

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина»
Институт новых материалов и технологий
Кафедра «Термообработка и физика металлов»

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

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, доцент,
Хотинов Владислав Альфредович

Екатеринбург – 2025

Содержание

ВВЕДЕНИЕ	2
1.1. Термомеханическая обработка конструкционных сталей	9
1.2 Влияние термической обработки на структуру и свойства низко- и среднеуглеродистых сталей	24
1.3. Механизмы создания высокой конструкционной прочности	35
1.4. Деформационное поведение при испытаниях на растяжение	47
1.5 Постановка цели и задач исследования	64
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ	68
ГЛАВА 3 ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 09Г2С ..	72
3.1 Параметр разупрочнения при отпуске	72
3.2 Влияние отпуска на структуру и механические свойства	86
3.3 Деформационное поведение при растяжении	88
3.3 Фрактографический анализ изломов	105
3.4 Выводы по главе 3	123
ГЛАВА 4 ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ОБРАЗЦОВ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	125
4.1. Стадии разупрочнения при изотермическом отпуске	125
4.2. Структурные изменения при отпуске	128
5.3. Оценка величины механизмов упрочнения.	135
5.5 Фрактографические параметры разрушения	153
5.6 Взаимосвязь параметров пластичности и разрушения	164
ГЛАВА 5 ВЛИЯНИЕ ТМО НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СТАЛЕЙ С ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРОЙ	170
5.1 Влияние параметров термомеханической обработки	170
4.2 Оценка механизмов упрочнения	205
5.3 Параметры пластичности и разрушения при растяжении	210
5.4 Выводы к главе 5	220
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	222
СПИСОК ИСТОЧНИКОВ	225

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

Закалка с последующим отпуском является одной из наиболее распространённых и эффективных технологий термической обработки конструкционных сталей, позволяющей формировать широкий диапазон эксплуатационных характеристик. Такая обработка обеспечивает оптимальное сочетание прочности, пластичности и вязкости, что особенно важно для ответственных изделий, эксплуатируемых в условиях сложного напряжённо-деформированного состояния. Классически отпуск по изменению физико-механических свойств подразделяют на три стадии — низкий (стадия I – 150–300°C), средний (стадия II – 350–550°C) и высокий (стадия III 600–720°C), при этом границы между ними определяются исключительно температурными интервалами. Однако длительность отпуска, скорость нагрева и охлаждения, а также особенности легирования оказывают не меньшее влияние на формирование структурно-фазового состояния, тогда как в существующих исследованиях фактор времени зачастую недооценён. Это приводит к ограниченной возможности прогнозирования свойств, что существенно снижает технологическую гибкость при термообработке изделий различного назначения.

Также, широкое развитие в последние десятилетия получила контролируемая термомеханическая обработка (ТМО), обеспечивающая значительное измельчение зеренной структуры и повышение прочности. Однако данный метод имеет ограничения при изготовлении изделий сложной геометрии и при производстве деталей, к которым предъявляются повышенные требования по надёжности и стабильности свойств. В этих случаях ключевым технологическим этапом продолжает оставаться термическая обработка по схеме «закалка + отпуск». Несмотря на более высокие энергозатраты и существенные финансовые издержки, всё больше металлургических и машиностроительных предприятий возвращаются к

использованию данной технологии, так как именно она позволяет достичь требуемого баланса свойств и обеспечить более высокое качество продукции.

Одной из фундаментальных задач современного материаловедения конструкционных сталей является обеспечение заданного сочетания прочностных и вязкопластических характеристик, что обусловлено противоречивой природой механизмов упрочнения. Известно, что повышение прочности сталей достигается за счёт совокупного действия дислокационного, дисперсионного, твёрдорастворного, зернограницного механизмов, которые реализуются за счёт создания препятствий для движения дислокаций, что неизбежно сопровождается снижением способности материала к пластической деформации и, как следствие, ухудшением его вязкости и трещиностойкости. В отличие от вышеперечисленных механизмов упрочнения, измельчение зеренной структуры при ТМО или при отпуске мартенсита выступает в качестве одного из немногих механизмов, позволяющих сохранить или даже повысить пластичность и вязкость. При этом ключевую роль играет эволюция карбидных фаз, изменение дефектной структуры и их влияние на механизмы деформации и разрушения.

Для анализа закономерностей деформационного поведения наибольший интерес представляют испытания на одноосное растяжение, так как именно они наиболее близко воспроизводят реальные условия эксплуатации изделий. Эти испытания просты, экономичны и позволяют проследить весь путь развития деформации — от активации систем скольжения и образования дислокационных ячеистых структур на стадии равномерного течения до зарождения и развития магистральной трещины на стадии сосредоточенной деформации. Несмотря на то, что именно в этих стадиях заключена вся предыстория разрушения, их детальное изучение долгое время оставалось затруднительным из-за ограниченности экспериментальных методов.

Современные аналитические подходы — сканирующая и просвечивающая электронная микроскопия, EBSD, методы цифровой корреляции изображений и инструментированные механические испытания — открывают принципиально новые возможности для изучения микромеханизмов деформации и разрушения. Это позволяет по-новому подойти к исследованию взаимосвязи между параметрами термической обработки, эволюцией микроструктуры и изменением механических свойств конструкционных сталей.

Таким образом, комплексное исследование влияния режимов отпуска на структурно-фазовые превращения, деформационное поведение и механизмы разрушения сталей представляется актуальным направлением, обеспечивающим научную основу для разработки оптимальных режимов термообработки и создания конструкционных материалов нового поколения с предсказуемыми и управляемыми свойствами.

Отсюда актуальность темы диссертации и обоснованность поставленных в работе целей и задач.

Степень разработанности темы исследования

Достоверно установлено [1,2,3], что ниобий, ванадий, титан и молибден эффективно упрочняют сталь за счёт измельчения аустенитного зерна и выделения карбидов [4, 5, 6, 7]. Показана высокая эффективность контролируемой прокатки и термомеханической обработки (ТМО) для формирования мелкозернистой феррито-перлитной или мартенситной структуры с улучшенным комплексом прочностных и пластических свойств [8, 9, 10].

В то же время вопросы поведения среднеуглеродистых трубных сталей (типа 38Г2Ф) при закалке и отпуске, а также связь структурно-фазового состава с локализацией деформации и механизмами разрушения остаются недостаточно изученными.

Кроме того, в существующих работах недооценивается роль времени отпуска как независимого параметра, что ограничивает возможности

прогнозирования свойств и снижает технологическую гибкость при назначении режимов термообработки.

Настоящая работа направлена на восполнение указанных пробелов путём комплексного исследования структурно-фазовых превращений, деформационного поведения и механизмов разрушения экономнолегированных низко- и среднеуглеродистых сталей в широком диапазоне режимов термомеханической и термической обработки. Полученные результаты создают научную основу для разработки оптимальных технологий производства высокопрочных труб нефтегазового сортамента с предсказуемыми и управляемыми свойствами.

Цель работы

Установить влияние структурно-фазовых состояний, формирующихся в конструкционных низко- и среднеуглеродистых экономнолегированных сталях при их термомеханической обработке и закалки 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. Построить феноменологическое описание влияния термокинетических параметров отпуска на изменение твердости позволяющее оценивать уровень разупрочнения стали.

3. Предложить 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 при испытаниях на одноосное растяжение чашечного излома в шейке образца и появление в нем соответствующих зон: центральной, радиальной и зоны 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 вязко-пластических 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 ($R_{отп}$), 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 кинетика структурных изменений на различных стадиях отпуска мартенсита.
- закономерности формирования и эволюции зон разрушения (центральной, радиальной и зоны губ среза) при испытании 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 подборке 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 6 научных работ, отражающих основное содержание диссертации, в том числе 6 статей в рецензируемых научных изданиях, рекомендованных ВАК РФ, из них 2 индексируются в международных базах данных Web of Science и Scopus, а также 2 патента РФ на изобретение.

Автор считает своим долгом выразить глубокую благодарность научному руководителю д.т.н. профессору Хотинovu Владиславу Альфредовичу, а также научной группе в лице Фарбера Владимира Михайловича и Селивановой Ольги Владимировны за помощь и руководство на всех этапах выполнения диссертации, а также д.т.н. профессору Попову Артемию Александровичу и коллективу кафедры «Термообработки и физики металлов» за помощь в проведении экспериментов.

ГЛАВА 1 АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР

1.1. Термомеханическая обработка конструкционных сталей

В последние годы особое внимание уделяется разработке сталей с ультрамелкозернистой структурой (размер зерна менее 5 мкм), обладающих уникальным сочетанием прочности и пластичности [11, 12, 13, 14]. Для этого используются новые методы интенсивной пластической деформации, а также усовершенствованные режимы ТМО и контролируемой прокатки [9, 45].

Активно развиваются исследования по применению микролегированных сталей в условиях экстремальных температур и агрессивных сред, что требует дальнейшего повышения коррозионной стойкости и сопротивления водородному охрупчиванию [15, 16]. Перспективным направлением является также разработка сталей с повышенной стойкостью к старению и высокой стабильностью механических свойств при длительной эксплуатации.

Микролегированные низко- и среднеуглеродистые стали находят широкое применение в различных отраслях промышленности благодаря уникальному сочетанию высокой прочности, пластичности, ударной вязкости и хорошей свариваемости [17]:

- Трубная промышленность: производство магистральных труб большого диаметра для нефти и газа, где предъявляются повышенные требования к прочности, вязкости и стойкости к хрупкому разрушению при низких температурах [18, 19, 20].

- Строительство: изготовление высокопрочных строительных конструкций, балок, колонн, где важны высокая несущая способность и пластичность [17].

- Машиностроение: производство деталей, работающих при высоких нагрузках и переменных температурах, таких как валы, шестерни, крепеж.

- Судостроение: использование в корпусных конструкциях судов для повышения прочности и уменьшения массы.

- Железнодорожное строительство: производство рельсов, колес, осей, где важны износостойкость и ударная вязкость [21, 22, 23].

Низкоуглеродистые микролегированные стали. Контролируемая прокатка (КП) является одним из ключевых методов обработки низкоуглеродистых микролегированных сталей, позволяющим формировать мелкозернистую структуру и достигать высоких механических свойств без дополнительной термической обработки. Суть метода заключается в поэтапном снижении температуры деформации, что способствует подавлению роста аустенитного зерна и интенсификации процессов динамической и статической рекристаллизации. Это, в свою очередь, способствует образованию равномерной мелкозернистой структуры феррита и перлита после распада аустенита [9].

Наиболее значимый эффект контролируемой прокатки достигается при сочетании низких температур окончания прокатки ($T_{ок}$) и оптимального содержания микролегирующих элементов, таких как ниобий, ванадий и титан. Влияние температуры окончания прокатки и степени обжатия на формирование структуры подробно рассмотрено в работах [4, 24], где показано, что снижение температуры окончания прокатки до 800–850°C способствует существенному измельчению аустенитного зерна за счет торможения его роста выделениями карбонитридов Nb, V, Ti.

Контролируемая прокатка включает три основных этапа:

1. Грубая деформация при высоких температурах (1100–950°C),
2. Промежуточная деформация (950–900°C),
3. Финишная деформация (850–750°C).

На каждом этапе происходит управление структурой аустенита и последующим формированием ферритно-перлитной структуры. В работах отмечается, что оптимальный эффект достигается при обеспечении условий, препятствующих полному восстановлению аустенита между деформациями, что позволяет аккумулировать дефекты кристаллической решетки и активизировать процессы динамической рекристаллизации [23].

Кроме того, контролируемая прокатка позволяет отказаться от дополнительной нормализации, что существенно снижает энергозатраты и повышает производительность. Важным преимуществом КП является возможность регулирования механических свойств стали в широком диапазоне за счет вариации параметров прокатки и содержания микролегирующих элементов.

Среднеуглеродистые микролегированные стали. В отличие от низкоуглеродистых сталей, среднеуглеродистые микролегированные конструкционные стали (0,30–0,50% С) характеризуются более высоким потенциалом упрочнения за счет термической и термомеханической обработки (ТМО), включающих закалку, отпуск, нормализацию, изотермическую закалку и ТМО с контролируемым охлаждением.

Термическая обработка традиционно применяется для получения требуемого сочетания прочности и пластичности за счет формирования мартенситной, бейнитной или сорбитной структуры [20, 26, 17]. Введение микролегирующих элементов позволяет модифицировать кинетику фазовых превращений, что расширяет возможности управления структурой и свойствами [26, 15, 23]. Применение ТМО, сочетающей пластическую деформацию и контролируемое охлаждение, обеспечивает дополнительное измельчение зерна и интенсификацию выделения упрочняющих фаз [26, 15].

