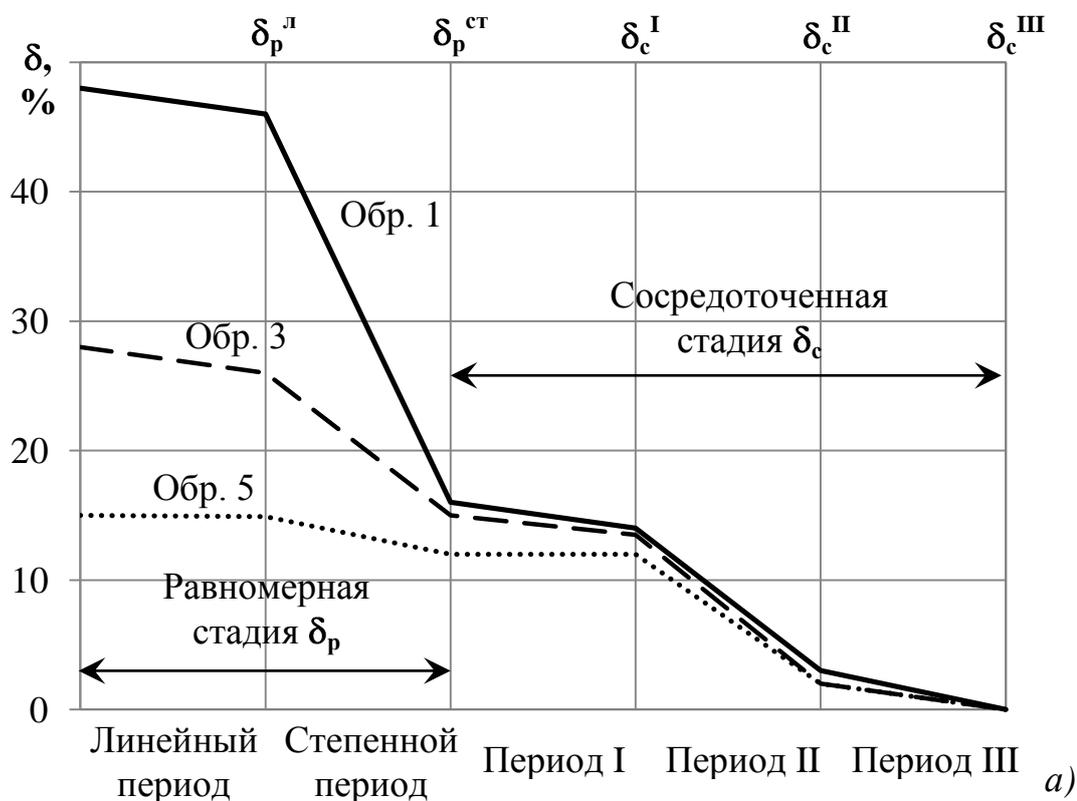


Рис. 11. Распределение компонент относительного удлинения δ_i по периодам в образцах армко-Fe и стали 09Г2С.

В этом плане параметры сосредоточенной стадии весьма «консервативны»: для изученных образцов стали 09Г2С, контрастно различающихся по δ , величина δ_c находится в пределах 12-16 %, т.е. даже для охрупченного обр. 5 $\delta_c \approx 12\%$ весьма высока (см. рис. 11). Снижение δ из-за интенсивного падения δ_p приводит к увеличению δ_c/δ до $\sim 0,95$, что крайне нежелательно.

Анализ механических свойств рядовых низко- и среднеуглеродистых сталей показал, что их упрочнение по любому из механизмов на $\Delta\sigma_{0,2} = 100$ МПа приводит к потере пластичности $\Delta\delta \sim 7,3$ % (рис. 12, табл. 5). У высокочистых строительных сталей нового поколения, например, класса прочности Х80, при значительном упрочнении ($\Delta\sigma_{0,2} \sim 300-500$ МПа) пластичность сохраняется на более высоком уровне ($\delta = 20-30$ %).

