

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

На правах рукописи



Овсянников Александр Борисович

**Влияние термической и термомеханической обработки на деформацию и разрушение
конструкционных экономнолегированных сталей**

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Екатеринбург – 2025

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 руководитель: доктор технических наук, доцент,
ХОТИНОВ Владислав Альфредович

Официальные оппоненты: **СИМОНОВ Юрий Николаевич**, доктор технических наук, профессор, ФГАОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», и.о. заведующего кафедрой металловедения, термической и лазерной обработки металлов;
ПОПЕЛЮХ Альберт Игоревич, доктор технических наук, доцент, ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет», доцент кафедры материаловедения в машиностроении;
ШВЕЙКИН Владимир Павлович, доктор технических наук, доцент, ФГБУН Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, главный научный сотрудник лаборатории системного моделирования

Защита состоится «11» декабря 2025 г. в 14:00 ч на заседании диссертационного совета УрФУ 2.6.01.04 по адресу: 620062, 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=7710>

Автореферат разослан « » _____ 2025 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Селиванова Ольга Владимировна

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования: известно, что способность материала к накоплению дефектов и сопротивлению их распространению существенно зависит от исходного структурно-фазового состояния, стали, которое определяется применяемыми механизмами упрочнения. Согласно современным данным, наиболее эффективным механизмом повышения конструкционной прочности без значительного снижения пластичности является зернограницное и субзеренное упрочнение, достигаемое за счет измельчения зеренной структуры. Другие механизмы упрочнения (например, дислокационное, твердорастворное или дисперсионное) зачастую сопровождаются снижением пластичности и вязкости материала, что может негативно сказаться на эксплуатационной надежности конструкций.

В настоящее время для оценки склонности сталей к охрупчиванию и разрушению широко применяются методы испытаний на трещиностойкость и ударную вязкость. Однако традиционные методы оценки трещиностойкости подразумевают искусственное создание концентраторов напряжений и инициирование трещин, что не всегда адекватно отражает реальные условия возникновения и развития дефектов в конструкциях. В реальных конструкциях, таких как трубопроводы и сосуды высокого давления, магистральные трещины обычно возникают естественным путем, без искусственно созданных концентраторов.

В этой связи особый интерес представляют испытания на растяжение, которые являются наиболее распространенным и доступным методом контроля механических свойств сталей. Преимуществом испытаний на растяжение является то, что развитие и рост трещины в образце происходит естественным образом, аналогично реальным условиям эксплуатации. Кроме того, в отличие от ударных испытаний, образцы при испытаниях на растяжение всегда доводятся до полного разрушения, что позволяет более точно и полно оценить механизмы зарождения и распространения дефектов. Ряд современных исследований подтверждает возможность корреляции результатов испытаний на растяжение с показателями трещиностойкости и ударной вязкости, что открывает перспективы для разработки новых, более адекватных подходов к оценке эксплуатационной надежности сталей.

Современные тенденции в металлургии и материаловедении направлены на получение особо чистых сталей с низким содержанием неметаллических включений, что снижает актуальность проблемы охрупчивания, обусловленного включениями, и делает более значимым влияние структурно-фазового состояния металла на его эксплуатационные

характеристики. В связи с этим особую важность приобретает изучение и применение методов, позволяющих получать дисперсную структуру, обеспечивающую оптимальное сочетание прочности и пластичности. Среди таких методов наиболее перспективными являются интенсивная пластическая деформация, термомеханическая обработка и термическая обработка (закалка с последующим отпуском). Термомеханическая обработка позволяет получать мелкозернистые структуры с размером зерна 3–5 мкм на деталях относительно простой формы; однако для деталей сложной геометрии наиболее эффективной является термическая обработка, позволяющая за счет изменения температуры и времени отпуска гибко варьировать конечные свойства материала.

Таким образом, комплексное изучение влияния структурно-фазовых состояний низко- и среднеуглеродистых сталей, полученных различными механизмами упрочнения, на способность материала к накоплению дефектов и несплошностей в процессе эксплуатации, а также разработка научно обоснованных подходов к оценке эксплуатационной надежности с использованием испытаний на растяжение, является актуальной научной задачей, имеющей важное практическое значение для металлургической и машиностроительной отраслей промышленности.

Степень разработанности темы исследования

Большинство существующих исследований по низко- и среднеуглеродистым конструкционным сталям направлены на изучение общих закономерностей влияния термической обработки на механические свойства и структуру. Наиболее широко распространенной термической обработкой является закалка на мартенсит с последующим отпуском. В работах отечественных и зарубежных авторов подробно рассмотрены вопросы формирования мартенситной структуры, кинетики и механизмов процессов отпуска, а также влияние этих процессов на прочность и пластичность сталей. Однако, несмотря на значительное количество публикаций по данной тематике, недостаточно освещены вопросы взаимосвязи особенностей структурно-фазового состояния, формирующегося на различных стадиях отпуска мартенсита, с локализацией пластической деформации и эволюцией очаговых трещин при статическом растяжении. Также недостаточно изучены механизмы и закономерности образования радиальных и других видов очаговых трещин в зависимости от уровня пластичности и структурного состояния сталей.

Цель настоящей работы заключалась в установлении влияния структурно-фазовых состояний, формирующихся в конструкционных низко- и среднеуглеродистых экономнолегированных сталях при их термомеханической обработке и закалке с последующим отпуском, на комплекс прочностных и пластических свойств, деформационное поведение и разрушение.

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

1. Изучить структурно-фазовые состояния и провести количественную оценку вклада различных механизмов упрочнения в предел текучести низко- и среднеуглеродистых сталей после термомеханической и термической обработок.
2. Предложить феноменологическое описание влияния термокинетических параметров отпуска на изменение твердости, позволяющее оценивать уровень разупрочнения стали.
3. Определить параметры пластичности, отражающие накопление дефектов (очаговых трещин и пор) при пластической деформации и разрушении на разных стадиях и периодах при испытаниях на одноосное растяжение.

Научная новизна и теоретическая значимость работы:

- Предложен параметр разупрочнения сталей при отпуске в виде зависимости относительной твердости от температуры, времени отпуска, а также химического состава.
- Показано, что длительный высокотемпературный отпуск пакетно-реечного мартенсита приводит к образованию субмикрокристаллической структуры, которая обладает наибольшей конструкционной прочностью.
- Предложен механизм формирования на разных периодах сосредоточенной стадии растяжения чашечного излома в шейке образца и появления в нем соответствующих зон – центральной, радиальной и губ среза.

Практическая значимость работы:

- Предложен способ оценки пластических свойств сталей при испытаниях на растяжение по продолжительности периодов на равномерной и сосредоточенной стадиях, а также по модулю упрочнения/разупрочнения на этих периодах.
- Введен параметр разупрочнения при отпуске, позволяющий за счет выбора температуры и продолжительности нагрева целенаправленно управлять комплексом механических свойств низко- и среднеуглеродистых экономнолегированных сталей.
- Построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита для опытных сталей 32Г2ФА, 38Г2Ф, 42Г2ФТ, используемые для назначения режимов термомеханической обработки при производстве толстостенных труб нефтегазового сортамента.
- Показана недопустимость появления верхнего бейнита в структуре труб исследуемых сталей после термомеханической обработки, приводящая к охрупчиванию.

Методология и методы диссертационного исследования

Методологической основой исследования послужили труды ведущих и зарубежных ученых в области изучения вязкопластических свойств сталей, зарубежные и

государственные стандарты РФ, а также положения теории пластической деформации, теории разрушения сталей и сплавов.

Для достижения поставленной цели и задач в диссертационной работе были использованы методы: инструментальные испытания на растяжение и микротвердость, металлография, световой и электронный фрактографический анализ, а также дилатометрические исследования.

Положения, выносимые на защиту:

- оценка влияния структурно-фазовых состояний на комплекс механических свойств и деформационное поведение низко- и среднеуглеродистых экономнолегированных сталей
- способ расчёта параметра разупрочнения ($R_{отп}$) при отпуске, учитывающий температуру и время выдержки, а также влияние химического состава, позволяющий прогнозировать режимы термообработки и обеспечивать заданный уровень механических свойств сталей в производственных условиях.
- вклад механизмов упрочнения и кинетики структурных изменений на различных стадиях отпуска мартенсита.
- закономерности формирования и эволюции зон разрушения (центральной, радиальной и губ среза) при испытаниях образцов на растяжение.