В работах [4, 6] показано, что термомеханическая обработка с введением микролегирующих элементов (особенно Nb и Ti) существенно

замедляет процессы рекристаллизации аустенита, способствуя накоплению дефектов и формированию сверхмелкозернистой структуры при последующем распаде аустенита. Это ведет к значительному повышению прочности и ударной вязкости.

Для среднеуглеродистых сталей оптимальными считаются режимы ТМО, при которых обеспечивается интенсивное измельчение аустенитного зерна ($T_{\text{деф}} = 950\text{--}850^\circ\text{C}$), а охлаждение после деформации проводится с контролируемой скоростью, позволяющей получить мелкозернистую структуру бейнита или мартенсит [20]. При этом микролегирующие элементы, такие как ванадий, молибден, ниобий, титан, играют ключевую роль в торможении роста зерна и формировании дисперсных выделений, что способствует дополнительному упрочнению [5, 27, 21, 24].

В целом, ТМО среднеуглеродистых микролегированных сталей обеспечивает более высокий уровень механических свойств по сравнению с традиционной термической обработкой за счет комплексного воздействия деформации и фазовых превращений, а также за счет синергетического эффекта микролегирующих элементов.

Термомеханической обработкой (ТМО) называется совокупность проводимых в различной последовательности операций пластической деформации, нагрева и охлаждения. При этом принципиальной особенностью является формирование структуры материала, а, следовательно, и его свойств в условиях повышенной плотности и оптимального распределения дефектов решетки, возникших в ходе пластической деформации. Полученное таким образом состояние материала фиксируется последующим охлаждением до комнатной температуры. После ТМО металл обладает высокими показателями прочности, пластичности и вязкости [19].

Однако далеко не любую комбинацию из операций нагрева и деформации можно отнести к ТМО. Так, если проведена холодная пластическая деформация, а затем осуществлен нагрев под закалку, то полученная при этом рекристаллизованная структура не испытывает определяющего влияния наклепа и характеризуется низкой плотностью дислокаций. Поэтому такой набор операций нельзя рассматривать в качестве ТМО [19].

Принято выделять две группы сплавов, подвергаемых термомеханической обработке. Это деление основано на особенностях фазовых превращений, характерных для таких материалов: а) сплавы, претерпевающие распад пересыщенных твердых растворов (старееющие сплавы); б) сплавы, испытывающие полиморфное превращение (закаливаемые на мартенсит)

Сами режимы ТМО принято также классифицировать, исходя из того, как расположена температура деформации относительно температурного порога рекристаллизации.

В случае высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) горячую деформацию проводят в области термодинамической устойчивости высокотемпературной фазы (γ -фазы), т.е. выше температуры эвтектидного превращения $t_{эв}$, после чего во избежание рекристаллизации и возможного диффузионного распада следует ускоренное охлаждение, ниже температуры, соответствующей так называемой мартенситной точке M_n . В этих условиях реализуется полиморфная реакция мартенситного типа, при которой нерекристаллизованная высокотемпературная фаза (γ) бездиффузионным путем превращается в низкотемпературную (α). При этом вновь образующаяся фаза (мартенсит) наследует не только состав исходной фазы, но и те дефекты строения, которые были внесены в нее пластической деформацией [28].

В режиме низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) высокотемпературная γ -фаза деформируется в условиях переохлаждения, т.е. в состоянии метастабильного равновесия. Тем самым деформирование осуществляется при температурах, которые оказываются ниже эвтектоидной температуры ($t_{эв}$), а также ниже порога рекристаллизации (t_p). В этом случае обычно стараются избежать вероятности диффузионного распада переохлажденной α -фазы по эвтектоидной реакции и стремятся обеспечить тем самым при последующем охлаждении мартенситное превращение. Одновременно такая схема обработки предотвращает протекание процесса рекристаллизации. Заключительной операцией является старение (отпуск) [19].

На структуру и свойства сплавов, подвергаемых ВТМО, оказывают влияние технологические факторы. Их принято подразделять на температурные, деформационно-скоростные и временные.

Температурные факторы. На рис. 1.1 приведена технологическая схема горячего деформирования по режиму ВТМО, включающая предварительный нагрев в печи 1 заготовки 2, последующую прокатку на стане 3 и последеформационное охлаждение с использованием спрейерного устройства 4. Здесь же указаны основные технологические параметры обработки.

На практике важным технологическим показателем является выбор температур начала $t_{нд}$ и конца $t_{кд}$ деформации (рис. 1.1). Эти температурные условия особенно необходимо соблюдать в тех случаях, когда горячая деформация осуществляется в несколько этапов и, следовательно, растянута во времени, что неизбежно должно сопровождаться постепенным снижением температуры деформирования [19].

При повышении температуры начала деформации усиливается вероятность прохождения в ходе горячего деформирования динамической

рекристаллизации, способной завершиться затем развитием собирательной рекристаллизации, приводящей к нежелательному укрупнению зерна. В то же время выбор низких значений этой температуры с большей надежностью позволяет сохранить наклепанное состояние. Поэтому общие соображения относительно рационального назначения температурного режима строятся на том, чтобы в процессе горячей деформации происходили процессы динамического возврата (динамической полигонизации) и формировалась развитая субзеренная структура, а рекристаллизация была подавлена. При этом температуру конца деформации $t_{кд}$ подбирают так, чтобы она соответствовала температурной области γ -фазы [5].

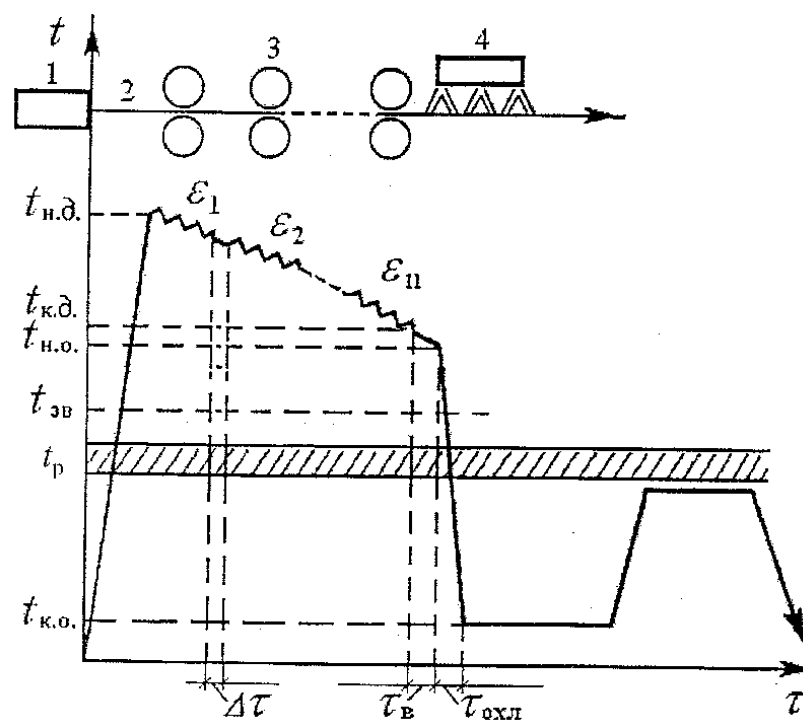


Рисунок 1.1 - Схема, иллюстрирующая основные технологические параметры ВТМО: 1 – печь; 2 – заготовка; 3 – стан; 4 – спрейер [28].

Следует учитывать также влияние скорости охлаждения $V_{охл}$, которая зависит от типа охлаждающей среды (воздух, водо-воздушная смесь, вода),

размера (сечения) охлаждаемого изделия, перепада температур между поверхностью изделия и охлаждающим ее потоком и других факторов. Количественно скорость охлаждения определяется как отношение разницы температур начала и конца охлаждения ($t_{\text{но}} - t_{\text{ко}}$) ко времени $\tau_{\text{охл}}$ падения температуры изделия. Учитывая, что при ВТМО необходимо обеспечить возможность бездиффузионного γ - α перехода, скорость охлаждения нужно подбирать так, чтобы исключить распад по диффузионному механизму.

Деформационно-скоростные параметры. При малых обжатиях наблюдается устойчивое повышение плотности дислокаций, которые распределены как в объеме зерен, так и, более предпочтительно, у их границ. Такой процесс сопровождается возрастанием прочности – стадия горячего наклепа. Этому соответствует восходящая ветвь на кривой зависимости «напряжение σ – деформация ε » [28].

Последующая более значительная деформация приводит к началу образования субзеренной структуры благодаря взаимодействию дислокаций путем поперечного скольжения и переползания, т.е. фактически наблюдается проявление первых признаков динамической полигонизации. Этому моменту отвечает некоторый спад на кривой деформации – прочность несколько снижается, но возрастают показатели пластичности.

При высоких степенях деформации наступает стадия установившегося течения: упрочнение вследствие интенсивного размножения дислокаций нивелируется протекающим при высоких температурах разупрочнением за счет их аннигиляции.

Таким образом, наиболее благоприятным режимом деформации при ВТМО, обеспечивающим наилучшее сочетание механических свойств, является технология, направленная на получение термически устойчивой и однородной субзеренной структуры, сформировавшейся в процессе динамического возврата (динамической полигонизации). С другой стороны,

обычно нежелательной считается структура, образовавшаяся по механизму динамической рекристаллизации, поскольку это приводит к необратимой утрате эффекта упрочнения [64].

С учетом сказанного для получения оптимальной структуры и свойств в общем случае целесообразно назначать средние степени деформации (~ 20-40 %), хотя более конкретные величины обжатия зависят от состава сплава, скорости и температуры деформации.

В условиях горячей деформации формирование структуры происходит в результате конкурирующего действия процессов упрочнения и разупрочнения. Повышение скорости деформации будет приводить к тому, что стадия разупрочнения станет отставать по времени от деформационного наклепа. Поэтому ускорение горячей деформации, снижающей вероятность протекания процессов разупрочнения, будет действовать аналогично тому, как это происходит при увеличении величины холодной деформации. Вместе с тем возрастание скорости горячей деформации в ходе последующего восстановительного процесса в большей мере стимулирует протекание динамической рекристаллизации, нежели динамического возврата. Такое развитие структурных изменений ведет к снижению термической стабильности свойств и поэтому является нежелательным [28, 64].

Более предпочтительным считается ВТМО с относительно малой скоростью деформации. Однако и в этом случае необходимы определенные ограничения – при излишне низкой скорости деформации разупрочняющие процессы становятся настолько доминирующими, что требуемый эффект упрочнения может оказаться недостижимым [19].

В тех случаях, когда по условиям формоизменения необходимы высокие степени обжатия, прибегают к дробной деформации, т. е. ее осуществляют в несколько этапов (проходов). Такие проходы могут выполняться на одном или нескольких станах. Увеличение дробности

деформации сопровождается снижением теплового эффекта (деформационного разогрева) и, следовательно, приводит к уменьшению вероятности прохождения рекристаллизации. В результате повышается плотность дефектов решетки и происходит их более равномерное распределение по деформируемому объему. Эти особенности способствуют протеканию стабилизирующей полигонизации во время выдержки после горячей деформации перед последующим ускоренным охлаждением, что положительно влияет на уровень механических свойств.

Равномерный или возрастающий характер распределения деформации по проходам обычно приводит к повышению температуры металла в последних проходах и, как следствие, стимулирует развитие разупрочняющих рекристаллизационных процессов. Одновременно это может сопровождаться усилением разнотекучности. Поэтому оптимальный комплекс механических свойств обычно достигается при большом числе проходов и убывающем характере распределения деформации от первого прохода к последнему ($\varepsilon_1 > \varepsilon_2 > \dots > \varepsilon_n$).

Временные параметры. При осуществлении дробной деформации важным технологическим показателем становится правильный выбор междеформационной паузы Δt , т. е. временного интервала между циклами деформации (рис. 1.1). Увеличение продолжительности таких пауз (при постоянстве температурных и деформационных параметров) приводит к снижению прочностных и повышению пластических характеристик за счет протекания рекристаллизации в междеформационных паузах.