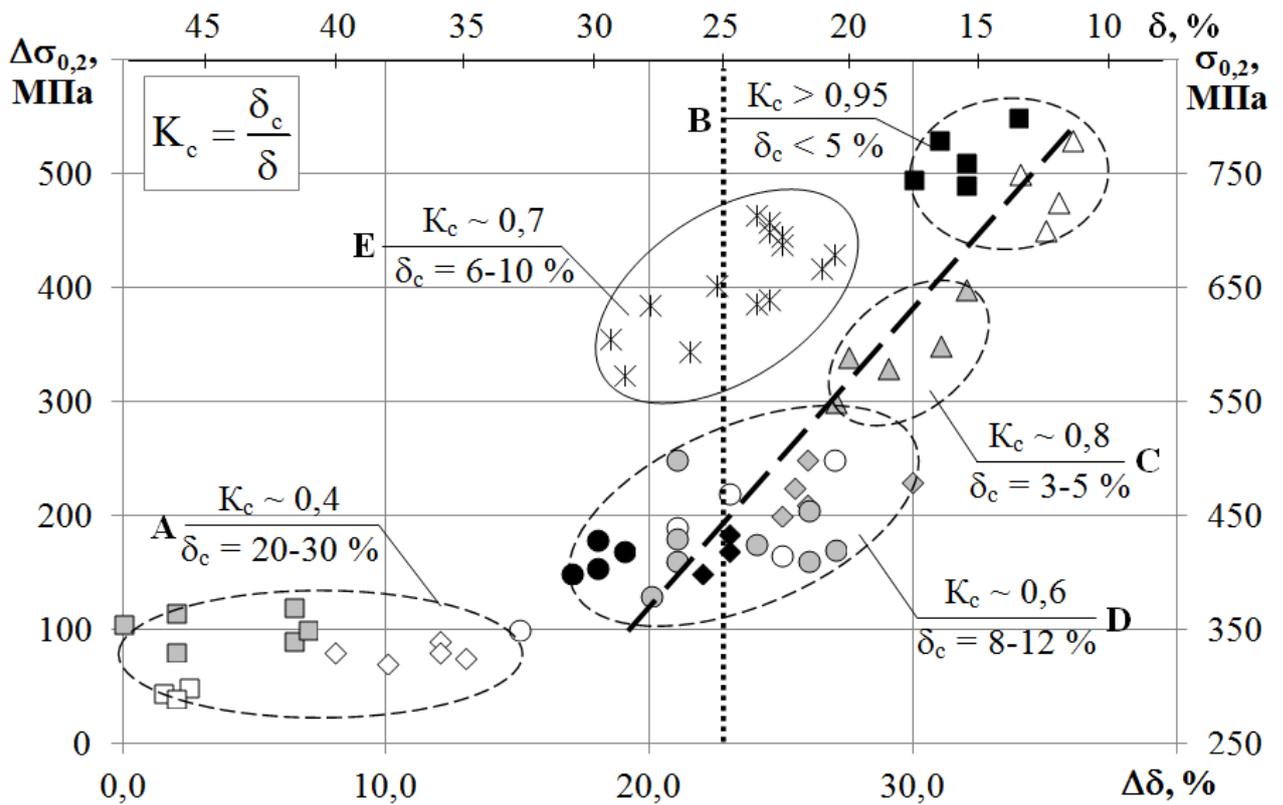


Рис. 12. Соотношение между пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и относительным удлинением δ (упрочнением $\Delta\sigma_{0,2}$ и потерей пластичности $\Delta\delta$) армко-Fe и конструкционных сталей (расшифровка меток в табл. 5).

При одинаковых условиях испытаний уровень ударной вязкости (работу пластической деформации до разрушения) обуславливает протяженность и состояние границ зерен. Так, проведенные микроструктурные исследования свидетельствуют о том, что образование обогащенных по углероду ($\sim 0,7$ %) зародышей аустенита при нагреве стали 08Г2Б чуть выше A_{c1} ($t = 730^\circ\text{C}$) происходит по границам исходных аустенитных зерен. Это приводит к

охрупчиванию металла при ударном изгибе (KCV^{40} падает от 3,0 до 0,8 МДж/м²), обусловленному выделением хрупких низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита по границам зерен.

Таблица 5

Доминирующие механизмы упрочнения армко-Fe и сталей
после обработок по различным режимам

№	Сталь	Обработка	Доминирующий механизм упрочнения	Метки
1	Армко-Fe	РКУП + отжиг 600°С	Зернограничный	○
2	09Г2С	Изоформинг	Субзеренный	●
3	09Г2С	Закалка + высокий отпуск		●
4	09Г2С	Закалка + низкий отпуск ($\rho_d \sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$)	Дислокационный	△
5	Армко-Fe	РКУП ($\rho_d \sim 1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$)		△
6	38Г2СФ	Нормализация	Дисперсионный	□
7	37Г2С	Нормализация + деформационное старение		■
8	37ХГФ	Закалка + отпуск		■
9	09Г2С	Нормализация	Перлитный	◇
10	37Г2С	Нормализация		◇
11	09Г2С	Закалка из МКИ температур	Мартенситный (бейнитный)	◆
12	08Г2Б	Контролируемая прокатка	Зернограничный + мартенситный (бейнитный)	✱

Совместный анализ кривых ударного нагружения $F = f(S)$ и изломов образцов низко- и среднеуглеродистых сталей позволил выделить периоды при зарождении и распространении магистральной трещины (рис. 13), параметры которых (прочностные F_i , $\sigma_i^{\text{изг}}$, пластические ΔS , S_i^H , градиентные $(\Delta F/\Delta S)_i$) коррелируют с изменением энергоемкости разрушения KV и фрактографическим порогом хладноломкости t_{50} .

Каждый из этих периодов, как и при испытаниях на растяжение, описывается своим набором параметров текучести и разрушения – прочностных (σ_i , F_i), пластических (ΔS_i , S_i) и градиентных ($(\Delta \sigma/\Delta S)_i$, $(\Delta F/\Delta S)_i$). Для оценки запаса вязкости (трещиностойкости) образцов при инструментальных испытаниях на ударный изгиб можно использовать следующие параметры периода II: температуру его появления на кривой $F = f(S)$, величину пластического изгиба на нем ΔS_{II} и в его начале S_{II}^H ; интенсивность падения нагрузки (наклон) $(\Delta F/\Delta S)_{II}$.