Степень достоверности результатов диссертации определяется применением современной экспериментальной техники и измерительных приборов, комплекса современных методов исследования, а также воспроизводимостью и непротиворечивостью результатов, полученных различными методами.

Личный вклад соискателя заключается в подборе и анализе современных публикаций по рассматриваемой тематике, в постановке цели и задач, в проведении экспериментов и обработке и анализе их результатов, в формулировании выводов, написании статей и тезисов.

Апробация результатов работы. Основные результаты и материалы работы представлялись на следующих российских и международных конференциях и семинарах: XXVI Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (г. Екатеринбург 2022 г.), «XXII Уральская школа-семинар металловедов — молодых ученых" Международная научно-техническая конференция (г. Екатеринбург, 2023 г.), 7-й Всероссийской научно-практической конференции с международным участием «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении – ИТММ-2023» (г. Пермь 2023 г.), 8-й Всероссийской научно-практической конференции с международным участием «Инновационные

технологии в материаловедении и машиностроении – ИТММ-2024» (г. Пермь 2024 г.), Международная научно-техническая конференция XXVIII Уральская школа металловедов-термистов (г. Екатеринбург 2025 г.)

Публикации

По теме диссертации опубликовано 8 научных работ, отражающих основное содержание диссертации, в том числе 6 статей в рецензируемых научных изданиях, рекомендованных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ, из них 2 индексируются в международных базах данных Scopus и WoS; а также 2 патента РФ на изобретение.

Работа выполнена в рамках научных проектов: 1) «Разработка новых биосовместимых УМЗ материалов, цифровых способов конструирования и технологий производства имплантатов с нанесением антибактериальных покрытий для персонализированной медицины» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы развития Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина в соответствии с программой стратегического академического лидерства "Приоритет-2030"; 2) Молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов ФГАОУ ВО «Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» в рамках соглашения с Министерством науки и высшего образования № 075-03-2024-009/4 от 11.04.2024 (номер темы FEUZ-2024-0020).

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность выбранной темы работы, дано общее направление исследований.

В **первой главе** представлен аналитический обзор литературы по исследуемому вопросу. Описаны особенности состава, структуры и технологии обработки низко- и среднеуглеродистых микролегированных сталей. Рассмотрено влияние микролегирующих элементов на формирование структуры и механические свойства сталей. Проанализированы механизмы упрочнения и их количественный вклад, а также роль бейнита и мартенсита в обеспечении заданного комплекса свойств. Рассмотрены особенности мартенситных превращений, процесс отпуска мартенсита и стадии структурных изменений при отпуске. Представлен анализ механических свойств, рассмотрены типы изломов и их фрактографические параметры. Сформулированы цель и задачи исследования.

Во **второй главе** описаны материалы и методы исследования. Материалом исследования являлись образцы низко- (09Г2С, 20Г2, 20Х13) и среднеуглеродистых (32Г2ФА, 38Г2Ф, 42Г2ФТ) сталей различных плавок, вырезанные из стенки труб различного типоразмера. Химический состав исследованных сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей, масс. %

Сталь	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Ti	Mo
09Г2С	0,08	0,34	1,45	0,018	0,021	0,04	-	-	-	-	-
20Г2	0,21	0,29	1,35	0,035	0,035	0,04	0,25	-	-	-	-
20Х13	0,25	0,60	0,60	0,003	0,003	13,2	0,60	-	-	-	-
32Г2ФА	0,35	0,21	1,47	0,01	0,004	0,09	0,13	0,19	0,11	-	-
38Г2Ф	0,42	0,35	1,30	0,013	0,007	0,15	0,12	0,18	0,09	-	-
42Г2ФТ	0,43	0,28	1,26	0,011	0,006	0,14	0,09	0,16	0,064	0,034	0,01

Анализ микроструктуры проводился на шлифах, параллельных и перпендикулярных оси трубной заготовки, на микроскопе «NEOFHOT» при увеличении $\times 1,5, 100, 500$ крат. Для выявления структуры шлифы подвергались травлению в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте.

Исследования на растровом электронном микроскопе. При изготовлении шлифов образцы сталей подвергались обработке на наждачной бумаге с последовательным уменьшением фракции абразива бумаги до минимальной с использованием установки LaboPol-5 Struers, затем полировки на алмазной суспензии Struers с уменьшением фракции от 9 до 1 мкм. Для получения ориентационно-композиционного контраста в РЭМ для снятия поверхностных напряжений, возникших при механической обработке, образцы подвергались окончательной полировке на коллоидном кремнии в течение 30 мин.

Исследование микроструктуры и изломов образцов проводилось на растровом электронном микроскопе «JeolJSM-6490LV» и электронно – ионном микроскопе ZeissAurigaCrossBeam в режиме обратно – рассеянных электронов (ориентационно – композиционный контраст). Для визуализации топографического контраста растровые изображения получали по регистрации вторичных электронов.

Дилатометрические исследования проводились на цилиндрических образцах диаметром 4 мм и длиной 10 мм на дилатометре Linseis L78 «R.I.T.A.». Для построения термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита образцы подвергались охлаждению до комнатной температуры в диапазоне скоростей $V_{охл} = 0,5 \dots 60$

°C/с; температуры начала и окончания фазового превращения при охлаждении определялись по методу отрыва касательной.

Испытания на растяжение со скоростью 2 мм/мин проводили на машине Instron 3382 на стандартных пятикратных цилиндрических образцах диаметром 6 мм с расчетной длиной 30 мм. Для построения кривых деформации в истинных координатах $S = f(\varphi)$ запись кривой растяжения проводилась совместно с регистрацией формоизменения образца путем видеозаписи с частотой 60 кадров/с.

Разбиение равномерной стадии растяжения на линейный и степенной периоды проводилось следующим образом: сначала отыскивалась аппроксимация хода кривых $S = f(\varphi)$ степенной зависимостью, при невысоком коэффициенте детерминации $R^2 \leq 0,90$ выделялся линейный период так, чтобы коэффициент детерминации оставшегося степенного периода $R^2 \rightarrow 0,99$.

На сосредоточенной стадии деформации (после максимума нагрузки) проводилось разделение на три последовательных периода: I — начальный степенной участок (φ_I); II — протяжённый линейный участок (φ_{II}), описываемый зависимостью $S = S_0 + (\Delta S / \Delta \varphi)_{II} \cdot \varphi_{II}$; III — завершающий степенной участок (φ_{III}). Границы периодов уточняются итерационно с использованием критериев аппроксимации ($R^2 \geq 0,95-0,99$) и сопоставления с визуальными данными (видеозапись деформации, фрактография). Все расчёты выполняются в истинных координатах (истинное напряжение, истинная деформация или сужение).

Измерения микротвердости по Виккерсу с регистрацией диаграммы вдавливания проводились на исследовательском комплексе микроидентификации производства CSM МНТ по методу Oliver & Pharr.

Фрактографический анализ изломов проводился методами оптической и растровой электронной микроскопии и включал в себя анализ как поверхности, так и профиля поверхности излома.

Фрактографическое исследование изломов включало в себя выделение отдельных зон на поверхности разрушения (центральной L_c , радиальной L_r и губ среза λ), а также изучение микроструктуры и несплошностей под поверхностью выделенных зон с помощью растрового электронного микроскопа «Jeol JSM-6490LV». Для выявления области пластической деформации вблизи несплошностей использовался специальный травитель: 40 мл соляной кислоты, 5 г хлористой меди, 30 мл воды, 25 мл этилового спирта.

В **третьей главе** описаны исследования влияния температуры и продолжительности отпуска на структурные превращения и механические свойства экономнолегированных сталей 09Г2С, 20Г2, 38Г2Ф и 20Х13.

Введён обобщённый параметр разупрочнения при отпуске, который позволяет комплексно учитывать влияние температуры и времени выдержки на кинетику изменения твёрдости закалённых сталей различного химического состава. Показано, что применение параметра разупрочнения при отпуске из уравнению $R_{отп} = T_{отп} \cdot (C + \lg \tau_{отп}) \cdot 10^{-3}$ позволяет обобщить кинетические закономерности разупрочнения в координатах «коэффициент C – твёрдость» (рис. 1).