В тех случаях, когда после завершения горячей деформации нужно обеспечить ускоренное охлаждение (закалку), регулируемым параметром может быть последеформационная выдержка, т. е. пауза между окончанием деформации и началом такого охлаждения τ_v (рис. 1.1). Если ускоренное охлаждение проводится немедленно после горячей деформации,

то повышенная плотность дислокаций, введенных в деформируемую высокотемпературную фазу, наследуется затем образующейся фазой (мартенситом) в ходе полиморфной реакции [30]. При этом достижение высоких значений пластичности и вязкости в высокопрочном состоянии зависит не только от концентрации дефектов, но и их благоприятного распределения (наличия субструктуры). Для выстраивания дислокаций в малоугловые границы нужно время. Однако при слишком большой продолжительности τ_v могут начаться нежелательные разупрочняющие процессы, вызванные прохождением рекристаллизации. Таким образом, величина такой выдержки должна быть оптимальной – достаточной для протекания стабилизирующей полигонизации и не слишком длительной для предотвращения разупрочняющей рекристаллизации. Например, для сталей она составляет всего несколько секунд [28].

В реальных условиях ВТМО все перечисленные параметры влияют на структуру и свойства одновременно. Однако не все они подвергаются варьированию. Некоторые из них взаимосвязаны или не могут быть изменены по причине конструктивных особенностей используемого прокатного оборудования. Поэтому управляют процессом ВТМО, как правило, изменяя температуру начала деформации $t_{нд}$, суммарную степень горячей деформации ε , продолжительность междеформационных пауз Δt , время выдержки от конца горячей деформации до начала ускоренного охлаждения τ_v и скорость охлаждения $V_{охл}$.

Примеры использования ТМО в производстве. В зависимости от требований, предъявляемых к изделию, и от состава применяемых материалов меняются схемы и параметры режимов термомеханической обработки. Не существует универсальных алгоритмов конструирования ее технологии. Этим и объясняется многообразие конструкторских и технологических решений при реализации такой обработки. Поэтому

приведем лишь некоторые примеры использования ТМО в производстве проката.

Так, известны способы применения ВТМО при производстве труб нефтяного сортамента из сталей, содержащих помимо углерода добавки Mn и Si [19]. Процесс изготовления труб складывается из нескольких технологических операций. Вначале стальные заготовки нагреваются до 1260–1280°C, а затем осуществляется специальная горячая деформация – прошивка – в температурном интервале 1260–1150°C, величина обжатия составляет ~ 70 %. Последующая раскатка осуществляется при 1100–1040°C со степенью деформации $\varepsilon \sim 35\text{--}40\%$. Заключительное улучшение качества наружной поверхности трубы и достижение требуемого диаметра происходит в процессе калибровки при 830–770°C с деформацией $\varepsilon \sim 12\%$. После калибровочного стана труба охлаждается в спрейере, а затем поступает в термическое отделение для окончательной термообработки. В результате такого режима ВТМО трубы по сравнению со стандартной обработкой приобретают более высокие показатели прочностных свойств (на 18–25 %) при сохранении практически неизменного уровня пластичности и вязкости [19].

Влияние легирующих элементов. Современное развитие микролегированных сталей направлено на повышение эксплуатационных характеристик при одновременном снижении себестоимости и увеличении технологичности производства [17, 3]. Основные тенденции включают:

- Разработка сталей с комплексным микролегированием (Nb, V, Ti, Mo), что позволяет реализовать синергетический эффект упрочнения и измельчения зерна.
- Оптимизация режимов контролируемой прокатки и ТМО для формирования сверхмелкозернистой структуры и получения требуемого баланса прочности и пластичности.

- Минимизация содержания углерода при одновременном повышении прочности за счет упрочнения выделениями микролегирующих элементов, что снижает склонность к холодному трещинообразованию и повышает свариваемость.

- Использование моделирования фазовых превращений и процессов обработки для прогнозирования структуры и свойств сталей на различных этапах технологического процесса.

Ванадий (V). Ванадий является одним из наиболее эффективных микролегирующих элементов, широко применяемых в низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталях для повышения прочности и ударной вязкости [5, 17]. Основной механизм упрочнения заключается в формировании дисперсных выделений карбонитридов ванадия (VC , $V(C,N)$), которые способствуют торможению роста аустенитного зерна и упрочнению ферритной матрицы за счет механизма осадочного упрочнения.

В работах Zajas и соавт. [7] показано, что введение ванадия в количестве 0,05–0,12 % обеспечивает существенное повышение предела текучести и временного сопротивления разрыву за счет образования мелкодисперсных выделений, эффективно тормозящих движение границ зерен и дислокаций. При этом оптимальный эффект достигается при сочетании ванадия с другими микролегирующими элементами, такими как ниобий и титан.

Ванадий также оказывает влияние на кинетику фазовых превращений при охлаждении из аустенита. Он способствует смещению перлитной и бейнитной областей диаграммы превращений влево, что позволяет получать более мелкозернистую структуру при более низких скоростях охлаждения. При этом ванадий замедляет диффузионные процессы, способствуя формированию более однородной структуры феррита и перлита [12].

Влияние ванадия на механические свойства подробно рассмотрено в [5], где показано, что повышение содержания ванадия до 0,10 % приводит к увеличению предела текучести на 60–90 МПа без существенного ухудшения пластичности. Кроме того, ванадий способствует повышению ударной вязкости за счет измельчения зерна и формирования равномерной структуры.

Молибден (Mo). Молибден является эффективным элементом для повышения прокаливаемости и устойчивости к отпускной хрупкости в среднеуглеродистых микролегированных сталях. Основным эффектом молибдена заключается в замедлении диффузии углерода и железа, что способствует формированию более устойчивой мартенситной или бейнитной структуры при закалке и отпуске.

Введение молибдена в количестве 0,15–0,30 % обеспечивает повышение прочности и ударной вязкости за счет торможения коагуляции и роста карбонитридных выделений, а также за счет стабилизации мелкозернистой структуры при высокотемпературных обработках [33, 27]. Молибден также способствует замедлению процессов рекристаллизации аустенита и подавлению роста зерна, что особенно важно при ТМО среднеуглеродистых сталей.

Дополнительным преимуществом молибдена является его способность повышать сопротивление стали водородному охрупчиванию и коррозионному растрескиванию под напряжением, что расширяет область применения микролегированных сталей в нефтегазовой промышленности [33].

Титан (Ti). Титан является одним из наиболее эффективных элементов для измельчения аустенитного зерна за счет образования устойчивых нитридов и карбонитридов титана (TiN , $Ti(C,N)$), обладающих высокой температурой растворения. Введение титана в количестве 0,01–0,03 %

обеспечивает формирование крупных, но редких частиц TiN , которые эффективно тормозят рост аустенитного зерна при нагреве и деформации.

Оптимальное сочетание титана с ниобием и ванадием позволяет достичь максимального эффекта измельчения зерна и повышения механических свойств. Титан способствует формированию сверхмелкозернистой структуры феррита при контролируемой прокатке и ТМО, что приводит к существенному увеличению ударной вязкости и предела текучести.

Кроме того, титан способствует очистке стали от азота за счет образования нитридов, что снижает склонность к старению и повышает стабильность механических свойств при эксплуатации [8].

Ниобий (Nb). Ниобий является одним из наиболее широко применяемых микролегирующих элементов в низко- и среднеуглеродистых сталях. Его основная роль заключается в измельчении аустенитного зерна и упрочнении ферритной матрицы за счет образования дисперсных выделений карбонитридов ниобия (NbC , $\text{Nb}(\text{C},\text{N})$) [17]. Введение ниобия в количестве 0,02–0,08 % эффективно замедляет процессы рекристаллизации аустенита при деформации, способствуя накоплению дефектов и формированию сверхмелкозернистой структуры [12, 8].

В работах Dutta и соавт. [8], а также Mohrbacher и соавт. [33] показано, что ниобий существенно замедляет рост аустенитного зерна при высокотемпературных обработках за счет образования мелких выделений, препятствующих движению границ зерен. Кроме того, ниобий способствует повышению прочности и ударной вязкости за счет механизма осадочного упрочнения и измельчения зерна [47, 21].

Ниобий также оказывает влияние на кинетику фазовых превращений, смещая перлитную и бейнитную области диаграммы превращений влево и способствуя формированию более однородной и мелкозернистой структуры

феррита и перлита. Оптимальное сочетание ниобия с ванадием и титаном позволяет достичь максимального эффекта упрочнения без существенного ухудшения пластичности.

Анализ современной литературы показывает, что низко- и среднеуглеродистые микролегированные конструкционные стали обладают уникальными возможностями для управления структурой и свойствами за счет оптимизации химического состава и режимов обработки. Основными направлениями развития являются совершенствование методов контролируемой прокатки и термомеханической обработки, а также комплексное микролегирование с использованием ванадия, молибдена, титана и ниобия. Перспективы дальнейшего развития связаны с созданием сталей нового поколения с ультрамелкозернистой структурой и расширением областей применения в различных отраслях промышленности [13].

1.2 Влияние термической обработки на структуру и свойства низко- и среднеуглеродистых сталей

Одним из наиболее эффективных способов повышения прочности конструкционных сталей является термическая обработка, в частности закалка, приводящая к образованию метастабильной фазы — мартенсита. Именно мартенситное превращение обеспечивает достижение высоких уровней твёрдости и прочности, что делает его центральным элементом технологии производства высокопрочных сталей. Понимание природы этого превращения, его кинетики и влияния на микроструктуру и свойства материала является ключевым для управления эксплуатационными характеристиками изделий.

Термин «мартенсит», названный в честь немецкого металлурга-новатора Адольфа Мартенса, долгое время использовался для обозначения

твёрдой микроструктуры, обнаруженной в закалённой углеродистой стали [34]. Однако в последнее время больше внимания уделяется самой природе превращения, а не его результату. Мартенситное превращение также происходит во многих цветных металлах [34], в системах Cu-Al и Au-Cd, и это лишь две системы металлов, а также в оксидах, таких как SiO₂ [3] и ZrO₂. На самом деле, специалисты по керамике и геологии независимо друг от друга выявили характеристики мартенситного превращения в неметаллических системах и использовали термин «дислокационное» для описания превращений, которые металлурги называли бы мартенситными [34]. Таким образом, мартенситом становится любая фаза, образующаяся в результате мартенситного или дислокационного превращения, даже если эта фаза может существенно отличаться по составу, кристаллической структуре и свойствам от мартенсита в сталях.

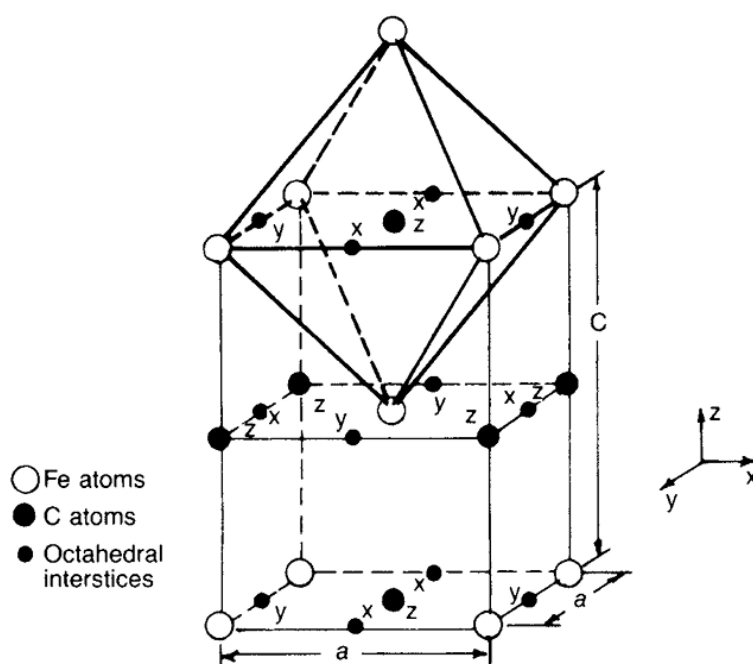


Рисунок 1.2 - Объемно-центрированная тетрагональная кристаллическая структура мартенсита в сплавах Fe-C. Атомы углерода находятся в одном наборе (z) междоузлий октаэдрических узлов. Узлы x и y не заняты. [34]

В сплавах железа с углеродом и сталях аустенит является исходной фазой, которая при охлаждении превращается в мартенсит. Мартенситное превращение происходит без диффузии, поэтому мартенсит имеет точно такой же состав, как и исходный аустенит, вплоть до 2% углерода в зависимости от состава сплава [1]. Поскольку диффузия подавляется, как правило, быстрым охлаждением, атомы углерода не распределяются между цементитом и ферритом, а вместо этого захватываются в октаэдрических узлах объемно-центрированной кубической структуры (ОЦК), образуя таким образом новую фазу, мартенсит. Растворимость углерода в структуре с плотной упаковкой значительно увеличивается при образовании мартенсита; следовательно, мартенсит имеет объемно-центрированную тетрагональную (ОЦТ) элементарную ячейку (рис. 1.2), в которой параметр c элементарной ячейки больше, чем два других параметра a . При более высокой концентрации углерода в мартенсите заполняется больше междоузлий, и тетрагональность увеличивается [34].