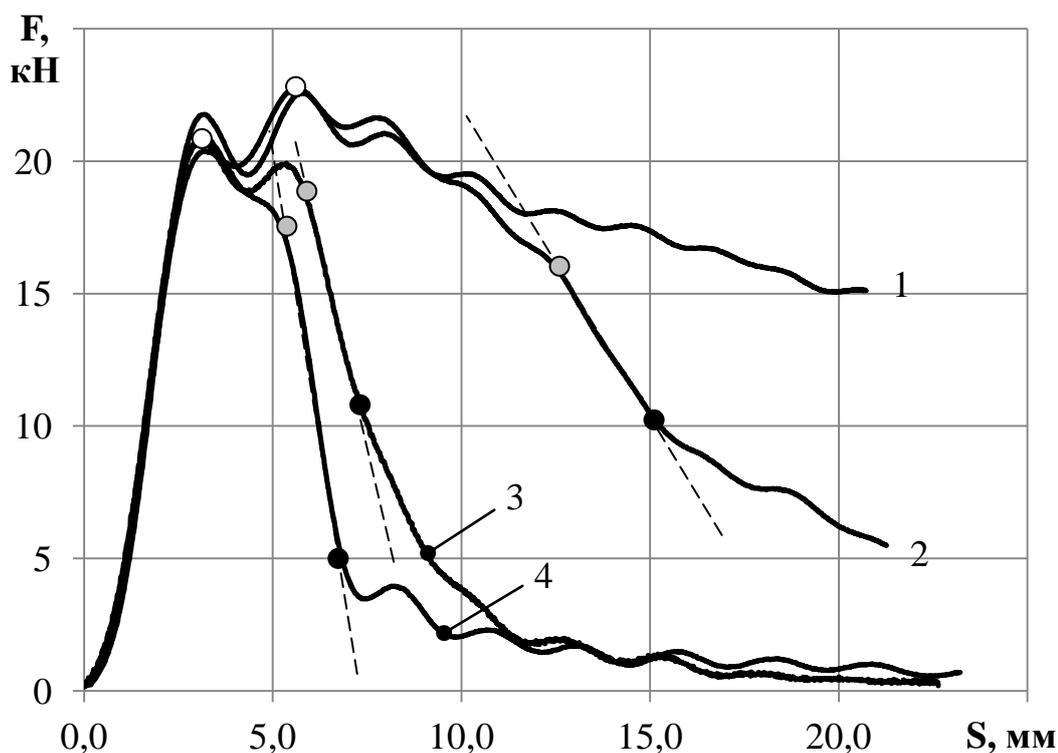


Рис. 13. Диаграммы ударного нагружения образцов стали X80:
 1 – $t_{исп} = +20^{\circ}\text{C}$, 2 – $t_{исп} = -40^{\circ}\text{C}$, 3 – $t_{исп} = -60^{\circ}\text{C}$, 4 – $t_{исп} = -80^{\circ}\text{C}$;
 начало периодов на стадии роста магистральной трещины:
 ○ – I ($t.F_m$); ◐ – II ($t.F_{bf}$); ● – III ($t.F_a$).

Для оценки вязкости (трещиностойкости) конструкционных сталей по диаграммам ударного нагружения $F = f(S)$ предложена методика, подтвержденная патентом РФ, в которой изменение параметров на периоде II учитывается критерием вязкости K_v .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сформулируем основные моменты, вытекающие из анализа полученных в работе экспериментальных данных.

Пластичность есть фундаментальное свойство конструкционных сталей и, как показали проведенные исследования, лимитирует и, следовательно, контролирует конструкционную прочность изделий. В сталях имеющуюся пластичность феррита ($\delta_p = 32\%$, $\delta = 48\%$) необходимо рационально расходовать при изготовлении изделий (конструкций), поскольку оставшийся запас определяет деформационное поведение (ресурс их долговечности) при эксплуатации.

Все механизмы упрочнения (дислокационный, перлитный, дисперсионный) за исключением зернограничного (субзеренного) приводят к существенной и примерно одинаковой величине потери пластичности сталей ($\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p \sim 40-45$ МПа/%), поскольку их действие сводится к взаимодействию движущихся дислокаций с дислокациями, сдерживаемыми препятствиями. Зернограничное упрочнение действует более мягко ($\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p \sim 12$ МПа/%), поскольку границы зерен являются не только препятствиями для движущихся дислокаций, но и их стоками и источником. Субзеренная структура способствует менее существенному по сравнению с зеренной структурой снижению пластичности сталей. Из этого следует, что наиболее перспективным способом упрочнения сталей, обеспечивающим сохранение высокой пластичности, является диспергирование ферритной матрицы ($d_s = 3,0-4,0$ мкм) с высокой протяженностью субграниц.

Однотипным влиянием на пластичность различных механизмов упрочнения можно объяснить установленное для широкого круга сталей в различных структурно-фазовых состояниях соотношение $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta \sim 14$ МПа/%, которое можно использовать для отыскания оптимальной конструкционной прочности.

Использование одного механизма упрочнения с точки зрения сохранения пластичности нерационально, так как каждый механизм упрочнения обладает одновременно положительными свойствами: дисперсные частицы тормозят рост зерна и влияют, как и дислокации, на устойчивость переохлажденного аустенита; перлит – самый дешевый упрочнитель для широкого круга сталей. Примером такого дозированного использования нескольких механизмов упрочнения являются высокочистые строительные стали нового поколения типа X80.

Пластичность – это релаксация напряжений в ходе пластического течения. Разбиение кривых нагружения на периоды (стадии), на которых действует своя мода пластического течения и определенная совокупность видов релаксации, дает возможность анализировать влияние различных факторов на δ и ее компоненты ($\Delta\delta_i$). Так, экспериментально доказано, что доминирующий вклад в пластичность вносит степенной период равномерной стадии, в трещиностойкость – II период сосредоточенной стадии, и рост отношения δ_s/δ свидетельствует об охрупчивании материала.

Использование для каждого периода параметров текучести: пластических (δ , δ_p , δ_c , δ_c/δ), прочностных ($\sigma_{0,2}$, σ_B , σ_K , σ_K/σ_B) и градиентных ($\Delta\sigma/\Delta\delta$, $\Delta\sigma/\Delta\tau$) значительно расширяет информацию о деформационном поведении и разрушении материала в отличие от сравнительно небольшого набора стандартных механических свойств. Анализ параметров текучести и разрушения показывает, как при нагружении формируется уровень их свойств.

Существующая тесная связь периодов/стадий кривых растяжения заключается в том, что параметры каждого периода/стадии определяются параметрами предыдущего периода/стадии. Так, упругая стадия закладывает «фундамент» процессов на равномерной стадии через образование аperiodически расположенных на поверхности образца локальных очагов пластического течения, при росте которых на равномерной стадии возникают каналы течения. В свою очередь, параметры равномерной стадии «программируют» процессы и их интенсивность на сосредоточенной стадии. Например, по мере охрупчивания сталей уменьшается вплоть до полного исчезновения протяженность степенного периода равномерной стадии, что вызывает смещение в сторону меньших δ начало периода II сосредоточенной стадии.

Вязкость конструкционных сталей – производная их пластичности, поскольку высокую вязкость нельзя получить без высокой пластичности, хотя высокая пластичность еще не гарантирует высокую вязкость, когда границы зерен, находящиеся в охрупченном состоянии, не могут участвовать в пластическом течении. Период II сосредоточенной стадии растяжения (δ_c^{II}) и на инструментированной кривой ударного изгиба $F = f(S)$ (ΔS_{II}) имеют не только внешнее сходство, но и одинаковую физическую сущность: на них пластическое течение контролируется ростом магистральной трещины. Масштаб этих процессов определяет уровень трещиностойкости образцов, который, следовательно, можно объективно оценить из анализа кривой растяжения.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Показано, что для анализа основных факторов, ответственных за пластичность конструкционных сталей, целенаправленного управления механическими свойствами пластичность сталей с ферритной основой

(относительное удлинение при одноосном растяжении $\Delta\delta$) при упрочнении продуктивно рассматривать как разность между пластичностью феррита (армко-Fe) – основной фазовой составляющей сталей – ($\delta_p = 32\%$, $\delta = 48\%$) и вкладом разных механизмов упрочнения в ее снижение: дислокационного, зернограничного (субзеренного), дисперсионного, перлитного.