Установлено, что коэффициент C в уравнении параметра разупрочнения линейно зависит от твёрдости стали и отражает степень легирования и устойчивость мартенсита к распаду. Для стали 09Г2С зависимость описывается уравнением $C = 9,9 - 0,14 \cdot \text{HRC}$, для стали 20Г2 — $C = 18,1 - 0,38 \cdot \text{HRC}$. Это позволяет использовать коэффициент C как объективную характеристику устойчивости стали к отпуску, зависящую от химического состава и исходного состояния материала.

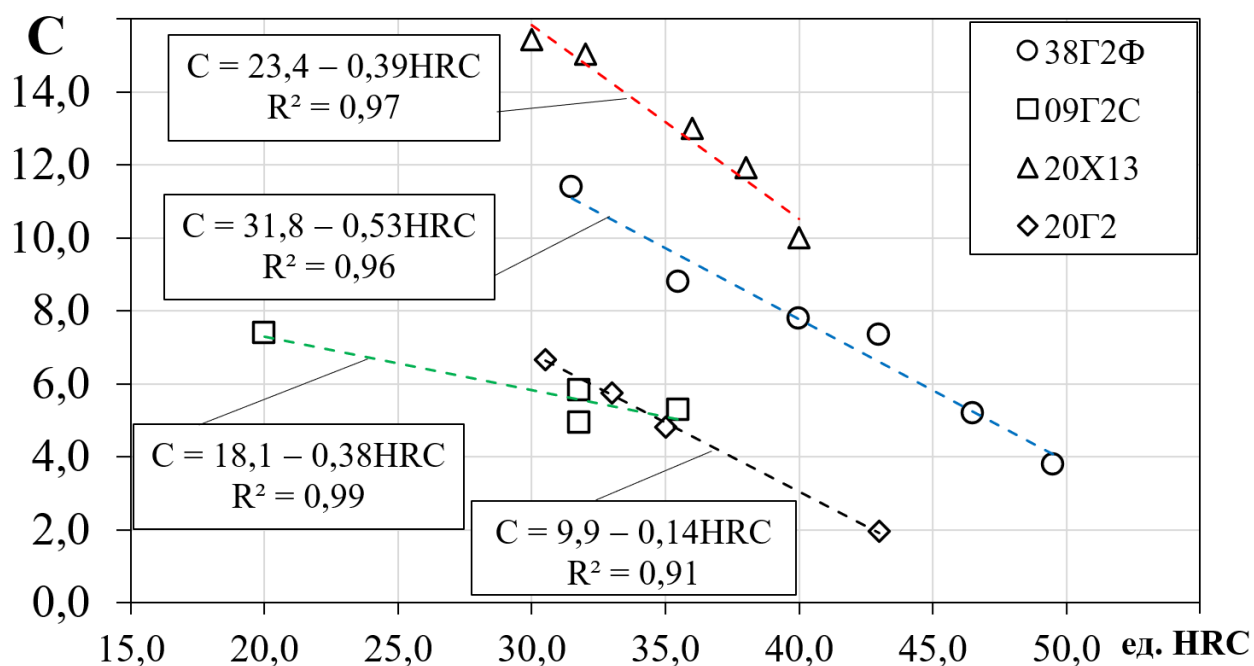


Рисунок 1 – Зависимость коэффициента C от твердости конструкционных сталей.

Исследованы закономерности изменения структуры, механических свойств и особенностей деформационного поведения стали 09Г2С при изохронном отпуске. Проведен детальный анализ кривых растяжения цилиндрических образцов, выделены стадии (равномерная, сосредоточенная) и периоды (линейный, степенной, I, II, III) и доминирующие механизмы пластической деформации (рис. 2).

Установлено, что низкоуглеродистая сталь 09Г2С в закаленном состоянии наряду с высоким уровнем прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 930$ МПа, $\sigma_B = 1090$ МПа) обладает определенным запасом пластичности ($\delta = 14,0$ %, $\psi = 68$ %), что обусловлено дисперсностью структуры пакетно-реечного мартенсита с шириной реек $t_p \sim 0,3-0,4$ мкм и невысокой плотностью карбидных частиц внутри и по границам реек.

Показано, что отпуск при $t_{отп} = 250^\circ\text{C}$ приводит к дисперсионному твердению стали 09Г2С, а возникновение при более высоких температурах отпуска ($t_{отп} \geq 450^\circ\text{C}$) эффекта закалочного (деформационного) старения, проявляющегося на кривых растяжения в виде зуба и площадки текучести, требует повышенной пластичности металла.

При повышении температуры отпуска до 450°C начинает преобладать разупрочнение, обусловленное коагуляцией карбидных частиц и снижением вклада дисперсионного упрочнения. Прочностные характеристики снижаются до $\sigma_{0,2} = 870$ МПа и $\sigma_B = 900$ МПа, однако пластичность возрастает незначительно: $\delta = 16,0$ %, $\delta_p = 3,1$ %, $\psi = 75$ %. Высокое соотношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,97$ указывает на сохранение значительного сопротивления движению дислокаций, вероятно, из-за остаточных напряжений, структурной неоднородности или частичного сохранения мартенситной морфологии.

Наиболее сбалансированный комплекс вязкопластических свойств достигается после высокотемпературного отпуска: $\sigma_{0,2} = 515$ МПа, $\sigma_B = 610$ МПа, $\delta = 24,0$ %, $\psi = 80$ %. Рост пластичности обусловлен снижением плотности дислокаций и коагуляцией карбидов, что повышает подвижность дислокаций и способствует равномерной деформации. На кривой растяжения наблюдается удлиненная площадка текучести ($\delta_T \approx 1,0$ %) и более протяженная стадия деформационного упрочнения, что подтверждается снижением отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ до 0,84. Такой уровень механических свойств свидетельствует о формировании структуры, оптимальной с точки зрения сочетания несущей способности и пластичности.

Особенности разупрочнения стали 09Г2С при отпуске, обусловленные одновременным снижением плотности дислокаций и коагуляцией частиц цементита, проявляются в характере кривых растяжения, построенных в истинных координатах (рис. 2). Рост пластических характеристик — относительного удлинения δ и относительного сужения ψ — на стадии равномерной деформации наблюдается при температурах отпуска, начиная с 450°C . Это связано с формированием выраженной площадки текучести (φ_T), а также с увеличением протяженности линейного ($\varphi_{лин}$) и степенного ($\varphi_{ст}$) участков деформации (рис. 2, а).