Мартенсит — это уникальная фаза, образующаяся в сталях. Она имеет собственную кристаллическую структуру и состав и отделена от других фаз четко выраженными границами раздела, но является метастабильной фазой, присутствующей только потому, что диффузия подавлена [36]. Если нагреть мартенсит до температуры, при которой атомы углерода становятся подвижными, атомы углерода диффундируют из октаэдрических позиций, образуя карбиды. В результате тетрагональность устраняется, и мартенсит в конечном итоге заменяется смесью феррита и цементита, как того требует фазовая диаграмма Fe-C.

Мартенсит образуется по механизму сдвига. Многие атомы движутся совместно и почти одновременно, что приводит к превращению. Этот механизм сильно отличается от перемещения атомов по границам раздела во время диффузионно-зависимых превращений. Образовавшийся кристалл

мартенсита частично смещается выше и частично ниже поверхности аустенита в результате сдвига [35]. Таким образом, первоначально горизонтальная поверхность исходной фазы поворачивается или наклоняется в новую ориентацию в результате сдвига. Наклон поверхности является важной характеристикой сдвига или мартенситного превращения. Поатомный перенос через границы раздела, при котором происходят контролируемые диффузией преобразования, не приводит к наклону, но способствует образованию поверхностей продуктовой фазы, параллельных поверхности исходной фазы.

Образование кристалла мартенсита должно сопровождаться значительным течением или пластической деформацией исходного аустенита. В конечном счете ограничения исходной фазы ограничивают ширину кристалла мартенсита, и дальнейшая трансформация может происходить только путем зарождения новых кристаллов мартенсита. Если исходный аустенит не сможет приспособиться к изменению формы, вызванному мартенситными сдвигами, произойдет отслоение или растрескивание на границе раздела мартенсит/исходная фаза [36]. К счастью, аустенит в сталях обладает достаточной пластичностью для образования мартенсита. Однако во многих керамических системах исходная фаза не может способствовать изменению формы, и необходимо избегать деформаций, связанных со смещением.

В низкоуглеродистой стали и железо-никелевых сплавах пакеты или части пакетов с кристаллами мартенсита одинаковой формы и кристаллографической ориентации называются блоками, согласно более ранней работе Мардера и Краусса [37]. Симметрия кристаллов аустенита и мартенсита коррелирует с 24 вариантами соотношения Курдюмова-Закса. Это означает, что кристаллы мартенсита, образовавшиеся в данном зерне аустенита, могут иметь множество различных ориентаций или расположений атомных плоскостей [38]. Таким образом, блоки определяются как области, в

которых все параллельные кристаллы имеют одинаковую ориентацию или кристаллографическое расположение, а пакеты могут состоять из нескольких блоков с немного отличающимися ориентациями и плоскостями. Из предыдущего обсуждения кристаллической структуры мартенсита следует, что соотношение Курдюмова — Закса относится к вариантам решёточных соотношений между кристаллами аустенита и мартенсита, а плоскости и варианты являются результатом решёточно-инвариантной деформации, которая также необходима для формирования кристаллов мартенсита в условиях плоской деформации.



Рисунок 1.3 - Карта блоков с внутренними кристаллографическими разориентациями мартенситных кристаллов в пределах блоков менее 10 градусов в закалённой низкоуглеродистой стали. [27].

С помощью SEM/EBSD-анализа стало возможным идентифицировать блоки пластинчатых кристаллов мартенсита с одинаковой или близкой кристаллографической ориентацией. На рис. 1.3 показана карта ориентации, полученная с помощью EBSD-анализа [39]. Каждая цветная область представляет собой блоки или области, в которых разориентация кристаллов мартенсита составляет менее 10 градусов в соответствии с кристаллографической ориентацией, нормальной к плоскости наблюдения,

как показано на стереографической треугольной вставке. Множество мелких параллельных кристаллов мартенсита в блоке не показаны. Дальнейший анализ показал, что кристаллы в каждом блоке могли образоваться с двумя близко расположенными вариантами ориентации Курдюмова-Сакса. Пакетно-блочная структура в сочетании с очень мелким размером кристаллов, субструктурой и параллельным расположением пластинчатого мартенсита внутри пакетов не имеет аналогов в пластинчатом мартенсите и играет важную роль в формировании механических свойств и поведения при разрушении мартенсита, образующегося в низко- и среднеуглеродистых сталях [40].

Большинство закалённых сталей подвергают докритической термической обработке, называемой отпуском. Отпуск позволяет повысить вязкость закалённой мартенситной структуры, однако сопровождается снижением прочности и твёрдости [35]. Наиболее значимые структурные преобразования связаны с формированием различных распределений феррита и карбидов по мере уменьшения пересыщения закалённого мартенсита и достижения равновесных фазовых смесей при увеличении температуры и продолжительности отпуска.

Мартенсит, формирующийся в результате закалки, характеризуется высокой твёрдостью, однако может проявлять значительную хрупкость. Низкая вязкость мартенситной структуры обусловлена рядом факторов, включая искажение кристаллической решётки, вызванное атомами углерода, находящимися в октаэдрических междоузлиях, сегрегацию примесных элементов на границах зёрен аустенита, образование карбидов в процессе закалки, а также возникновение остаточных напряжений. Отпуск — это термическая обработка закалённых сталей, основной целью которой является снижение хрупкости, то есть повышение ударной вязкости. Для отпуска применяют температуры до нижней критической точки, что позволяет получать широкий диапазон свойств и микроструктур — от закалённого

мартенсита до структуры с сфероидизированными карбидами в феррите. В конечном итоге выбор режима закалки и отпуска определяется требуемым соотношением твёрдости (или прочности) и вязкости, необходимым для конкретных условий эксплуатации.

Помимо повышения прокаливаемости, отдельные легирующие элементы замедляют разупрочнение при отпуске. Наиболее эффективны в этом отношении карбидообразующие элементы — хром, молибден, ванадий. Без их присутствия железоуглеродистые сплавы и низкоуглеродистые стали быстро размягчаются при повышении температуры отпуска. На рис. 1.4 также представлено размягчение в зависимости от температуры отпуска и содержания углерода в другой форме [3, 19].

Разупрочнение связано с быстрым укрупнением цементита при повышении температуры отпуска — процессом, контролируемым диффузией углерода и железа. При наличии в стали достаточного количества карбидообразующих элементов они не только замедляют разупрочнение, но и способствуют образованию мелкодисперсных карбидов, что приводит к повышению твёрдости при высокотемпературном отпуске (вторичное упрочнение или вторичная твердение). До настоящего момента основным параметром отпуска считалась температура. Однако структурные изменения, определяющие свойства, термически активируемы и зависят как от температуры, так и от времени. Например, при укрупнении цементита требуемую твёрдость можно получить либо при более высокой температуре и коротком времени, либо при более низкой температуре и продолжительном времени. Если время отпуска не указано, обычно подразумевается выдержка 1 час. Взаимозаменяемость времени и температуры описывается параметром отпуска $P = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$, где T — температура в Кельвинах, t — время в часах [3]. Для получения заданной твёрдости в конкретном сплаве можно выбрать различное сочетание температуры и времени отпуска. Однако для сталей со вторичным упрочнением применение параметра отпуска требует

осторожности, так как максимальная твёрдость при вторичной закалке зависит не только от параметра, но и от температуры. Например, максимальная прочность может быть достигнута при 600 °С, но не при 700 °С, даже при кратковременном отпуске, что связано с более грубым распределением карбидов и/или их меньшей связью с матрицей при более высоких температурах [3].

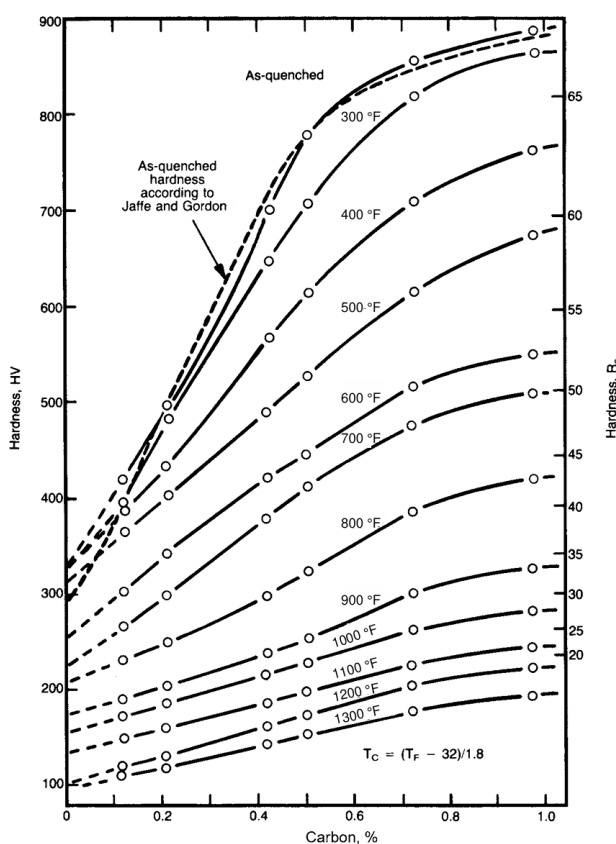


Рисунок 1.4 - Твёрдость мартенсита в сплавах Fe–C после отпуска при различных температурах [3].

Мартенситная структура закалённой стали крайне нестабильна. Причинами нестабильности являются перенасыщение атомами углерода в объёмно-центрированной тетрагональной решётке мартенсита, высокая энергия деформации, связанная с дислокационной и/или двойниковой

субструктурой, высокая межфазная энергия вследствие развитой граничной поверхности пластин, а также присутствие остаточного аустенита. Пересыщение углеродом обеспечивает движущую силу для выделения карбидов; высокая энергия деформации — для процессов восстановления; высокая поверхностная энергия — для роста зёрен; а нестабильный аустенит — для превращения в феррит и цементит при отпуске.

Даже без учёта влияния легирующих элементов существует множество факторов, определяющих формирование микроструктур, ответственных за изменения механических свойств в процессе отпуска мартенситной стали.

На основе рентгеноструктурных, дилатометрических и микроструктурных исследований были выделены три стадии отпуска [3]:

- Стадия I: выделение переходного карбида (эпсилон- или эта-карбида) и снижение содержания углерода в мартенсите примерно до 0,25% С.
- Стадия II: превращение остаточного аустенита в феррит и цементит.
- Стадия III: замещение переходного карбида и низкоуглеродистого мартенсита цементитом и ферритом.

Температурные интервалы стадий частично перекрываются и составляют соответственно 100–250 °С, 200–300 °С и 250–350 °С [3]. Образование карбидов легирующих элементов, определяющих вторичное упрочнение, иногда выделяют как четвёртую стадию отпуска. Кроме того, установлено, что при отпуске и/или выдержке при комнатной температуре может происходить кластеризация атомов углерода [3], предшествующая выделению карбидов на первой стадии [50]. Нагакура и соавт. выявили модулированную структуру, связанную с группировкой атомов углерода на плоскостях (102) мартенсита, а также долгопериодическую упорядоченную фазу с орторомбической структурой и составом Fe_4C [32]. Первая структура формируется при 0–90 °С, вторая — при 60–80 °С. Таким образом, отпуск

включает более трёх стадий, однако с практической точки зрения основное значение имеют три вышеуказанные стадии.

Превращение остаточного аустенита при отпуске происходит при более высоких температурах и длительных выдержках по сравнению с выделением переходных карбидов. Однако, как отмечено в ряде работ, аустенит может превращаться в мартенсит при механических воздействиях при температурах ниже температур термического превращения.

Для анализа состава карбидов на наноуровне применяют атомно-зондовую томографию. Установлено, что на ранних стадиях отпуска цементит формируется преимущественно за счёт диффузии углерода (параравновесный механизм), а на поздних стадиях — с участием замещающих легирующих элементов [41]. На рис. 1.5 представлены результаты атомно-зондовой томографии, отражающие распределение углерода и легирующих элементов на разных стадиях формирования цементита. При 325 °С цементит содержит только углерод, а при 575 °С — обогащается хромом, марганцем и молибденом. Никель, кремний, алюминий и фосфор не входят в состав цементита и удаляются при высокотемпературном отпуске.