Наиболее сильную потерю пластичности вносит дислокационное и дисперсионное упрочнения $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p \sim 46$ МПа/%, тогда как зернограничное действует значительно мягче: $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p \sim 12$ МПа/%. Это показывает эффективность измельчения зерна феррита: при $d_3 = 3,0-4,0$ мкм достигается наилучшее сочетание прочности и пластичности ($\sigma_{0,2} = 400-450$ МПа, $\sigma_B = 550-600$ МПа, $\delta = 16-20\%$).

2. Результаты испытаний на растяжение образцов сталей 09Г2С и 37Г2С показали, что использование перлитного механизма упрочнения для повышения конструкционной прочности сталей в горячекатаном (нормализованном) состоянии является малоэффективным, поскольку одновременно со сравнительно небольшим повышением прочностных свойств ($\Delta\sigma_{0,2} \sim 180-200$ МПа, $\Delta\sigma_B \sim 220-250$ МПа) происходит существенное снижение пластических свойств сталей ($\Delta\delta_p \sim 4-5\%$, $\Delta\delta \sim 10-12\%$). Интенсивность потери пластичности при перлитном упрочнении $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p \sim 40-45$ МПа соизмерима с таковой при дислокационном упрочнении, а, главное, сопровождается резким падением ударной вязкости на $\Delta KCV \sim 1,0-1,2$ МДж/м² и повышением температуры вязко-хрупкого перехода на $\Delta t_{xp} \sim 30^\circ\text{C}$.

Снижению отрицательного влияния перлита на уровень вязко-пластических свойств феррито-перлитных сталей способствует уменьшение количества и размера цементитных частиц при термомеханической обработке сталей, микролегированных V, Nb, Ti, и более радикально при термоулучшении (закалке с отпуском). Небольшие добавки ($\sim 0,1$ мас. %) сильных карбидообразователей и коагуляция частиц при отпуске обеспечивают повышение ударной вязкости KCV на $0,5-0,7$ МДж/м² или на $1,0-1,5$ МДж/м², соответственно, для среднеуглеродистых и низкоуглеродистых сталей.

Экспериментально установленная для широкого круга конструкционных сталей линейная корреляция $KCV = 4,0 - 4,8 \cdot \sigma_K / \sigma_B$ позволяет использовать параметры, найденные при растяжении образцов, для

оценки вязкости (трещиностойкости) сталей с перлитным упрочнением. При этом самая низкая величина $\sigma_K/\sigma_B \sim 0,50$ наблюдается для низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С, имеющих наивысшую среди изученных состояний ударную вязкость $KCV = 1,5-2,0$ МДж/м².

3. Совместным анализом микроструктуры, фазового состава и механических свойств показано, что высокая конструктивная прочность сталей класса прочности Х80 связана с использованием прецизионно подобранных механизмов упрочнения: малым размером субзерен феррита ($d_f \sim 3-5$ мкм) с углом разориентировки $\Theta \leq 7^\circ$, небольшим дислокационным и дисперсионным упрочнением, упрочнению бейнитом/мартенситом ($d_{б/м} = 3-5$ мкм, $q_{б/м} \leq 30$ %), обладающему повышенной деформируемостью благодаря сверхнизкому содержанию углерода ($C_c \leq 0,05$ мас. %), отсутствию перлита.

Для изломов образцов Шарпи сталей класса прочности Х80 характерно образование вплоть до $t_{исп} = -60^\circ\text{C}$ уникальной вязкой однородной зоны L_c , имеющей крайне высокую энергоемкость разрушения, и конкурирующей с ней зоны волокнистого разрушения L_b . Экспериментально доказано, что величина $L_c/V \geq 0,19-0,24$, где V – высота образца Шарпи в месте надреза, является статистически и металофизически обоснованным фрактографическим критерием, гарантирующим замедленное вязкое разрушение сталей Х80 ($KCV^{-40} = 2,5$ МДж/м²). Использование критерия L_c/V дает возможность оценки трещиностойкости на недоломанных образцах, часто встречающихся при ударных испытаниях высоковязких сталей.

4. Наряду со значительными достоинствами стали типа 05Г2Б обладают рядом недостатков ($\sigma_{0,2}/\sigma_B \approx 0,95$, наличием РЩ, высокой склонностью к деформационному старению), внесенных, в основном, контролируемой прокаткой с ускоренным охлаждением. Показано, что их, в значительной мере, удается устранить финишной термообработкой по режиму: нагрев до температуры $t = A_{c3} - (20...40)^\circ\text{C}$, например, до $t_n = 900^\circ\text{C}$, с последующим ускоренным охлаждением, обеспечивающей достижение наивысшей конструктивной прочности ($\sigma_{0,2} = 565-590$ МПа, $\sigma_B = 740-770$ МПа, $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,73-0,74$, $\delta = 22-23$ %, $KCV^{-40} = 2,65-2,70$ МДж/м²).

Разработана методика оценки величины эффекта деформационного старения (D_i) по относительному изменению разных механических

характеристик при растяжении в диапазоне предельных состояний металла от минимального ($D_i \rightarrow 0$) до максимального ($D_i \rightarrow 1,0$) по величине эффекта.

5. На основе анализа хода кривых растяжения изученных сталей, а также с использованием метода корреляции цифровых изображений впервые экспериментально выделены периоды на сосредоточенной стадии деформации, каждый из которых характеризуется набором параметров текучести – пластических (δ , δ_p , δ_c , δ_c/δ), прочностных ($\sigma_{0,2}$, σ_b , σ_k , σ_k/σ_b), градиентных ($\Delta\sigma/\Delta\delta$, $\Delta\sigma/\Delta\tau$) и вязких (a_p , a_c , a).

Выявлена корреляция параметров текучести и разрушения на периоде II сосредоточенной стадии растяжения (σ_{II} , δ_c^{III} , δ_c^{II} , a_c) и на ниспадающем участке кривой ударного изгиба (F_{II} , σ_{II} , ΔS_{II} , ΔS_{II}^H , $(\Delta F/\Delta S)_{II}$) с охрупчиванием металла, на основе которой разработана методика оценки трещиностойкости конструкционных сталей обычной и повышенной вязкости.