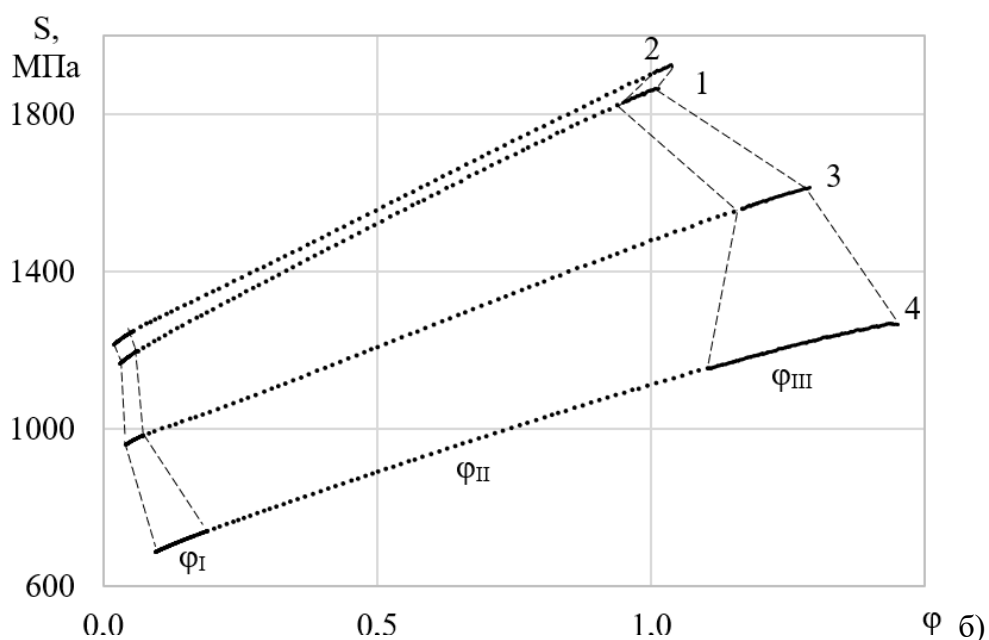
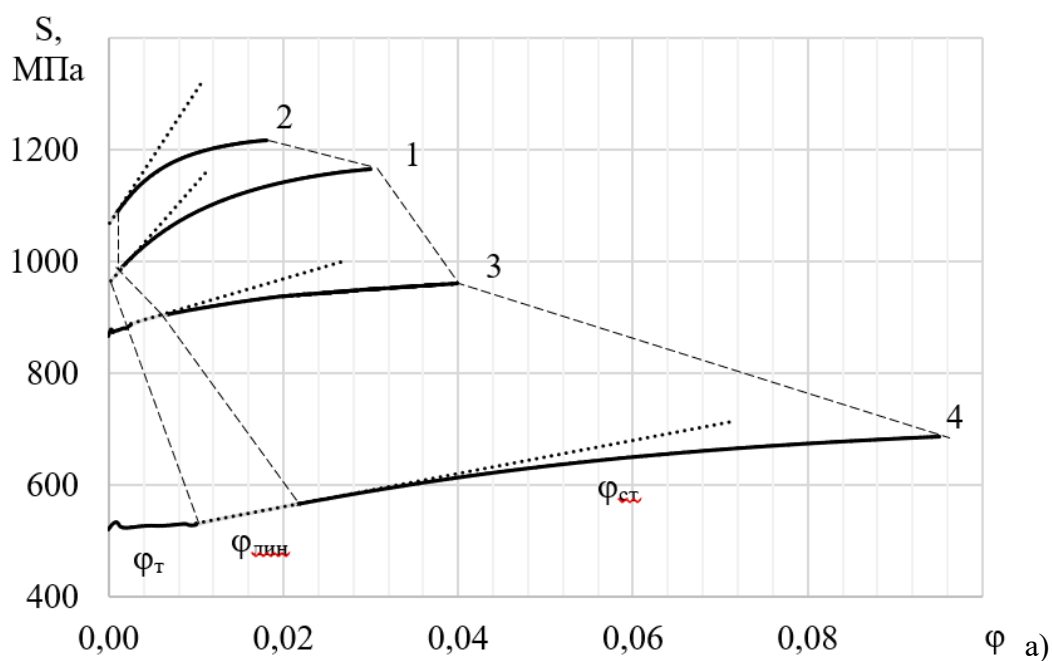


Рисунок 2 - Истинные кривые растяжения на равномерной (а) и сосредоточенной (б) стадиях деформации образцов стали 09Г2С после закалки (кривая 1) и отпуска при 250°C (кривая 2), 450°C (кривая 3) и 650°C (кривая 4) с выделением площадки текучести φ_T , линейного $\varphi_{\text{лин}}$ и степенного $\varphi_{\text{ст}}$ периодов на равномерной стадии, а также периодов φ_I , φ_{II} , φ_{III} на сосредоточенной стадии.

Анализ кривых растяжения в истинных координатах $S = f(\varphi)$ позволил заключить, что равномерная стадия растяжения несмотря на свою небольшую величину ($\varphi_p \sim 1,8-8,8\%$) весьма чувствительна к разупрочнению при отпуске: с повышением температуры

отпуска от 250 до 650°C происходит увеличение протяженности степенного периода ($\phi_{ст} = 1,7 \rightarrow 6,6\%$) с одновременным снижением модуля упрочнения ($(\Delta S/\Delta \phi)_{ст} = 77 \rightarrow 16 \text{ МПа}/\%$). Выявлено, что объективным критерием трещиностойкости стали является модуль упрочнения $(\Delta S/\Delta \phi)_{II}$ на II периоде сосредоточенной стадии растяжения, величина которого отражает пластическое течение образца с трещиной и коррелирует со структурно-фазовым состоянием металла.

На сосредоточенной стадии деформации установлены три характерных периода разрушения (рис. 2, б): зарождение (I период), рост магистральной трещины (II период) и долом (III период). С увеличением пластичности образцов (при высоком отпуске и нормализации) наблюдается удлинение периода II, снижение темпа падения напряжения и уменьшение чувствительности к зарождению трещины, что свидетельствует о повышенной трещиностойкости материала.

Таким образом деформационное поведение металла, обусловленное разным уровнем $\sigma_{в}$, структурно-напряженным состоянием, типом несплошностей (поры и хрупкие очаговые трещины) в конечном итоге приводят к разрушению. Различие в деформационном поведении формирует разный тип и рельеф изломов, которые приведены на рисунке 3.

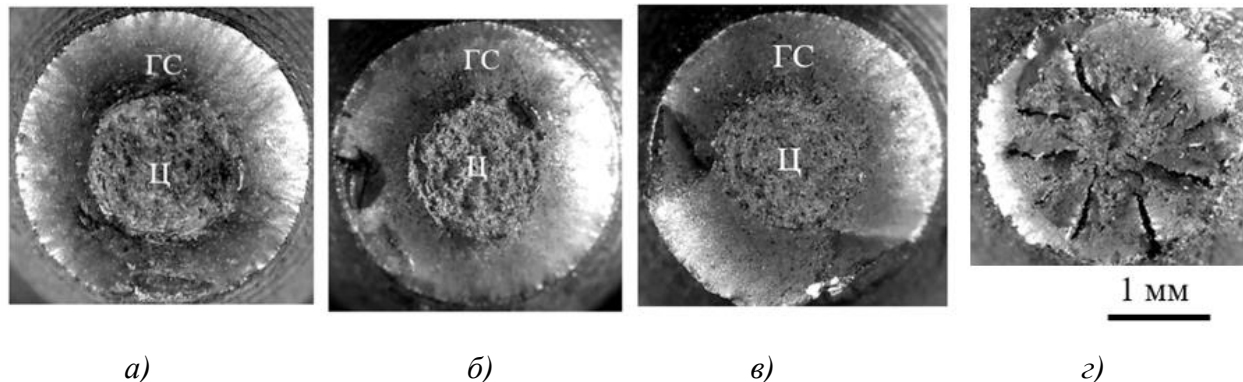
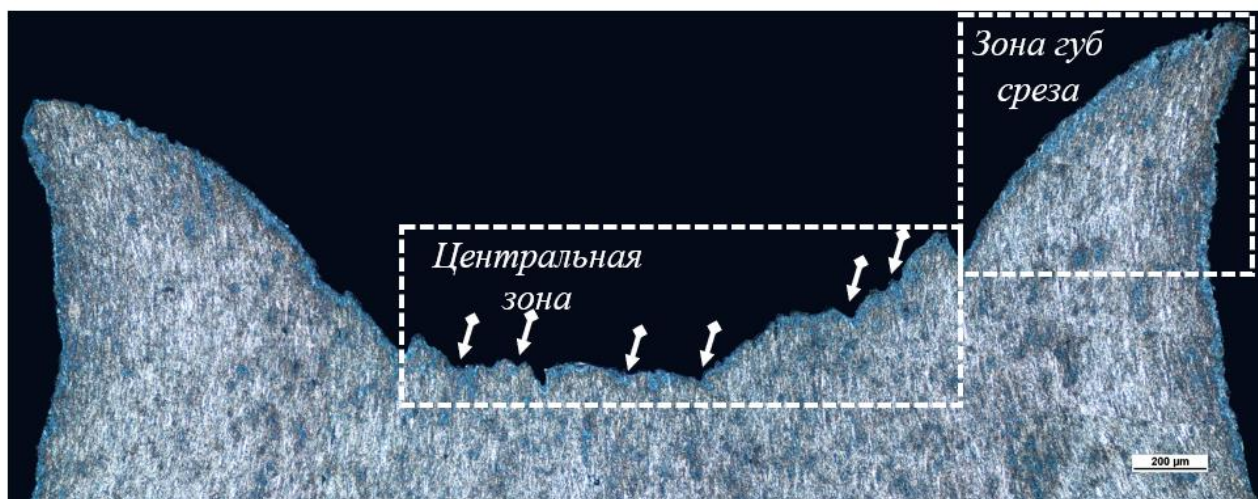