Существуют данные, что в высокоуглеродистых сталях образование χ -карбида (Fe_5C_2) может предшествовать формированию цементита (θ -карбида) [42]. Оба карбида имеют схожие сложные структуры, различить их рентгено- или электронно-дифракционными методами затруднительно, поэтому температурные интервалы и составы сталей, соответствующие образованию χ -карбида, до конца не определены.

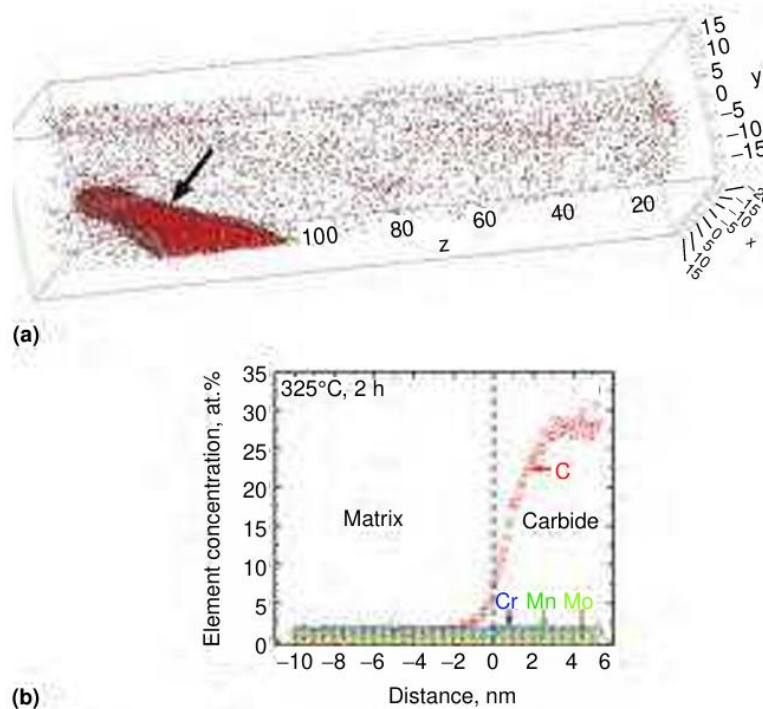


Рисунок 1.5 - (а) Карта атомов углерода, связанных с кристаллом цементита (стрелка), образованным в мартенсите стали 4340 во время отпуска при температуре 325 °С (615 °F) в течение 2 часов, и (б) гистограмма, показывающая концентрацию углерода, хрома, марганца и молибдена на границе раздела кристалла цементита и ферритной матрицы [42].

В легированных сталях помимо цементита могут образовываться другие карбиды с различной кристаллической структурой и составом, замедляющие разупрочнение и/или вызывающие вторичную закалку. Многообразие карбидов и их образование при отпуске подробно рассмотрены в работах Ханикома и др. [3]. Карбиды сплава могут формироваться непосредственно из цементита (*in situ*) или путем отдельного зарождения после растворения цементита в феррите. Второй механизм приводит к формированию более мелких частиц, часто на дислокациях, оставшихся после отпуска мартенсита.

1.3. Механизмы создания высокой конструкционной прочности

Конструктивная прочность многих конструкционных материалов может быть охарактеризована пределом текучести стали и температурой перехода из вязкого состояния в хрупкое. Знание отдельных механизмов упрочнения позволяет провести количественную оценку предела текучести сплавов [2].

Многочисленные литературные данные показывают, что в сталях реализуются следующие главные механизмы упрочнения:

σ_0 – сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса – Набарро);

$\Delta\sigma_{\text{т.р.}}$ – упрочнение твёрдого раствора растворёнными в нём легирующими элементами и примесями (твёрдорастворное упрочнение);

$\Delta\sigma_{\text{п}}$ – упрочнение вносимое перлитом (перлитное упрочнение);

$\Delta\sigma_{\text{д}}$ – упрочнение, обусловленное сопротивлением скользящей дислокации другим дислокациям в кристалле (дислокационное упрочнение);

$\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$ – упрочнение, вызванное образованием дисперсных частиц второй фазы при распаде пересыщенного твёрдого раствора (дисперсионное упрочнение);

$\Delta\sigma_{\text{з}}$ – упрочнение границами зёрен и субзёрен (зернограничное упрочнение).

Влияние отдельных механизмов аддитивно. Принцип аддитивности механизмов к настоящему времени подтверждён на многих сталях и сплавах различными исследованиями. В большинстве случаев отмечается линейная аддитивность, т.е. вклад отдельных механизмов суммируется:

$$\sigma_{\text{т}} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{т.р.}} + \Delta\sigma_{\text{п}} + \Delta\sigma_{\text{д.у.}} + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{з}}, \quad (1)$$

Напряжение Пайерлса – Набарро. Наиболее сильным препятствием скольжению дислокаций является внутреннее сопротивление, возникающее в результате необходимости разрывать связи между атомами во время скольжения дислокаций в кристаллической решетке, называемое напряжением Пайерлса–Набарро [43]. Оно является минимальным напряжением, необходимым для движения краевых дислокаций в кристалле. Следовательно, напряжение Пайерлса – Набарро определяется свойствами решетки кристалла и характеризует в нем силы трения. Однако эта величина сильно зависит от содержания примесей в металле. При легировании металла происходит увеличение сил трения, т.е. легирование увеличивает сопротивление движению дислокаций, вследствие взаимодействия растворенных атомов легирующих элементов с дислокациями [2]. Это напряжение (σ_0) может быть получено экспериментальным путем прямой экстраполяции к абсолютному нулю температуры кривой зависимости критического разрешенного напряжения сдвига от температуры [44] и математически рассчитано с помощью модели Пайерлса–Набарро [43, 44]. Для чистого железа обычно принимается значение ~ 45 МПа [44].

Твердорастворное упрочнение. Вторым компонентом является твердорастворное упрочнение. Установлено влияние легирующих элементов, которые растворены в α -железе, на его свойства. Легированный феррит в стали представляет собой многокомпонентный твердый раствор примесей и легирующих элементов [2]. Твердорастворное упрочнение осуществляется за счет повышенного содержания Mn, Si; а также Mo, Nb, часть атомов которых находится в твердом растворе феррита. Лабуш считал, что высокое содержание растворенного вещества и эффект трения, вызванный постоянным взаимодействием с атомами растворенного вещества, препятствует движению дислокаций. Они пришли к аналогичному выражению, как показано в уравнении (2):

$$\Delta\sigma_{т.р} = B_i X_i^y \quad (2)$$

где X_i - содержание растворенного элемента i , а B_i зависит от несоответствия и модуля сдвига сплава, а y равно $1/2$ при низком содержании растворенного вещества и $2/3$ при высоком содержании растворенного вещества [44, 45].

Упрочнение твердого раствора атомами замещения объясняется изменением модуля упругости и несоответствием атомных размеров между атомами растворенного вещества и матрицы, где разница в модулях доминирует над эффектом [44]. В твердых растворах замещения, когда атомы растворенного вещества упорядоченно распределяются по решетке матрицы, образуя сверхрешетки, увеличение прочности возникает из-за перемещения дислокаций, создающих области беспорядка (границы антифазных доменов) [44]. В материалах с дефектами упаковки растворенные атомы могут выделяться на них, образуя так называемые атмосферы Сузуки, снижающие энергию дефекта упаковки. Добавление атомов растворенного вещества также может снизить общую энергию дефекта упаковки сплава. В таком случае дислокации расщепляются на более широкие участки, которые должны быть сжаты, прежде чем они смогут пересекать препятствия или взаимодействовать с другими дислокациями, вызывая пластическую деформацию, приводящую к упрочнению [46, 45]. Хотя эти механизмы упорядочения или атмосферы Сузуки неприменимы к ферритным или мартенситным фазам, они могут работать в частицах вторых фаз, имеющих плотноупакованную структуру решетки.

Атомы растворенного вещества могут выделяться в упругодеформированных областях решетки вокруг дислокаций, что приводит к образованию так называемых атмосфер Коттрелла. В результате подвижность дислокаций сильно затрудняется, и, в свою очередь, требуется более высокое напряжение, чтобы вырвать их из атмосфер Коттрелла.

Атмосферы Коттрелла также являются одной из форм твердорастворного упрочнения. Атомы внедрения, такие как углерод и азот, особенно важны для твердорастворного механизма из-за их сильного сродства с дислокациями. Атмосфера Коттрелла обычно образуется на различных стадиях обработки сталей (деформационное старение, отпуск, закалка при обжиге и т.д.), поэтому она вносит важный вклад в уровень механических свойств. Атмосферы Коттрелла вблизи ядер дислокаций часто образуются в феррите, мартенсите и бейните. Основываясь на характеристиках АЗТ (Атомно Зондовой Томографии), содержание углерода в ядрах атмосфер Коттрелла составляет около 7–8 ат. % [47]. Атмосфера становится менее плотной с увеличением расстояния в несколько нанометров (6–10 нм) от ядра дислокации [47, 48]. Было определено, что концентрация углерода в атмосферах Коттрелла (1,5–8 ат. %) зависит от плотности числа присутствующих дислокаций и расположения дислокаций относительно границы зерен феррита [48]. Около 90 % атомов углерода сосредоточено в атмосферах Коттрелла в обедненной по углероду мартенситной матрице, как было продемонстрировано Sherman и др. [47] для среднеуглеродистой стали (1,31 ат. % углерода). Кроме того, пики содержания 7–8 ат. % углерода в мартенситных пластинах наблюдались в матрицах Fe–C [47] и Fe–C–Ni [47, 48]. Поскольку диффузия углерода к границам реек и образование атмосфер Коттрелла объединяют матрицу мартенсита, вклад углерода в упрочнение связан с дислокационной компонентой и описывается по уравнению (3):

$$\sigma_{\text{ТВ.В}} + \sigma_{\text{д}} = \alpha M_{\text{Т}} G b [\rho_0 + \%C]^{1/2} \quad (3)$$

Для феррита был разработан ряд эмпирических уравнений для упрочнения твердым раствором на основе легирующих элементов, присутствующих в различных марках сталей. Пример такого уравнения приведен в уравнении (4) [49]:

$$\sigma_{\text{ТВ.В}} + \sigma_{\text{ТВ..З.}} = 32\text{Mn} + 678\text{P} + 83\text{Si} + 39\text{Cu} - 31\text{Cr} + 11\text{Mo} + 5544 \\ (C_{\text{ВН}} + N_{\text{ВН}}) \quad (4)$$

где символы различных элементов представляют их массовую долю в твердом растворе.

Дисперсионное упрочнение. Третьей составляющей предела текучести является дисперсионное упрочнение, т.е. повышение прочности сплава вследствие образования в нем дисперсных упрочняющих фаз при распаде пересыщенного твердого раствора. В дисперсионно-упрочненном сплаве дисперсные частицы (выделения) образуются из матриц, границы между решетками матрицы и выделения могут быть когерентными, полукogerентными и неkoгерентными, т.е. изменяются в зависимости от стадии распада пересыщенного твердого раствора [50]. В начале распада соблюдается определенное ориентационное соотношение между решетками матрицы и выделения, затем по мере развития процесса распада межфазная граница раздела изменяется от малоугловой к большеугловой. В зависимости от того, когерентные выделения или неkoгерентные, упрочнение будет описываться разными механизмами [2].

Механизмы дисперсионного упрочнения были всесторонне рассмотрены как функция силы взаимодействия каждой частицы с дислокацией и пространственного распределения частиц. Когда дислокация движется по направлению к частице, действующие силы направлены как показано на рис. 1.6. Если сила сопротивления F больше, чем линейное натяжение $2T$, следовательно, частица является твердой, то дислокация обойдет частицу путем образования петли. Твердая частица упруго деформируется только тогда, когда матрица деформируется пластически [46]. Если $2t \sin \theta$ больше, чем F перед $\sin \theta = 1$, то частица будет мягкой, и, следовательно, дислокация разрежет частицу. Переход от разрезания частиц к закручиванию в петлю определяется прочностью частиц. Обычно это

связано с её размером, поскольку больший размер соответствует большей силе взаимодействия между дислокацией и частицей для частиц одного и того же типа. Когда достигается достаточная сила взаимодействия, дислокация закручивается вокруг частицы. Таким образом, существует критический размер частицы для изменения механизма взаимодействия между дислокацией и частицей [50, 51].