На примере сталей 05Г2Б, 37ХГФ и 48Г2БМ показано, что ВН-обработку (предварительную холодную пластическую деформацию $\varepsilon \leq 5\%$ с последующим нагревом при 100-250°C) можно использовать для повышения на ~ 100 -200 МПа предела текучести σ_T проката в нормализованном (горячекатаном) состоянии при невозможности применения других компонент упрочнения.

СПИСОК ОПУБЛИКОВАННЫХ РАБОТ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

а) статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определённых ВАК и Аттестационным советом УрФУ:

1. Пышминцев И.Ю., **Хотинов В.А.**, Швейкин В.П. Прочность и пластичность технического железа после прокатки в ферритной области // Физика металлов и металловедение, 2004. Т. 98. № 2. С. 108-115. (0,45 п.л./0,15 п.л.).
Pyshmintsev, I.Yu., **Khotinov, V.A.**, Shveikin, V.P. Strength and plasticity of commercial iron after rolling in the ferritic field // Physics of Metals and Metallography, 2004, 98(2), pp. 213-220. (0,45 п.л./0,15 п.л.). (Scopus)
2. Горожанин П.Ю., Черных Е.С., **Хотинов В.А.**, Жукова С.Ю., Фарбер В.М. Влияние состава и режимов проката на механические свойства труб из среднеуглеродистых низколегированных сталей // Производство проката, 2005. № 12. С. 27-31. (0,28 п.л./0,06 п.л.).

3. Горожанин П.Ю., Черных Е.С., **Хотинов В.А.**, Жукова С.Ю., Фарбер В.М. Разработка сталей и режимов производства насосно-компрессорных и обсадных труб // Известия ВУЗов. Черная металлургия, 2007. № 8. С. 44-46. (0,17 п.л./0,03 п.л.).
Gorozhanin, P.Yu., Chernykh, E.S., **Khotinov, V.A.**, Zhukova, S.Yu., Farber, V.M. Development of steel and production conditions for pump-compressor pipe and casing pipe // Steel in Translation, 2007, 37(8), pp. 673-675. (0,17 п.л./ 0,03 п.л.). (Scopus).
4. Швейкин В.П., **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М. Микроструктура и фазовый состав низкоуглеродистых сталей после нагрева до температур межкритического интервала // Известия ВУЗов. Черная металлургия, 2008. № 6. С. 39-43. (0,28 п.л./0,09 п.л.).
5. Швейкин В.П., **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М. Кинетика распада переохлажденного аустенита, сформировавшегося в межкритическом интервале температур // Физика металлов и металловедение, 2007. Т. 104. № 5. С. 510-516. (0,39 п.л./0,13 п.л.). (Scopus)
Shveikin, V.P., **Khotinov, V.A.**, Farber, V.M. Kinetics of decomposition of undercooled austenite formed in the critical range of temperatures // Physics of Metals and Metallography, 2007, 104(5), pp. 490-496. (0,39 п.л./0,13 п.л.). (Scopus).
6. **Хотинов В.А.**, Черных Е.С., Жукова С.Ю., Швейкин В.П., Фарбер В.М. Кинетика распада переохлажденного аустенита в среднеуглеродистых трубных сталях // Известия ВУЗов. Черная металлургия, 2008. № 8. С. 24-26. (0,17 п.л./0,03 п.л.). (Scopus).
Khotinov, V.A., Chernykh, E.S., Zhukova, S.Yu., Shveikin, V.P., Farber, V.M. Decomposition kinetics of supercooled austenite in moderate-carbon pipe steel // Steel in Translation, 2008, 38(8), pp. 608-610. (0,17 п.л./0,03 п.л.). (Scopus).
7. Горожанин П.Ю., **Хотинов В.А.**, Черных Е.С., Жукова С.Ю., Фарбер В.М. Влияние состава сталей и технологии производства на механические свойства насосно-компрессорных и обсадных труб // Технология металлов, 2008. № 2. С. 5-9. (0,28 п.л./0,06 п.л.).
8. Черных Е.С., Жукова С.Ю., Фарбер В.М., **Хотинов В.А.** Использование углеродного эквивалента для оценки прочностных свойств горячедеформированных труб из среднеуглеродистых низколегированных сталей // Известия ВУЗов. Черная металлургия, 2008. № 10. С. 47-50. (0,22 п.л./0,06 п.л.).
Chernykh, E.S., Zhukova, S.Yu., Farber, V.M., **Khotinov, V.A.** Estimating the strength of hot-deformed pipe made from moderate-carbon low-alloy steel by

means of the carbon equivalent // *Steel in Translation*, 2008, 38(10), pp. 824-827. (0,22 п.л./0,06 п.л.). (Scopus).

9. Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Бодров Ю.В., Горожанин П.Ю., Жукова С.Ю., **Хотинов В.А.** Стали для насосно-компрессорных и обсадных труб повышенных групп прочности // *Металлург*, 2008. № 1. С. 47-53. (0,39 п.л./0,07 п.л.).
Farber, V.M., Pyshmintsev, I.Yu., Bodrov, Yu.V., Gorozhanin, P.Yu., Zhukova, S.Yu., **Khotinov, V.A.** High-strength steels for casing and pump-compressor tubing // *Metallurgist*, 2008, 52(1-2), pp. 29-37. (0,50 п.л./0,09 п.л.). (Scopus).
10. Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., **Хотинов В.А.** Фрактографический критерий трещиностойкости труб группы прочности X80 // *Производство проката*, 2011. № 3. С. 7-11. (0,28 п.л./0,07 п.л.).
11. Арабей А.Б., **Хотинов В.А.**, Струин А.О., Фарбер В.М. Структура и механические свойства сварных соединений труб большого диаметра класса прочности K60 // *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, 2011. № 1. С. 3-7. (0,28 п.л./0,07 п.л.).
Arabeu, A.B., **Khotinov, V.A.**, Struin, A.O., Farber, V.M. Weld seams in large-diameter pipe of K60 strength class // *Steel in Translation*, 2011, 41(1), pp. 1-5. (0,28 п.л./0,07 п.л.). (Scopus).
12. **Хотинов В.А.**, Струин А.О., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) // *Наука и техника в газовой промышленности*, 2011. № 4 (48). С. 79-85. (0,39 п.л./0,08 п.л.).
13. **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Ощуков С.В. Структура и механические свойства среднеуглеродистых сталей после нагрева в МКИ температур // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2011. № 11. С. 31-35. (0,28 п.л./0,09 п.л.).
Khotinov, V.A., Farber, V.M., Oshchukov, S.V. Structure and mechanical properties of medium-carbon steels after heating in the intercritical temperature range // *Metal Science and Heat Treatment*, 2012, 53(11-12), pp. 545-549. (0,28 п.л./0,09 п.л.). (Scopus).
14. Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., **Хотинов В.А.**, Селиванова О.В., Струин А.О., Лежнин Н.В. Вклад дисперсных фаз в формирование структуры и свойств высокопрочных трубных сталей // *Производство проката*, 2011. № 11. С. 14-21. (0,45 п.л./0,06 п.л.).
15. Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., **Хотинов В.А.**, Селиванова О.В., Юровских А.С., Лежнин Н.В. Дисперсные фазы в