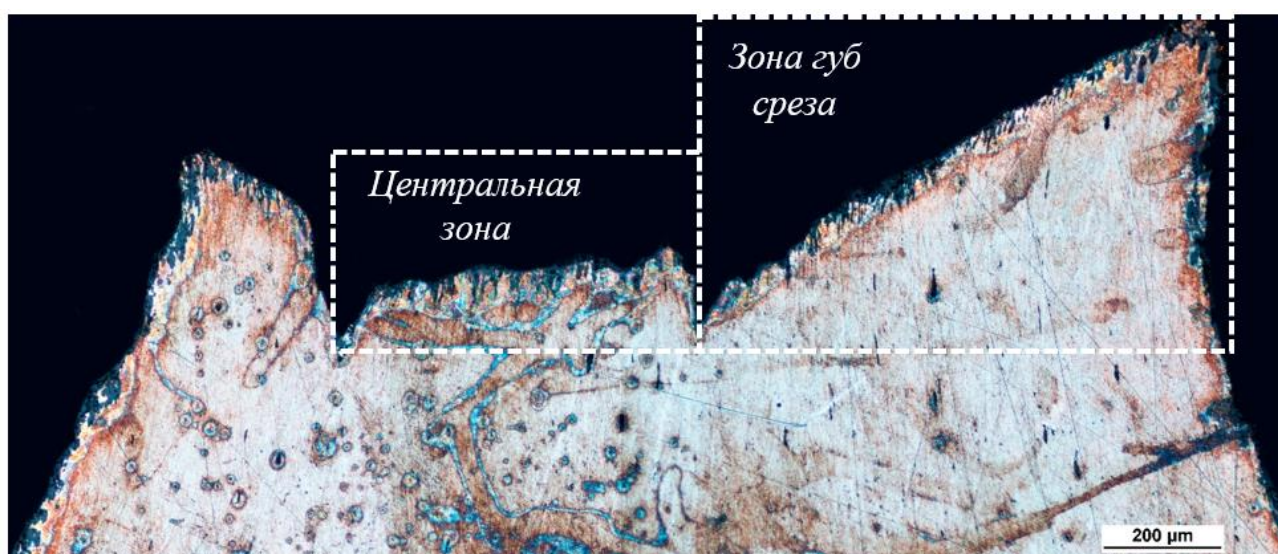
Рисунок 3 - Изломы образцов стали 09Г2С после растяжения (оптическая металлография):

а) закаленное состояние, б) $t_{отп} = 250^\circ\text{C}$, в) $t_{отп} = 450^\circ\text{C}$, з) $t_{отп} = 650^\circ\text{C}$.

Фрактографическое исследование показало, что вплоть до $t_{отп} = 450^\circ\text{C}$ излом исследованных образцов состоит из 2 зон – центральной и губ среза, а появление радиальной зоны на поверхности разрушения происходит только в высокоотпущенном состоянии стали 09Г2С. При этом образование под действием тангенциальных напряжений в плоскости излома относительно крупных радиальных очаговых трещин длиной $\sim 0,5-0,8 \text{ мм}$ имеет черты вязкого разрушения.



а)



б)

Рисунок 4 - Профиль разрушения образца стали 09Г2С с вытравливанием деформационной структуры после закалки (а) и отпуска при 650 °С (б).

Анализ микрорельефа профилей зоны излома по сечению параллельному оси растяжения позволил оценить тип и морфологию несплошностей (пор, очаговых трещин), возникающих в шейке растягивающего образца предшествующих образованию магистральной трещины (МТр). Морфология очаговых трещин (ОТр) в центральной и радиальной зонах излома чётко коррелирует с температурой отпуска: в закалённом образце преобладают трещины с углом раскрытия $\sim 90^\circ$, характерные для хрупкого разрушения по плоскостям $\{100\}$ в ОЦК решётке (рис. 4, а); при высоком отпуске — преобладают трещины с углом раскрытия $< 45^\circ$, типичные для вязкого разрушения через коалесценцию микропор (рис. 4, б).

Детальный анализ поверхности разрушения и выявление зон пластической деформации с помощью травления раствором хлористой меди на шлифе, приготовленном в направлении параллельном оси растяжения, позволяет заключить, что очаговые радиальные трещины (РТр) обладают всеми чертами вязкого разрушения, а именно:

- 1) Зарождение и рост РТр сопровождается интенсивным пластическим течением в прилегающих к ним участках (на рис. 5). Приповерхностные области таких участков состоят из двух разнотравящихся слоев: поверхностного, более темного слоя толщиной ~ 15-20 мкм, состоящего из сети мелких микротрещин, вытянутых вдоль полос скольжения, и более глубокого слоя толщиной ~ 60-80 мкм, содержащего высокую плотность пор, которые придают ему более светлый окрас.
- 2) Раскрытие трещины происходит путем разворота стенок РТр, причем одна стенка остается почти неподвижной (или немного смещается), другая под действием тангенциальных напряжений в плоскости, перпендикулярной оси растяжения (рис. 5).
- 3) Распространение РТр вглубь образца сопровождается появлением локальной области пластической деформации (ОПД) у ее вершины, при этом рост длины трещины приводит к расширению ОПД, что, в итоге, вызывает ее остановку (рис. 5).

В четвертой главе рассмотрены изменения микроструктуры, механических свойств и деформационного поведения в ходе изотермического отпуска мартенсита при 650°C. Совместный анализ хода кривых $HRC = f(\tau_{отп})$ и $\sigma_{0,2} = f(\tau_{отп})$ позволил выделить стадии разупрочнения мартенсита при отпуске. Наиболее подробно изучены II стадия, сопровождающийся интенсивным снижением прочности, и III стадия характеризующийся стабилизацией структуры и свойств (рис. 6).

Установлено, что разупрочнение на второй стадии обусловлено преимущественно двумя взаимосвязанными процессами: коагуляцией частиц цементита и интенсивной аннигиляцией дислокаций. Об этом свидетельствует практически параллельное снижение предела текучести и временного сопротивления разрыву. В начальный период отпуска (2–8 мин при 650 °C) скорость падения прочности достигает ~100 МПа/мин, что указывает на доминирующую роль дислокационного упрочнения в исходном состоянии и его быструю релаксацию в ходе термической обработки.

Обнаружено, что на третьей стадии разупрочнения ($\tau \geq 64$ мин) формируется субзеренная структура (рис.6, в), отличающаяся повышенной термодинамической стабильностью. Субграницы, возникающие в результате процессов рекристаллизации, эффективно блокируют движение дислокаций, что способствует сохранению значительной части прочности при одновременном повышении пластичности. Это подтверждается

Количественный анализ компонент упрочнения (рис. 5) показал, что доминирующими механизмами, определяющими уровень прочности стали в ходе отпуска, являются дислокационное упрочнение на второй стадии и субзерённое — на третьей. Совокупный вклад этих двух компонент превышает 80 % от общего значения $\sigma_{0,2}$ при всех рассмотренных режимах термообработки. Интенсивное разупрочнение на II стадии ($\tau_{\text{отп}}=2-64$ мин) обусловлено преимущественно резким снижением плотности дислокаций, сопровождающим коагуляцию внутриреечных частиц Fe_3C . В то же время слабая скорость разупрочнения на III стадии ($\tau_{\text{отп}} \geq 64$ мин, $\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{отп}} \approx 0,1$ МПа/мин) объясняется высокой термической стабильностью сформировавшейся субзерённой структуры, которая препятствует дальнейшему росту субзерен и сохраняет значительную часть прочностных свойств.