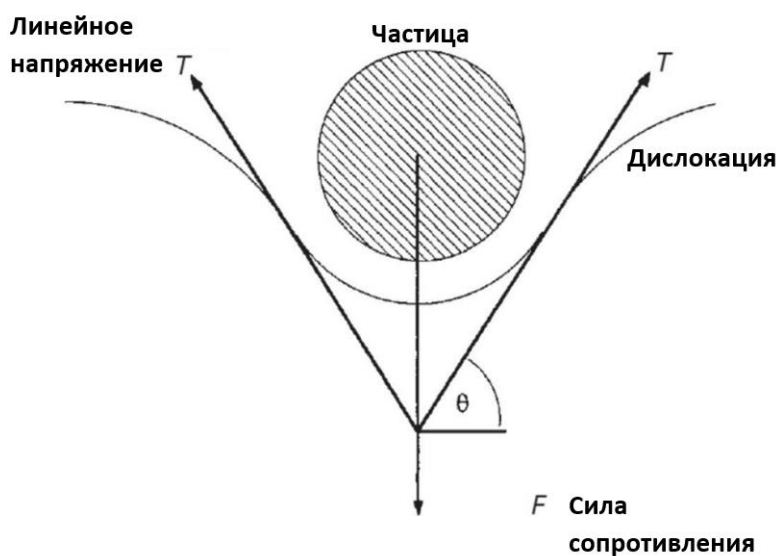


Рисунок 1.6 - Анализ действующей силы при сопротивлении частицы движению дислокации [52].

Дисперсионное упрочнение в трубных сталях реализуется за счет выделений карбонитридов V, Nb, Ti (иногда в виде комплексных карбонитридов), а также за счет выделений меди [2].

Дислокационное упрочнение. Следующим компонентом упрочнения является дислокационное упрочнение. В феррито-перлитных сталях, структура которых сформировалась при нормализации либо при охлаждении на воздухе из аустенитного состояния после горячей прокатки, плотность дислокаций ρ обычно не превышает 10^9 см^{-2} и чаще всего составляет около

10^8 см^{-2} [2]. Максимальная плотность дислокаций при деформационном упрочнении может достигать 10^{12} см^{-2} . Более высокая плотность дислокаций в металлах практически никогда не наблюдалась. Расчёты показывают, что уже при плотности 10^{15} см^{-2} расстояние между дислокациями должно быть соизмеримым с межатомным и кристаллическая структура должна нарушаться. При высокой плотности дислокаций в кристаллической решётке возникают области концентраций напряжений, что вызывает образование трещин и разрушение металлов. Следовательно, увеличение плотности дислокаций возможно лишь до предела, ограниченного образованием трещин.

Дислокационное упрочнение обусловлено в основном повышенной плотностью дислокаций низкотемпературных продуктов распада аустенита, в наибольшей степени в мартенсите, где плотность дислокаций может достигать $5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ [2]. Также повышенная плотность дислокаций в гетерофазных сталях наблюдается в феррите, которая формируется при возникновении мартенсита (бейнита), частично повышенная плотность дислокаций в феррите может также возникать на различных стадиях при производстве трубы, например, при изгибе листа и т.д. [52].

Дислокационное упрочнение происходит за счет дальнедействующих напряжений дислокаций, предложенных Тейлором во время первого 1–2%-ного растяжения, или за счет ближнедействующих напряжений между движущимися дислокациями, предложенного Бейли и Хиршем, которое обычно описывается уравнением (5):

$$\sigma_d = \alpha M_T G b \rho_0^{1/2} \quad (5)$$

где α – константа (0,3-0,5), M_T - коэффициент Тейлора (обычно 2,75 для ОЦК-феррита), ρ_0 - начальная плотность дислокаций, b - вектор Бюргерса дислокации (0,248 нм в оцк-феррите) и G - модуль сдвига матрицы (81,6 ГПа для феррита в оцк-феррите в микролегированных сталях [2, 54]).

Зернограничное упрочнение. Следующим компонентом является зернограничное упрочнение. Зернограничное упрочнение, т.е. повышение прочности за счёт границ зёрен, являющихся барьерами для продвижения дислокаций из одного зерна в другое. Уменьшение размера действительного зерна является эффективным способом повышения прочности конструкционных сталей. Размер зерна феррита зависит от размера аустенитного зерна и наличия дисперсных карбонитридных фаз. В феррито-перлитных сталях с карбо- и нитридообразующими элементами при переходе через критическую точку $A_{с3}$ в структуре стали имеются соответствующие карбиды и нитриды, что приводит к образованию более мелкого зерна аустенита, так как эти фазы оказывают зародышевое влияние при образовании новых зерен аустенита. Карбиды и нитриды тормозят рост зерна аустенита при дальнейшем его нагреве вплоть до температур растворения этих фаз в аустените. Нерастворенные карбиды и нитриды, а также выделившиеся из аустенита перед началом $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, служат зародышевыми центрами образования новых зерен феррита. Все это приводит к тому, что в феррито-перлитных сталях с дисперсными упрочняющими фазами происходит значительное измельчение зерна феррита. Отсюда можно сделать очень важный вывод, что дисперсные частицы в сталях вызывают дополнительное зернограничное упрочнение [2].

Соотношение Холла-Петча обычно используется для описания вклада границ зерен в прочность следующим образом:

$$\sigma_z = k_{\text{хп}} d^{1/2} \quad (6)$$

где d может быть размером зерна феррита [55] или размером пакета, блока или пакета мартенсита или бейнита [44,26]. Основываясь на экспериментальных данных, размер блока является ключевым структурным параметром для мартенсита, а не размером пакета [39, 44]. Хотя границы зерен представляют собой барьеры для перемещения дислокаций, роль

размера зерен в упрочнении в первую очередь обусловлена влиянием на движение дислокаций. Как отмечается в литературе, плотность дислокаций обратно пропорциональна размеру зерна, что приводит к следующему выражению:

$$\sigma_3 = \alpha G b \rho^{1/2} = k_{\text{хп}} d^{1/2} \quad (7)$$

До настоящего времени были кратко описаны механизмы упрочнения однофазного материала. Однако, когда в материале присутствуют две или более фаз, его прочность следует дополнительно рассчитать, используя правило смесей [52]. Выражение задается в виде:

$$\sigma = f_1 \sigma_1 + f_2 \sigma_1 + \dots + f_i \sigma_i + \dots \quad (8)$$

где σ - напряжение, f - объемная доля, а нижний индекс “ i ” обозначает различные фазы. Правило смесей широко и успешно применялось для ферритно-мартенситных двухфазных сталей [44,52], хотя о его ненадежности сообщалось из-за изменения твердости мартенсита, вызванного неоднородностью углерода.

Низкотемпературные продукты распада аустенита оказывают двойной эффект. Благодаря повышенной плотности дислокаций они вносят основной вклад в дислокационное упрочнение. В силу малости кристаллов обуславливают зернограничное упрочнение.

Повышение предела текучести стали обычно приводит к снижению вязкости, повышению порога хладноломкости, т.е. увеличению склонности к хрупким разрушениям. Температура перехода из вязкого состояния в хрупкое $t_{\text{хр}}$ (порог хладноломкости), соответствующая температуре, при которой в изломе содержится 50 % волокнистой составляющей t_{50} , является наиболее часто применяемым критерием оценки склонности к хрупким разрушениям малоуглеродистых феррито-перлитных сталей. В настоящее время для феррито-перлитных сталей установлено, что все компоненты упрочнения, кроме измельчения зерна, приводят к охрупчиванию

(повышению t_{50}). Единственным механизмом упрочнения, который наряду с приростом предела текучести приводит к снижению t_{xp} , является механизм зернограницного упрочнения [2].

Перлитное упрочнение. Заключительным компонентом упрочнения является упрочнение за счет перлитной составляющей. Содержание перлитной составляющей, её дисперсность, межпластинчатое расстояние и т.п. зависят от состава стали, скорости охлаждения, сечения проката и т.п. Вместе с тем все эти параметры определяют механические свойства стали, в том числе предел текучести [2].

Известно, что прочностные свойства сталей с перлитной структурой существенно зависят от температуры формирования перлита, поскольку межпластинчатое расстояние в нем является функцией температуры превращения или величины переохлаждения от температуры A_{r1} . При этом высокая скорость образования перлита ($\sim 20\text{--}25\text{ \%}/\text{с}$) приводит к тому, что при непрерывном охлаждении образование перлита происходит в относительно узком температурном интервале ($670\text{--}650^\circ\text{C}$) [56].

С этих позиций основным фактором, определяющим структуру и уровень механических свойств конструкционных сталей, является устойчивость переохлажденного аустенита (УПА) к распаду по I ступени, которая, в свою очередь, зависит от температурного диапазона горячей деформации и ее степени, как и температуры аустенитизации [15, 61, 58, 59]. Кроме того, существенную роль в формировании комплекса механических свойств среднеуглеродистых сталей играет степень дисперсности перлита, оцениваемая структурными методами по толщине цементитных $t_{ц}$ и ферритных $t_{ф}$ пластин, а также размер перлитных колоний [15, 61, 59]. При этом во многих стандартах, в частности на горячекатаные трубы, существует положение о том, что при температуре конца прокатки выше A_{r3} и последеформационном охлаждении на воздухе горячая прокатка является нормализацией.

Технология производства бесшовных насосно-компрессорных и обсадных (НК и О) труб включает в себя контролируемую прокатку металла в аустенитной области и последующее охлаждение на воздухе с формированием в стали дисперсной феррито-перлитной структуры [45]. Механические свойства НК и О труб различных групп прочности определяются формированием в них на заключительных этапах проката и последующего охлаждения определенного фазового состава и микроструктуры, что зависит, в первую очередь, от состава сталей [11].

Так, низкое содержание углерода и легирующих добавок не обеспечивает достижение требуемого уровня прочностных свойств, а завышенное количество этих элементов приводит не только к удорожанию стали, но и, зачастую, к снижению уровня вязко-пластических характеристик труб. В то же время, за формирование структуры труб отвечает группа технологических факторов, таких как температура начала и конца редуцирования (калибровки), скорость последеформационного охлаждения и др. [19, 28, 60]

Достижение необходимого уровня $\sigma_{0,2}$ можно обеспечить за счет дисперсионного упрочнения путем микролегирования сильными карбидообразователями (V, Nb, Ti), либо за счет увеличения плотности дислокаций (в бейните/мартенсите) при повышении УПА по I ступени, например, при микролегировании Mo и V. Такие изменения композиции стали приводят к существенному удорожанию металла трубы, поэтому необходим поиск новых, более экономных, путей повышения прочности. Очевидно, что обеспечение оптимального комплекса свойств может быть достигнуто за счет формирования структуры, состоящей из продуктов распада аустенита по 1-ой ступени с определенными количественными характеристиками.

Пластинчатый перлит является основной структурной составляющей среднеуглеродистых сталей с 0,3-0,5 % C, содержание которой в феррито-

перлитной смеси составляет 70-90 % [19, 28, 61]. Основной характеристикой колонии пластинчатого перлита, состоящей из чередующихся пластин цементита (толщиной $t_{ц}$) и феррита (толщиной $t_{ф}$), является межпластинчатое расстояние h :

$$h = t_{ц} + t_{ф}. \quad (9)$$

Степень дисперсности пластинчатого перлита определяется металлографически по величине h [56]: при $h \leq 0,2$ мкм – троостит, при $h = 0,3-0,4$ мкм – сорбит, при $h = 0,6-2,0$ мкм – собственно перлит (рис. 1.7). Грубопластинчатый перлит, формирующийся при небольших скоростях охлаждения, например, с печью, в структуре изученных композиций трубных сталей отсутствует [61].