- высокопрочных низкоуглеродистых микролегированных сталях для сварных конструкций // *Материаловедение*, 2012. № 1. С. 11-16. (0,34 п.л./0,05 п.л.).
16. Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б., Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Лежнин Н.В. Лабораторные критерии трещиностойкости высокопрочных сталей для труб магистральных газопроводов // *Физика металлов и материаловедение*, 2012. Т. 113. № 4. С. 433-439. (0,39 п.л./0,08 п.л.).
Pyshmintsev, I.Yu., Arabey, A.B., Farber, V.M., **Khotinov, V.A.**, Lezhnin, N.V. Laboratory criteria of crack resistance of high-strength steels for gas main pipelines // *Physics of Metals and Metallography*, 2012, 113(4), pp. 411-417. (0,39 п.л./0,08 п.л.). (Scopus).
17. **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Лежнин Н.В. Анализ осциллограмм разрушения образцов Шарпи высоковязкой стали // *Производство проката*, 2012. № 11. С. 35-38. (0,22 п.л./0,06 п.л.).
18. Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Струин А.О. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) // *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, 2012. № 3. С. 12-20. (0,50 п.л./0,10 п.л.).
Arabey, A.B., Pyshmintsev, I.Y., Farber, V.M., **Khotinov, V.A.**, Struin, A.O. Failure of pipe steel of X80 (K65) strength class // *Steel in Translation*, 2012, 42(3), pp. 212-218. (0,39 п.л./0,08 п.л.). (Scopus).
19. Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б., **Хотинов В.А.**, Лежнин Н.В., Мальцева А.М. Модель возникновения и роста расщеплений // *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, 2012. № 5. С. 34-39. (0,34 п.л./0,06 п.л.).
Farber, V.M., Pyshmintsev, I.Y., Arabey, A.B., **Khotinov, V.A.**, Lezhnin, N.V., Maltseva, A.M. Model of cleavage // *Steel in Translation*, 2012, 42(5), pp. 393-398. (0,34 п.л./0,06 п.л.). (Scopus).
20. Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., **Хотинов В.А.**, Селиванова О.В., Лежнин Н.В., Валов М.А. Влияние низкотемпературного нагрева на механические свойства трубных сталей категории прочности K65 (X80) // *Производство проката*, 2012. № 11. С. 35-39. (0,28 п.л./0,04 п.л.).
21. **Хотинов В.А.**, Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М. Структура и механические свойства сварных соединений труб большого диаметра // *Металлы*, 2013. № 3. С. 20-28. (0,50 п.л./0,13 п.л.).
Khotinov, V.A., Arabey, A.B., Pyshmintsev, I.Yu., Farber, V.M. Structure and mechanical properties of the welded joints of large-diameter pipes // *Russian Metallurgy (Metally)*, 2013(5), pp. 336-343. (0,45 п.л./0,11 п.л.). (Scopus).
22. **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Морозова А.Н., Лежнин Н.В. Использование осциллограмм ударного изгиба образцов Шарпи для оценки энергоемкости разрушения высоковязких сталей // *Производство проката*, 2013. № 11. С. 28-34. (0,39 п.л./0,10 п.л.).

23. **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Морозова А.Н., Валов М.А., Шарипов Г.А. Структура и механические свойства технологических сварных соединений газопроводных труб // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2014. № 6. С. 34-38. (0,28 п.л./0,06 п.л.).
- Khotinov, V.A.**, Farber, V.M., Morozova, A.N., Valov, M.A., Sharipov, G.A. Structure and Mechanical Properties of Welded Joints of Gas Transmission Pipes // *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, 56(5-6), pp. 315-319. (0,28 п.л./0,06 п.л.). (Scopus).
24. Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Морозова А.Н., Лежнин Н.В., Мартин Т. Диагностика изломов и энергоемкости вязкого разрушения при инструментальных испытаниях на ударный изгиб // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2015. № 6. С. 22-25. (0,22 п.л./0,04 п.л.).
- Farber, V.M., **Khotinov, V.A.**, Morozova, A.N., Lezhnin, N.V., Martin, T. Diagnosis of the Fracture and Fracture Energy of High-Ductility Steels in Instrumented Impact-Bending Tests // *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, 57(5-6), pp. 329-333. (0,28 п.л./0,06 п.л.). (Scopus).
25. Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Морозова А.Н., Мартин Т. Расщепления и их вклад в ударную вязкость сталей класса прочности К65 (X80) // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2015. № 8. С. 39-44. (0,34 п.л./0,09 п.л.).
- Farber, V.M., **Khotinov, V.A.**, Morozova, A.N., Martin, T. Separations and Their Contribution into the Impact Toughness of Steels of Strength Class K65 (X80) // *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, 57(7-8), pp. 487-491. (0,28 п.л./0,07 п.л.). (Scopus).
26. Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Селиванова О.В., Лежнин Н.В., Морозова А.Н., Беликов С.В., Карабаналов М.С., Жилияков А.Ю. Расщепления в сталях, испытавших контролируемую прокатку и последующее ускоренное охлаждение // *Физика металлов и металловедение*, 2016. Т. 117. № 4. С. 1-15. (0,84 п.л./0,11 п.л.).
- Farber, V.M., **Khotinov, V.A.**, Selivanova, O.V., Lezhnin, N.V., Belikov, S.V., Karabanalov, M.S., Zhilyakov, A.Y. Separations in steels subjected to controlled rolling, followed by accelerated cooling // *Physics of Metals and Metallography*, 2016, 117(4), pp. 407-421. (0,84 п.л./0,11 п.л.). (Scopus).
27. Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Селиванова О.В., Полухина О.Н., Юровских А.С., Панов Д.О. Кинетика образования аустенита и влияние нагрева в межкритическом интервале температур на структуру стали 08Г2Б // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2016. № 11. С. 11-16. (0,34 п.л./0,06 п.л.).