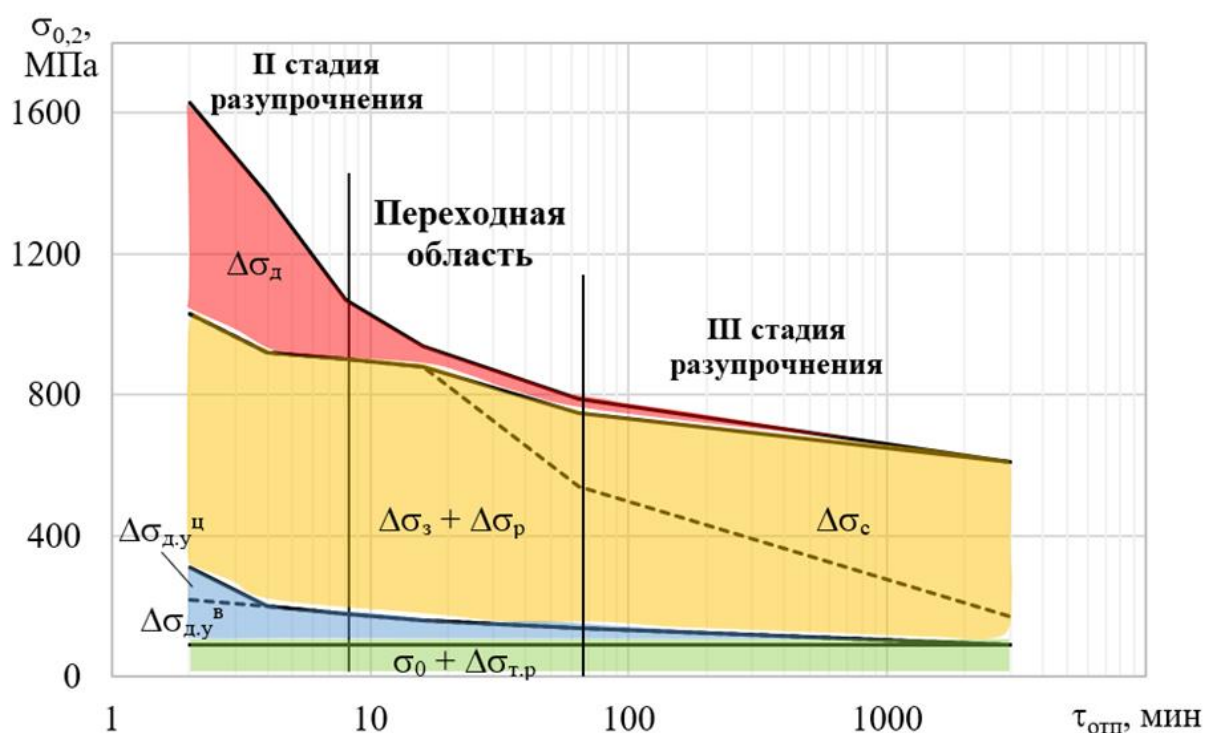


Рисунок 5 - Вклад различных компонент упрочнения в предел текучести стали 38Г2Ф после отпуска при 650°С разной продолжительности $\tau_{\text{отп.}}$.

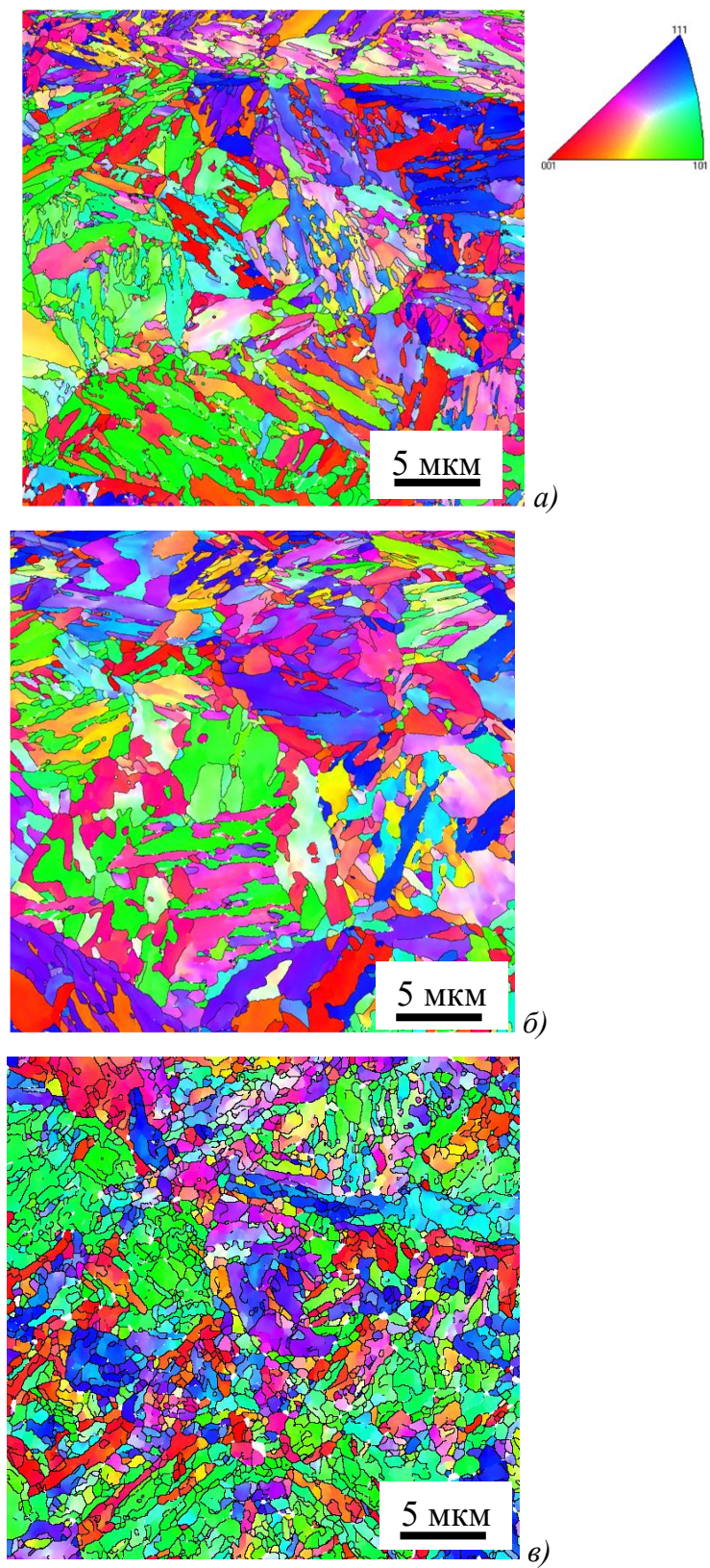


Рисунок 6 - Микроструктура образцов стали 38Г2Ф после закалки (а) и отпуска при 650°C в течение 64 мин (б) и 3000 мин. (в) в виде ориентационных карт, РЭМ.

По данным EBSD установлено, что на II стадии разупрочнения при отпуске сохраняется унаследованная от мартенсита реечная структура (рис. 6, а). Анализ гистограмм распределения границ по углу разориентировки Θ показывает, что после четырёхминутной выдержки при 650 °С доля малоразориентированных границ (МУГ) достигает примерно 50 %. (в закаленном состоянии ~ 70 %). При этом относительное количество большеугловых границ, разделяющих бывшие аустенитные зерна и пакеты внутри них, не меняется, как и средний размер структурных элементов, равный $\bar{d}_p \sim 0,65$ мкм (рис. 6, б).

Обнаружено, что сфероидизация цементита в переходной области и на III стадии разупрочнения высвобождает границы реек, и во всем объеме образца возникают округлые субзерна средним размером $\sim 0,35$ мкм (рис.6, в), границы которых при длительном нагреве ($\tau_{\text{отп}} = 3000$ мин.) стремятся мигрировать.

Оценка компонент упрочнения по параметрам структуры позволила определить, что основной вклад ($q \sim 80$ %) в предел текучести стали 38Г2Ф на II стадии разупрочнения при отпуске мартенсита вносит совокупное действие дислокационного и зернограницного (за счет границ реек) механизмов упрочнения, а на III стадии разупрочнения – субзеренное упрочнение.