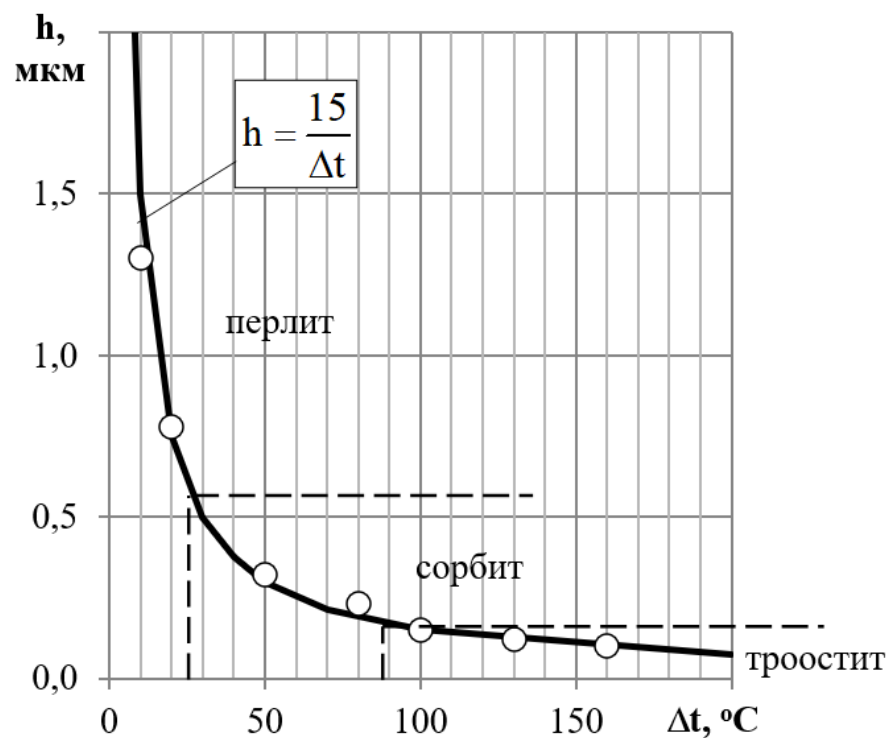


Рисунок 1.7 - Зависимость величины h в перлите от степени переохлаждения Δt от температуры A_{r1} при непрерывном охлаждении [62].

Обычно ферритные пластины в перлитной колонии толще цементитных в несколько раз – так, для эвтектоидной стали величина $t_{\text{ф}}/t_{\text{ц}}$ составляет 7,55, а для оценки их размеров можно использовать следующие соотношения: $t_{\text{ф}} = 0,88h$, $t_{\text{ц}} = 0,12h$ [2].

Степень дисперсности (межпластинчатое расстояние) перлитных зерен зависит от температуры образования перлита $t_{\text{п}}$: с ее уменьшением (или повышением степени переохлаждения $\Delta t = A_{r1} - t_{\text{п}}$, где $t_{\text{п}}$ – температура начала перлитного превращения) величина h падает, толщина как ферритных, так и цементитных пластин уменьшается (рис. 1.7). В условиях непрерывного охлаждения первые порции перлита образуются при небольшом Δt , поэтому имеют невысокую дисперсность ($h = 1,0-1,2$ мкм). С понижением $t_{\text{п}}$ толщина ферритных и перлитных пластин уменьшается, и, в итоге, в конечной феррито-перлитной структуре наблюдаются перлитные зерна с разным межпластинчатым расстоянием.

1.4. Деформационное поведение при испытаниях на растяжение

Для всестороннего изучения механических свойств материала необходимо проводить испытания при различных видах нагружения: растяжении, сжатии, кручении, изгибе и других, так как соотношение нормальных и касательных напряжений в каждом случае различно [63]. Нормальные напряжения определяют преимущественно опасность хрупкого разрушения вследствие отрыва, в то время как касательные напряжения влияют на развитие пластической деформации и разрушение вследствие среза [64].

Статическими испытаниями называют такие испытания, при которых материал подвергается воздействию постоянной или медленно возрастающей нагрузки. Важно отметить, что при статических испытаниях обычно

пренебрегают силами инерции движущихся частей испытательной машины [64]. Такие испытания позволяют определить упругие свойства металлов, сопротивление малым и значительным пластическим деформациям, сопротивление разрушению, пластичность и вязкость [64,63].

Испытания на растяжение являются наиболее распространенным методом оценки механических свойств металлов и сплавов. Данный вид испытаний позволяет определить сразу несколько важных характеристик, необходимых для конструкторских расчетов и оценки качества материала [64].

Аттестацию любой металлопродукции проводят по пределу текучести $\sigma_{0,2(T)}$ и временному сопротивлению σ_b при испытаниях на растяжение. Предел текучести имеет большое практическое значение при расчетах конструкций и изделий на прочность, особенно для тех, которые работают под напряжением, поскольку величина σ_T ($\sigma_{0,2}$) определяет уровень номинальных действующих напряжений. В случае, когда действующие напряжения превысят предел текучести, металл испытывает необратимую пластическую деформацию, что вызовет макродеформацию конструкции (изделия) и, в итоге, преждевременное ее разрушение.

При испытании на растяжение выделяют две основные стадии: равномерную и сосредоточенную (локализованную) [64]. На равномерной стадии деформация распределяется по всей длине рабочей части образца равномерно. В этой стадии выделяют два периода: линейный (упругий) и степенной (пластический) [65]. Линейный период характеризуется упругой деформацией и описывается законом Гука ($\sigma = E \cdot \varepsilon$), где E – модуль упругости. Пределом линейного периода является предел пропорциональности $\sigma_{пл}$, после которого начинается нелинейная зависимость напряжения от деформации [65, 49, 66]

Степенной период характеризуется пластической деформацией и степенной зависимостью напряжения от деформации, описываемой уравнением Холломоны:

$$(\sigma = K \cdot \epsilon^n) \quad (10)$$

где K и n – коэффициенты упрочнения [64, 49]. В степенном периоде происходит интенсивное накопление дислокаций и формирование структуры деформационного упрочнения [65].

После достижения максимальной нагрузки (предела прочности σ_B) начинается сосредоточенная стадия, характеризующаяся образованием локальной зоны интенсивной деформации – шейки .

Эту стадию условно разделяют на три периода [39, 2]:

- Период образования шейки (локализация деформации);
- Период интенсивного развития шейки (накопление микродефектов и пор);
- Период разрушения (формирование и распространение трещин).

На этой стадии происходит потеря устойчивости пластического течения и интенсивное развитие повреждений, приводящих к разрушению образца [70].

При испытаниях определяют ряд важнейших характеристик [65]:

- Предел пропорциональности $\sigma_{пц}$;
- Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$;
- Предел прочности σ_B ;
- Относительное удлинение δ ;
- Относительное сужение ψ ;

- Истинное сопротивление разрыву S_k .

Эти характеристики позволяют всесторонне оценить механическое поведение материала и прогнозировать его поведение в эксплуатации.

В последние годы активно изучаются особенности поведения материалов при растяжении с учетом влияния микроструктуры, размеров зерна, температуры и скорости деформации [1, 50]. Исследования показывают, что предел текучести и предел прочности зависят от размера зерна по закону Холла-Петча [67, 69].

Также активно изучаются механизмы разрушения и локализации деформации на сосредоточенной стадии с применением современных методов электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа [68]. Это позволяет глубже понять природу пластичности и разрушения металлов и сплавов.

Анализ поверхностей разрушения (фрактографические исследования) как метод исследования и способ обнаружения дефектов применяется с целью изучения причин разрушения. Его возможности связаны с тем, что трещина выявляет наиболее слабые места конструкции, поскольку именно они определяют траекторию ее движения. Поэтому фрактографический метод помогает исследователю установить причины разрушения [70, 72].

Разрушение представляет собой чрезвычайно сложный, многостадийный процесс, управляемый большим количеством факторов. В зависимости от изменяющихся условий можно получить весьма различные характеристики процесса разрушения. О сложности и неоднозначности явления свидетельствует тот факт, что нет общепринятого определения разрушения и общепринятой классификации видов разрушения.

В общем случае механическое разрушение может быть определено как любое изменение размера, формы или свойств материала конструкции,

машины или отдельной детали, в результате которого она утрачивает способность удовлетворительно выполнять свои функции. Основываясь на этом, вид разрушения можно определить как физический процесс или несколько взаимосвязанных между собой процессов, приводящих к разрушению.

Излом (поверхность, на которой произошло разрушение) наиболее четко отражает строение и свойства материала в тех локальных объемах, где протекал процесс разрушения. Следовательно, изучая излом, можно выявить качество металла и причины его пониженных свойств (например, неправильная термическая обработка, скопление неметаллических включений). В ряде случаев по излому можно сделать верное заключение о характере и причинах поломки или аварии [70].

Поверхности разрушения могут быть получены либо в результате испытаний, либо при эксплуатации деталей. Кроме того, для исследования состояния материала изломы специальным образом готовят. Для изучения изломов образцы, вырезанные в поперечном и продольном направлениях (по отношению к направлению течения металла при формоизменении), надрезают, а затем разрушают по месту надреза на прессе или копре. Разрушение образца следует производить с максимальной скоростью и большой сосредоточенной нагрузкой, т. е. в условиях, исключающих смятие поверхности излома и образование ложных расслоений (в поперечных изломах).

Для понимания механизмов разрушения ниже описаны основные термины – сдвиг, отрыв, скол, срез. Существуют три основных разновидности раскрытия трещины в твердом теле (рис.1.8).

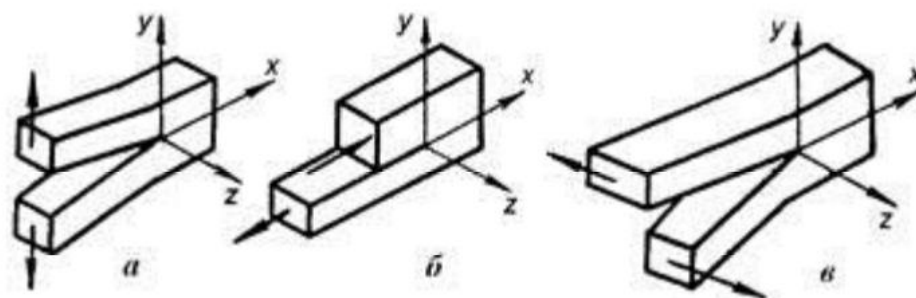


Рисунок 1.8 - Виды раскрытия трещин: а) разрыв; б) сдвиг; в) срез [68]

При нормальных напряжениях возникает трещина типа «разрыв» (тип I) (рис. 1.8, а), когда берега трещины перемещаются перпендикулярно плоскости трещины. При плоском сдвиге образуется трещина типа «сдвиг» (тип II) (рис. 1.8, б): перемещения берегов трещины происходят в плоскости и перпендикулярно ее фронтальной линии. Трещина типа «срез» (тип III) (рис. 1.8, в) образуется при антиплоском сдвиге: перемещения берегов трещины совпадают с плоскостью трещины и параллельны ее направляющей кромке. Любую трещину можно охарактеризовать этими тремя типами. Чаще всего в технике встречается трещина типа I, т.к. большая часть элементов конструкций разрушается в случае, если берега трещины перпендикулярны плоскости трещины [72].

В зависимости от качества металла, условий эксплуатации детали или вида и режимов нагружения при испытаниях образцов изломы бывают вязкие, хрупкие, смешанные, усталостные.

Вязкий (волокнистый) излом имеет пепельно-серый цвет, сильно шероховатую матовую поверхность. Предшествующая разрушению деформация велика и происходит в значительном объеме, в связи с чем по таким изломам нельзя судить о форме и размерах зерна. Возникающие в эксплуатации аварийные изломы, как правило, не относятся к волокнистым. Это объясняется относительно медленным развитием вязкой трещины,

поэтому ее обычно заблаговременно обнаруживают или деталь выходит из строя вследствие чрезмерной пластической деформации еще до полного разрушения [68].

Появление вязкого излома обычно означает, что материал до разрушения выдержал перегрузки, соизмеримые с пределом прочности. Вязкие изломы возникают либо вследствие резкого нарушения нормальных условий работы конструкции, либо вследствие ошибки в расчете на прочность, неполного учета реальных условий эксплуатации или резко пониженных свойств материала (при сохранении пластичности).

Хрупкий (кристаллический) излом появляется от действия нормальных напряжений и характеризуется наличием на поверхности блестящих плоских фасеток, образовавшихся при разрушении путем отрыва. Хрупкое разрушение может иметь как внутризеренный, так и межзеренный характер.

При хрупком *внутризеренном (транскристаллическом) разрушении* образуются кристаллические фасетки, которые выглядят как очень гладкие блестящие участки, на которых (при увеличении оптического микроскопа) заметен определенный рисунок (рельеф). Как правило, это или складчатый рисунок в виде расходящихся лучей, или характерный ручьистый узор от сливающихся в единый «поток» отдельных микротрещин [68, 71, 72].

Известно, что появление хрупкого разрушения является причиной многих аварий металлических конструкций, судов, мостов, сосудов высокого давления и трубопроводов.