- Farber, V.M., **Khotinov, V.A.**, Selivanova, O.V., Polukhina, O.N., Yurovskikh, A.S., Panov, D.O. Kinetics of formation of austenite and effect of heating in the intercritical temperature range on the structure of steel 08G2B // Metal Science and Heat Treatment, 2017, 58(11-12), pp. 650-655. (0,34 п.л./0,06 п.л.). (Scopus).
28. **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Селиванова О.В., Полухина О.Н. Влияние термообработки на механические свойства сталей типа 08Г2БМ с ультрадисперсной структурой // Производство проката, 2017. № 2. С. 20-25. (0,34 п.л./0,09 п.л.).
29. Фарбер В.М., Арабей А.Б., **Хотинов В.А.**, Морозова А.Н., Карабаналов М.С. Металловедческие аспекты слоистых трещин в толстолистовом прокате // Металловедение и термическая обработка металлов, 2017. № 11. С. 61-66. (0,34 п.л./0,07 п.л.).
Farber, V.M., Arabey, A.B., **Khotinov, V.A.**, Morozova, A.N., Karabanalov, M.S. Metallurgical Aspects of Layered Cracks in Hot-Rolled Plates // Metal Science and Heat Treatment, 2018, 59(11-12), pp. 735-740. (0,34 п.л./0,07 п.л.). (Scopus).
30. Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Селиванова О.В., Полухина О.Н. Структура и деформационное старение высокопрочной низколегированной стали // Производство проката, 2017. № 11. С. 42-48. (0,39 п.л./0,10 п.л.).
31. Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Морозова А.Н., Селиванова О.В., Полухина О.Н., Карабаналов М.С. Исследование области долома в образцах Шарпи высоковязкой стали 08Г2Б // Металловедение и термическая обработка металлов, 2018. № 6. С. 11-15. (0,28 п.л./0,05 п.л.).
Farber, V.M., **Khotinov, V.A.**, Morozova, A.N., Selivanova, O.V., Polukhina, O.N., Karabanalov, M.S. Study of the Breakage Region of High Ductility Steel 08G2B Charpy Specimen Fracture // Metal Science and Heat Treatment, 2018, 60(5-6), pp. 348-353. (0,34 п.л./0,06 п.л.). (Scopus).
32. **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Полухина О.Н. О влиянии деформационного старения на механические свойства стали 37ХГФ // Материаловедение, 2018, № 5. С. 8-12. (0,28 п.л./0,09 п.л.).
Khotinov, V.A., Farber, V.M., Polukhina, O.N. The Impact of Strain Aging on the Mechanical Properties of Steel 37KhGF // Inorganic Materials: Applied Research, 2019, 10(1), pp. 93-97. (0,28 п.л./0,09 п.л.). (Scopus).
33. **Хотинов В.А.**, Полухина О.Н., Селиванова О.В., Фарбер В.М. Влияние деформационного старения на механические свойства при растяжении в металле труб класса прочности X80 // Материаловедение, 2019. № 1. С. 9-14. (0,34 п.л./0,09 п.л.).
Khotinov, V.A., Polukhina, O.N., Selivanova, O.V., Farber, V.M. The Influence of the Strain Aging on the Mechanical Properties upon Extension in the Metal of X80

- Strength Grade Pipes// Inorganic Materials: Applied Research, 2019, 10(4), pp. 939-944. (0,34 п.л./0,09 п.л.). (Scopus).
34. **Хотинов В.А.**, Селиванова О.В., Фарбер В.М. Оценка величины эффекта деформационного старения в среднеуглеродистых трубных сталях после ВН-обработки // Деформация и разрушение, 2019. № 1. С. 37-42. (0,34 п.л./0,11 п.л.).
35. Фарбер В.М., Полухина О.Н., Вичужанин Д.И., **Хотинов В.А.**, Смирнов С.В. Исследование методом корреляции цифровых изображений пластической деформации до и на площадке текучести стали 08Г2Б. Ч. 1. Формирование пластической и упругой волн деформации // Металловедение и термическая обработка металлов, 2019. № 5. С. 9-14. (0,34 п.л./0,07 п.л.).
Farber, V.M., Polukhina, O.N., Vichuzhanin, D.I., **Khotinov, V.A.**, Smirnov, S.V. A Study of Plastic Deformation of 08G2B Steel Before and at the Yield Plateau by Digital Image Correlation Technique. Part 1. Formation of Plastic and Elastic Deformation Waves // Metal Science and Heat Treatment, 2019, 61(5-6), pp. 274-279. (0,34 п.л./0,07 п.л.). (Scopus).
36. Фарбер В.М., Полухина О.Н., Вичужанин Д.И., **Хотинов В.А.**, Смирнов С.В. Исследование методом корреляции цифровых изображений пластической деформации до и на площадке текучести стали 08Г2Б. Ч. 2. Функционирование каналов течения и зон в них // Металловедение и термическая обработка металлов, 2019. № 7. С. 9-14. (0,34 п.л./0,07 п.л.).
Farber, V.M., Polukhina, O.N., Vichuzhanin, D.I., **Khotinov, V.A.**, Smirnov, S.V. A Study of Plastic Strain Before and on the Yield Plateau of Steel 08G2B by Correlation of Digital Images. Part II. Functioning of Flow Channels and Zones in them // Metal Science and Heat Treatment, 2019, 61(7-8), pp. 405-410. (0,34 п.л./0,07 п.л.). (Scopus).
37. **Хотинов В.А.**, Полухина О.Н., Вичужанин Д.И., Щапов Г.В., Фарбер В.М. Изучение деформации в ультрадисперсной низкоуглеродистой стали методом корреляции цифровых изображений // Письма о материалах, 2019. Т. 3. № 9. С. 328-333. (0,34 п.л./0,07 п.л.).
Khotinov, V.A., Polukhina, O.N., Vichuzhanin, D.I., Schapov, G.V., Farber, V.M. Study of luders deformation in ultrafine low-carbon steel by the digital image correlation technique // Letters on Materials, 2019, 9(3), pp. 328-333. (0,34 п.л./0,07 п.л.). (Scopus, WoS)
38. Морозова А.Н., Щапов Г.В., **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Селиванова О.В. Влияние направления распространения магистральной трещины на энергию и механизм разрушения при ударном изгибе образцов стали 08Г2Б с волокнистой структурой. Область растяжения // Физика металлов и металловедение, 2019. Т.120. № 9. С. 1003-1008. (0,34 п.л./0,07 п.л.).