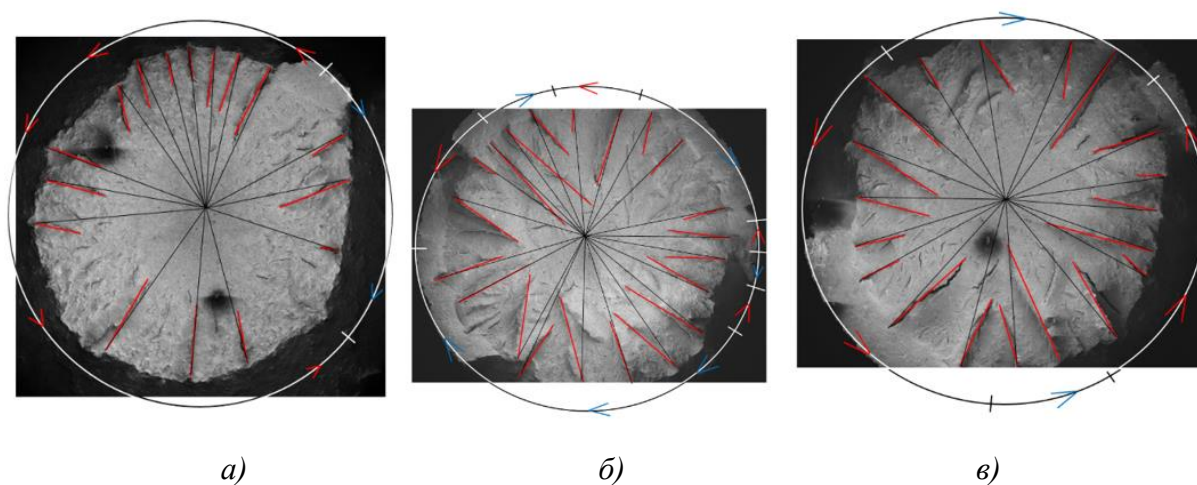


Рисунок 7 - Вид радиальных трещин в изломе образцов стали 38Г2Ф после отпуска при 650°С в течение: а) $\tau = 4$ мин.; б) $\tau = 8$ мин.; в) $\tau = 64$ мин.

Анализ изломов образцов стали 38Г2Ф после испытаний на растяжение показал, что после выдержек от 4 до 3000 минут при $T_{\text{отп}} = 650^\circ\text{C}$ образцы имеют развитую радиальную зону с извилистыми радиальными трещинами. При выдержке $\tau = 2$ мин центральная и радиальная зона неотличимы друг от друга, вследствие значительной хрупкой компоненты и близости характера течения металла.

Действие тангенциальных напряжений проявляются в отклонении радиальной трещины от радиального направления. Средний угол отклонения РТр от радиального направления при выдержке 4 минуты $t_{отп} = 650^{\circ}\text{C}$ равен $\varphi \sim 6^{\circ}$. При увеличении времени выдержки до 8 и 64 минут средний угол отклонения РТр увеличивается, соответственно, до 8 и 10° . При увеличении продолжительности отпуска и повышении пластичности металла длина радиальных трещин увеличивается: причем чем больше длина РТр, тем больше их угол отклонения от радиального направления (рис. 7).

Таким образом, в более пластичных образцах радиальные трещины имеют больший угол раскрытия и большую глубину залегания, связанную с увеличением угла разворота образца.

В **пятой главе** рассмотрено влияние параметров термомеханической обработки (ТМО) на формирование микроструктуры и комплекса механических свойств труб из среднеуглеродистых экономнолегированных сталей типа 38Г2Ф. Показано, что при стандартных режимах ТМО, включающих нагрев трубной заготовки до $1200-1270^{\circ}\text{C}$ и последующую деформацию при температурах $890-910^{\circ}\text{C}$ малыми степенями обжатия ($\leq 6\%$), в структуре труб с толщиной стенки до 16 мм формируется феррито-перлитно-бейнитная смесь (рис. 8). Наличие бейнитной составляющей обусловлено недостаточной степенью измельчения ($\bar{d}_3 \sim 40 \text{ мкм}$) и неоднородностью зерна аустенита, приводящей к локальному повышению устойчивости переохлажденного аустенита и образованию сдвиговых продуктов распада. Несмотря на повышение прочностных характеристик труб, присутствие бейнита нежелательно с точки зрения снижения пластичности и вязкости материала.

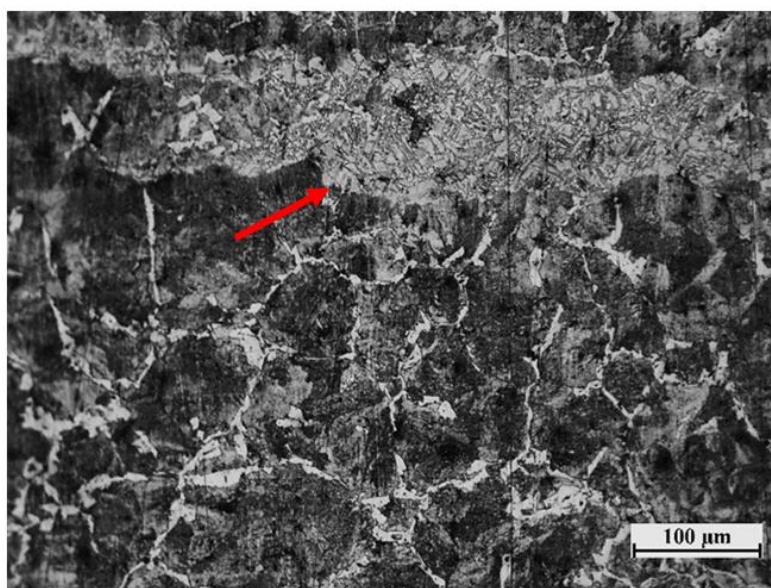


Рисунок 8 - Микроструктура труб (110x12,5 мм) из стали 32Г2ФА после термомеханической обработки.

Установлено, что при появлении верхнего бейнита в структуре труб 38Г2Ф после нормализации от 1200 °С поверхность разрушения представлена элементами хрупкого разрушения (рис. 9 а, б), а именно фасетками транскристаллитного скола средне- и высокоугловых границ, представляющую собой относительно плоскую поверхность разрушения кристаллического тела, которая разориентирована на некоторый угол наклона или кручения по отношению к смежным участкам поверхности разрушения. Практически полное отсутствие губ среза говорит о преимуществе хрупкого механизма разрушения над вязким.

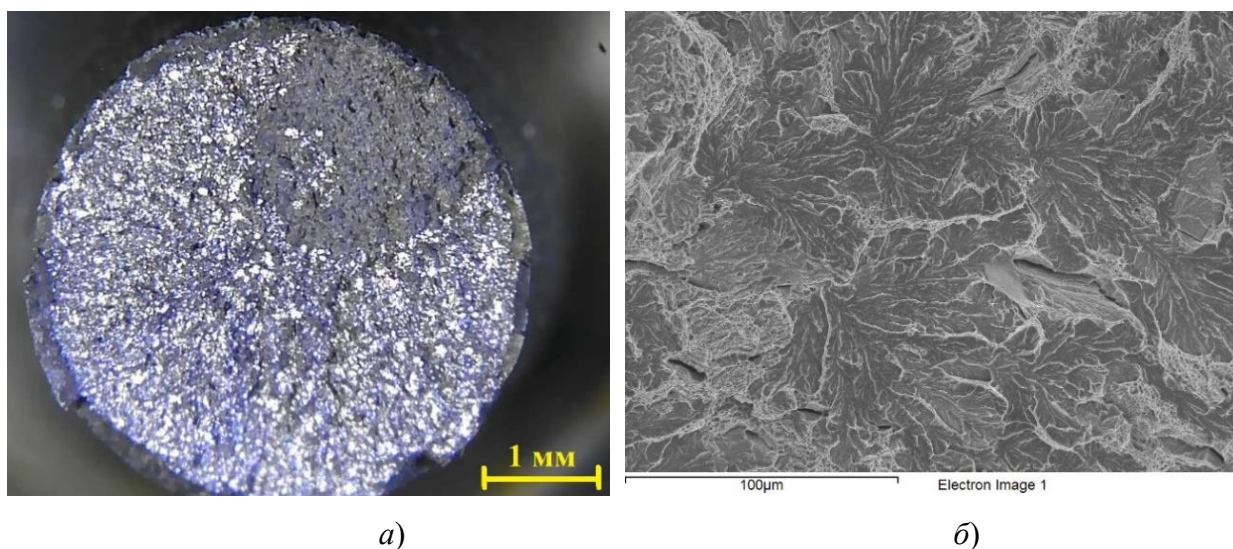


Рисунок 9 – Излом образца после растяжения (сталь 38Г2Ф, нормализация 1200°С):
а) оптическое изображение, б) РЭМ изображение.

В целях исключения нежелательного образования бейнита и обеспечения требуемого комплекса механических свойств предложено снижение температуры нагрева трубной заготовки до 1170–1180 °С. Это позволило сформировать в трубах толщиной 13–16 мм однородную феррито-перлитную структуру без бейнитной составляющей и гарантированно достичь заданного уровня механических свойств ($\sigma_{0,2} = 585\text{--}590$ МПа, $\sigma_b = 870\text{--}895$ МПа, $\delta = 15,0\text{--}17,5$ %), соответствующего требованиям группы прочности Е.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

Исследования механических свойств, параметров диаграмм растяжения, структуры на всех уровнях, морфологии и эволюции очаговых трещин в образцах сталей 09Г2С и 38Г2Ф после закалки и отпуска, а также низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита, сформировавшихся при ускоренном охлаждении или при

контролируемой прокатке, выявили взаимосвязь структурно-фазового состояния низко- и среднеуглеродистых экономнолегированных сталей с комплексом механических свойств, деформационным поведением и разрушением.

1. Установлено, что изменение прочностных свойств стали 38Г2Ф при изотермическом высоком отпуске характеризуется наличием двух стадий: стадия II характеризуется интенсивным разупрочнением ($\Delta\text{HRC}/\Delta\tau = 1,4$ ед./мин; $\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{отп}} \sim 100$ МПа/мин.) при кратковременной выдержке вплоть до $\tau_{\text{отп}} = 8$ мин., и стадия III на которой происходит слабое разупрочнение ($\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{отп}} \sim 0,1$ МПа/мин.) при $\tau_{\text{отп}} \geq 64$ мин. при наличии переходной области между ними.

2. Установлено, что разупрочнение на II стадии происходит вследствие: 1) коагуляции частиц внутриречного цементита, сформировавшихся при нагреве; 2) выделения и роста частиц VC; 3) падения плотности дислокаций с $4,0 \cdot 10^{11}$ до $0,5 \cdot 10^{11}$ см⁻². Показано, что основной вклад ($q \sim 80$ %) в предел текучести стали на II стадии разупрочнения мартенсита вносит совокупное действие дислокационного и зернограницного механизмов упрочнения.

3. Показано, что на III стадии разупрочнения происходит: 1) сфероидизация цементита, расположенного на границах реек; 2) полигонизация мартенситных реек с образованием субзерен размером $\sim 0,35$ мкм. Сформировавшаяся субмикроструктура обеспечивает наилучшее сочетание прочностных ($\sigma_T = 610$ МПа, $\sigma_B = 700$ МПа) и пластических ($\delta = 22,5$ %, $\psi = 65$ %) свойств стали 38Г2Ф вследствие высокой подвижности дислокаций и низкой интенсивности их накопления в ферритной матрице.

4. Предложено уравнение разупрочнения при отпуске пакетно-речного мартенсита низко- и среднеуглеродистых сталей $R_{\text{отп}} = t_{\text{отп}} \cdot (C + \lg t_{\text{отп}}) \cdot 10^{-3}$, где $t_{\text{отп}}$, $\tau_{\text{отп}}$ – температура и время отпуска соответственно, а коэффициент C изменяется в значительных пределах в зависимости от химического состава стали. Так, для стали 09Г2С зависимость коэффициента C от твердости описывается линейным уравнением $C = 9,9 - 0,14 \cdot \text{HRC}$, а для стали 38Г2Ф – $C = 23,4 - 0,39 \cdot \text{HRC}$, что свидетельствует о разной устойчивости исследованных сталей к отпуску.

5. Совместным анализом кривых растяжения сталей 09Г2С и 38Г2Ф в условных и истинных координатах, а также методом корреляции цифровых изображений на сосредоточенной стадии деформации выявлены три участка (I, II, III), аппроксимирующими различными функциональными зависимостями. Предложены параметры пластичности, а именно протяженности участков (δ_I , δ_{II} , δ_{III}) и модули упрочнения/разупрочнения на них

$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_I$, $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$, $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{III}$, ответственные за накопление дефектов (несплошностей). Установлено, что в процессе разупрочнения при небольшой протяжённости участков и высоких значениях модулей упрочнения в изломе формируются очаговые трещины, раскрывающимися под углом $\sim 90^\circ$ к поверхности разрушения. При большей протяженности участка и низких значениях модулей разупрочнения формируются поры с углом раскрытия $< 45^\circ$, типичные для вязкого разрушения.

6. Показано, что на III стадии разупрочнения в зоне излома появляются радиальные трещины, морфология которых систематически изменяется с увеличением пластических свойств: длина радиальных трещин возрастает от 0,3 до 1,0 мм, глубина залегания – от 80 до 135 мкм, а угол отклонения от радиального направления с 6° до 10° .

7. Совместным анализом структуры, деформационного поведения и разрушения образцов труб после термомеханической обработки установлено, что образование верхнего бейнита при распаде переохлажденного аустенита в трубах из стали 38Г2Ф с толщиной стенки свыше $t > 16,0$ мм, приводит к повышению прочностных свойств $\sigma_{0.2} > 550$ МПа, $\sigma_B > 900$ МПа и снижению пластических свойств $\delta < 14\%$, $\psi < 50\%$.

СПИСОК ОПУБЛИКОВАННЫХ РАБОТ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

а) Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определённых ВАК РФ и Аттестационным советом УРФУ:

1. Селиванова О.В. Влияние термомеханической обработки на структуру и механические свойства трубной стали 38Г2Ф / О.В. Селиванова, В.А. Хотинов, И.В. Мякотина, Е.С. Черных, С.С. Коновалов, **А.Б. Овсянников** // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2022. – № 9. – С. 24–29 (1,0 п.л. / 0,2 п.л.).

2. Фарбер В.М. Эволюция структуры и механических свойств при высокотемпературном отпуске среднеуглеродистой микрелегированной стали / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, О.В. Селиванова, М.С. Карабаналов, **А.Б. Овсянников** // Физика металлов и металловедение. – 2023. – № 8. – С. 756–762 (1,2 п.л. / 0,2 п.л.).

3. Фарбер В.М. Оценка вязкопластических свойств стали 38Г2Ф по результатам испытаний на растяжение и ударный изгиб / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, М.В. Ерпалов, **А.Б. Овсянников** // Деформация и разрушение материалов. – 2023. – № 4. – С. 32–48 (4,2 п.л. / 1,0 п.л.).

4. Khotinov V. A. Estimation of the Viscoplastic Properties of 38G2F Steel Using the Results of Tensile and Impact Bending Tests / **A. B. Ovsyannikov**, V. A. Khotinov, V. M. Farber, M. V.

Erpalov // Russian Metallurgy (Metally). – 2023. – No. 10. – P. 1565–1571 (1,2 p.l. / 0,2 p.l.). (Scopus, WoS) Q4.

5. Ovsyannikov A. B. Microstructure and Decomposition Kinetics of Supercooled Austenite in Medium Carbon Steel 38G2F / **A. B. Ovsyannikov**, O. V. Selivanova, V. A. Khotinov, I. V. Myakotina, S. S. Konovalov // Inorganic Materials: Applied Research. – 2024. – Vol. 15, No. 1. – P. 41–45 (5 p.l. / 1 p.l.). (Scopus, WoS) Q4.

6. Фарбер В.М. Влияние высокотемпературного отпуска на деформационное поведение стали 38Г2Ф / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, А.В. Кузьмина, **А.Б. Овсянников** // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2024. – № 8. – С. 3–9 (2,1 п.л. / 0,5 п.л.).

б) патенты:

7. Патент РФ № 2775515. Способ определения вязкости металлических материалов / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, А.А. Андреев, А.Б. Овсянников; заявитель и патентообладатель [организация]; № 2021123456; заявл. 01.02.2021; опубл. 04.07.2022, Бюл. 19.

8. Патент РФ № 2811386. Способ определения величины эффекта деформационного старения в сталях / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, А.Б. Овсянников; заявитель и патентообладатель [организация]; № 2022145678; заявл. 01.06.2022; опубл. 11.01.2024, Бюл. 2.