- Morozova, A.N., Scharov, G.V., **Khotinov, V.A.**, Farber, V.M., Selivanova, O.V. Influence of the Direction of Propagation of the Main Crack on the Fracture Mechanism upon Impact Bending of Samples of High-Viscous Steel with a Filamentary Structure. Tensile Region // Physics of Metals and Metallography, 2019, 120(9), pp. 919-924. (0,34 п.л./0,07 п.л.). (Scopus).
39. Морозова А.Н., Щапов Г.В., **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Селиванова О.В. Влияние направления распространения магистральной трещины на энергию и механизм разрушения при ударном изгибе образцов стали 08Г2Б с волокнистой структурой. Область сжатия // Физика металлов и металловедение, 2019. Т.120, № 9. С. 990-996. (0,39 п.л./0,08 п.л.).
- Morozova, A.N., Scharov, G.V., **Khotinov, V.A.**, Farber, V.M., Selivanova, O.V. Influence of the Direction of Propagation of the Main Crack on the Fracture Mechanism upon Impact Bending of Samples of High-Viscous Steel with a Filamentary Structure. Compression Region // Physics of Metals and Metallography, 2019, 120(9), pp. 907-913. (0,39 п.л./0,08 п.л.). (Scopus).
40. Фарбер В.М., Морозова А.Н., **Хотинов В.А.**, Карабаналов М.С., Щапов Г.В. Пластическое течение в полосе Чернова-Людерса в ультрамелкозернистой стали 08Г2Б // Физическая мезомеханика, 2019. Т. 22. № 4. С. 75-82. (0,45 п.л./0,09 п.л.).
- Farber, V.M., Morozova, A.N., **Khotinov, V.A.**, Karabanalov, M.S., Scharov, G.V. Plastic Flow in a Chernov-Luders Band in Ultrafine-Grained 08G2B Steel // Physical Mesomechanics, 2020, 23(4), pp. 340-346. (0,39 п.л./0,08 п.л.). (Scopus).
41. Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Полухина О.Н., Селиванова О.В., Морозова А.Н., Вичужанин Д.И. Влияние деформационного старения на стадии пластической деформации и разрушение при растяжении образцов стали 08Г2Б. Ч. I. Плошадка текучести и стадия деформационного упрочнения // Металловедение и термическая обработка металлов», 2020, № 7, с. 38-45. (0,45 п.л./0,08 п.л.).
42. Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Полухина О.Н., Селиванова О.В., Морозова А.Н., Вичужанин Д.И. Влияние деформационного старения на стадии пластической деформации и разрушение при растяжении образцов стали 08Г2Б. Ч. II. Сосредоточенная стадия. // Металловедение и термическая обработка металлов», 2020, № 7, с. 46-50. (0,28 п.л./0,05 п.л.).

б) патенты:

43. Патент RU № 2312904 С1, МПК С21D/55, G01N33/20. Способ определения устойчивости переохлажденного аустенита / Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**,

Лаев К.А., Попова М.А., Пышминцев И.Ю., Пумпянский Д.А.; опублик. 20.12.2007, бюл. № 35.

44. Патент RU № 2337145 С2, МПК С21D/55, G01N33/20. Способ оценки влияния технологических параметров на устойчивость переохлажденного аустенита / Фарбер В.М., **Хотинов В.А.**, Пышминцев И.Ю., Горожанин П.Ю., Жукова С.Ю., Черных Е.С., Бодров Ю.В., Пумпянский Д.А.; опублик. 27.10.2008, бюл. № 30.
45. Патент RU № 2506132 С2, МПК В21С37/12, В21D5/16, В21D39/02. Способ изготовления труб / **Хотинов В.А.**, Хотин В.В.; опублик. 10.02.2014, бюл. № 4.
46. Патент RU № 2570237 С1, МПК G01N3/30. Способ оценки вязкости металлических материалов / **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Морозова А.Н.; опублик. 10.12.2015, бюл. № 34.
47. Патент RU № 2646548 С1, МПК G01N3/30. Способ оценки вязкости металлических материалов / **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Селиванова О.В., Полухина О.Н., Громов В.А.; опублик. 05.03.2018, бюл. № 7.
48. Патент RU № 2735308 С1, МПК С21D1/02, С21D8/00, С21D8/02. Способ термомеханической обработки / **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Полухина О.Н., Морозова А.Н., Селиванова О.В., Щапов Г.В.; опублик. 29.10.2020, бюл. № 31.

в) другие публикации

49. Черных Е.С., Жукова С.Ю., Горожанин П.Ю., Бодров Ю.В., Пышминцев И.Ю., **Хотинов В.А.**, Зеленина Ж.С., Фарбер В.М. Освоение производства на ОАО «СинГЗ» высокопрочных НК и О труб, термообработанных по режимам нормализации и отпуска // Производство проката, 2009. № 11. С. 21-25. (0,28 п.л./0,04 п.л.).
50. **Хотинов В.А.**, Фарбер В.М., Кривенко Н.А. Использование ВН-эффекта для повышения прочности трубной стали 48Г2БМ в горячекатаном состоянии // Производство проката, 2019. № 6. С. 18-24. (0,39 п.л./0,13 п.л.).