Причина хрупких конструкционных разрушений так же, как и других видов разрушения, в большинстве случаев носит комплексный характер: часто это хрупкое состояние материала (исходное или возникшее при определенных условиях работы), наличие хрупких зерен или хрупкого слоя на поверхности, неблагоприятное конструктивное исполнение (наличие «жестких» концентраторов напряжений, пересечение сварных швов и т. п.),

наличие внутренних остаточных напряжений. Имеют значение также условия эксплуатации (низкие температуры, ударные нагрузки, наличие активных сред и т. п.) [73].

Для хрупкого разрушения (рис. 1.9 а, в) типична острая, часто ветвящаяся трещина с большой скоростью распространения без пластической деформации при ее росте. Трещина движется за счет накопленной упругой энергии.

Для вязкого разрушения (рис. 1.9, б, г) характерны тупая, раскрывающаяся трещина с малой скоростью распространения и значительной пластической деформацией металла при ее продвижении, а также чашечное строение излома. Чашечный излом – результат пластической деформации, вызванной движением тупой трещины.

В действительности в металлах не бывает ни чисто вязкого, ни чисто хрупкого разрушения. Поэтому, когда говорят о вязком или хрупком разрушении металла, это значит, что явно превалирует один из описанных механизмов. Довольно часто встречаются случаи *смешанных разрушений*, где фрактографически (т. е. изучением поверхности изломов) можно определить долю того или другого вида.

Макроскопический вид поверхности излома часто используют для оценки степени вязкости металла. В соответствии с концепциями механики разрушения вязкость является тем механическим свойством, которое наиболее тесно связано с сопротивлением разрушению. Поверхность излома содержит остаточные признаки, которые указывают на протяженность распространения трещин. Все, что определяет величину вязкости, а именно: природа материала, из которого изготовлена деталь, ее величина и форма, температура, среда, способ нагружения, косвенно изменяет вид излома [68].

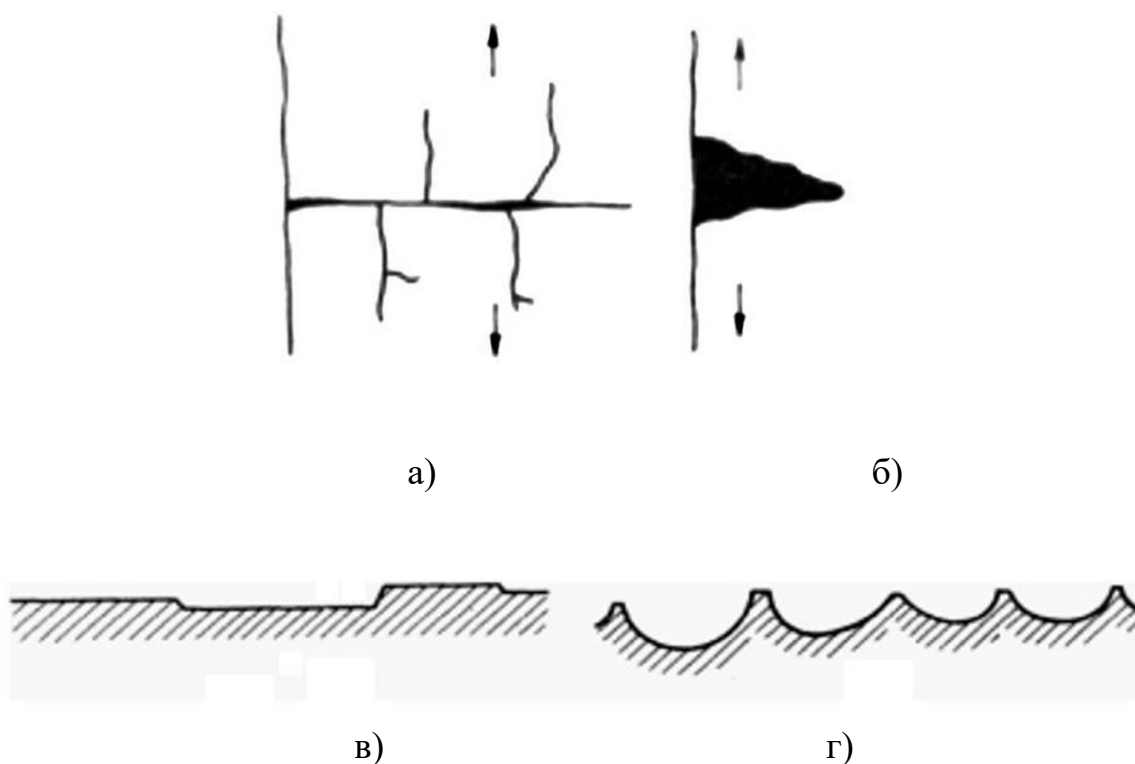


Рисунок 1.9 - Схемы разрушений (сечение перпендикулярно поверхности излома) [68]: а, в – хрупкое разрушение; б, г – вязкое разрушение

Изучение макростроения излома позволяет выделить очаг и фокус разрушения, зоны зарождения и развития трещины (устойчивого и неустойчивого), т.к. они различаются макрорельефом. Анализ размеров зон и участков на поверхности изломов дает информацию о поведении материала в условиях нагружения. Наблюдение ориентации излома по отношению к направлению нагружения позволяет определить характер силового воздействия (сдвиг, отрыв и т. д.) [71]. Характерные примеры макростроения изломов показаны в Приложении. В большинстве изломов основная плоскость перпендикулярна максимальным растягивающим напряжениям. Напряжения могут быть нормальные (результат - хрупкие изломы) и

касательные (вязкие изломы). На рис. 1.10 схематически изображены направления действия нормальных и касательных напряжений в любой точке на поверхности или внутри цилиндра при одноосном растяжении [73].

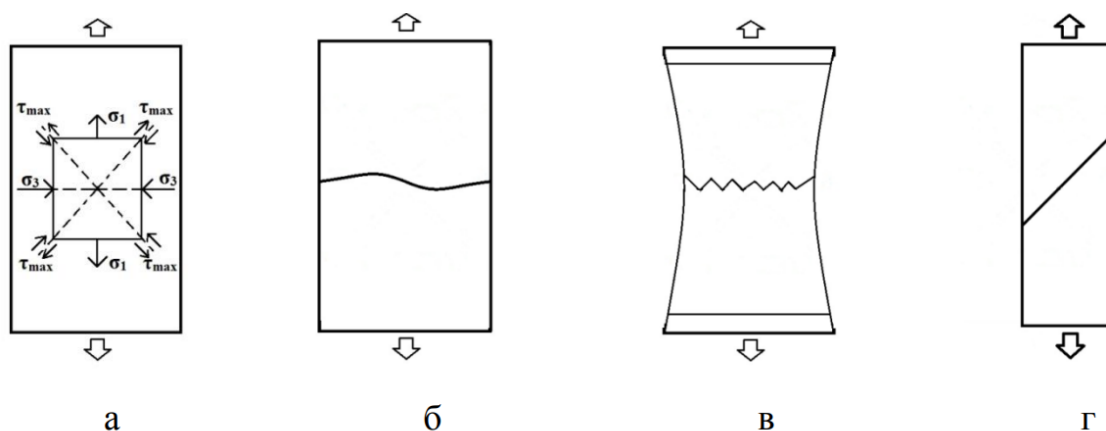


Рисунок 1.10 - Направление действия напряжений при одноосном растяжении: а - распределение напряжений внутри образца; б - хрупкий образец; в - вязкий образец чашевидного типа; г - вязкий образец косого излома [68].

Растягивающие напряжения σ_1 - действуют в продольном направлении, а сжимающие напряжения σ_3 - в поперечном. Касательные напряжения $\tau_{\max}$ направлены под углом 45° к оси образца (рис. 1. 10, а).

Для поверхности изломов образцов, испытанных на растяжение, характерны три зоны:

- 1) волокнистая зона;
- 2) радиальная зона;
- 3) зона среза.

Эти три зоны схематически показаны на рис. 1.11.

Изломы, имеющие только одну зону, образуются при условии лишь очень большой вязкости или хрупкости [73].

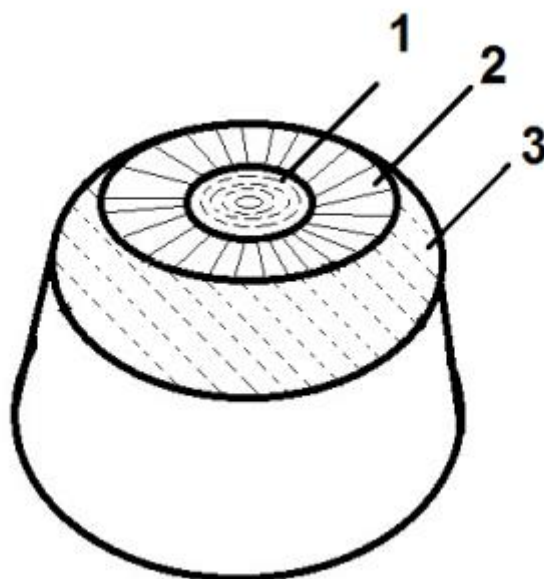


Рисунок 1. 11 - Схема типичного излома, образующегося при растяжении цилиндрического гладкого образца [68]: 1 - волокнистая зона; 2 - радиальная зона; 3 - зона среза

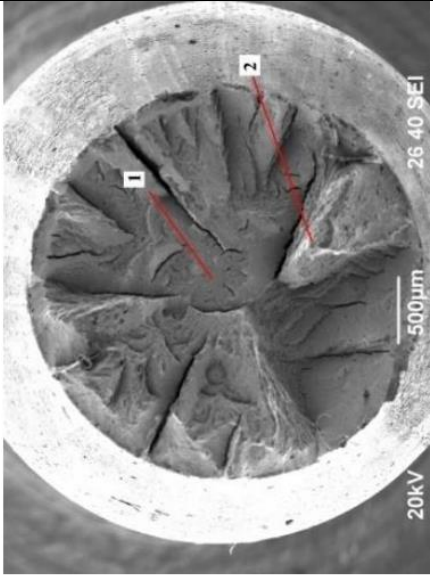
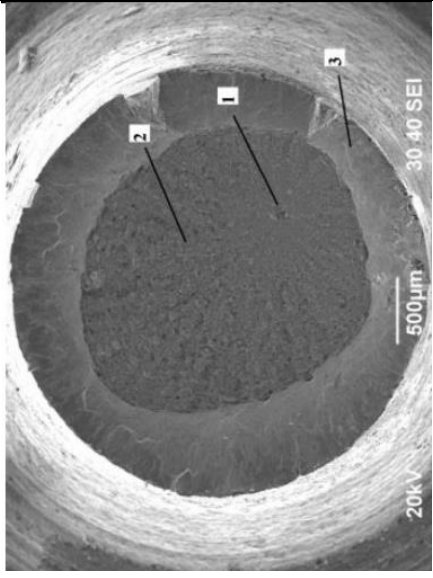
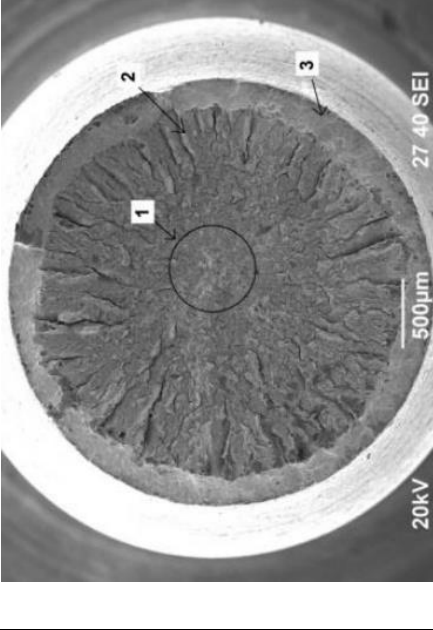
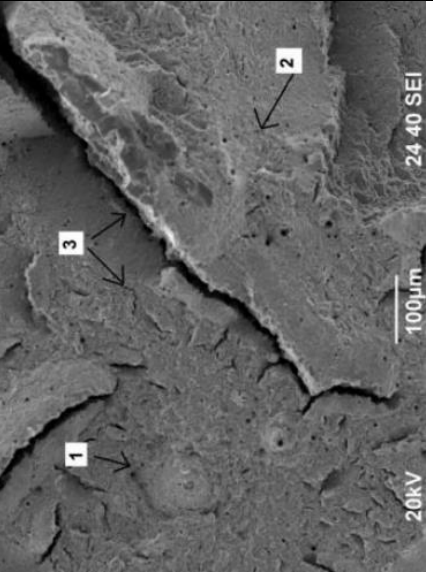
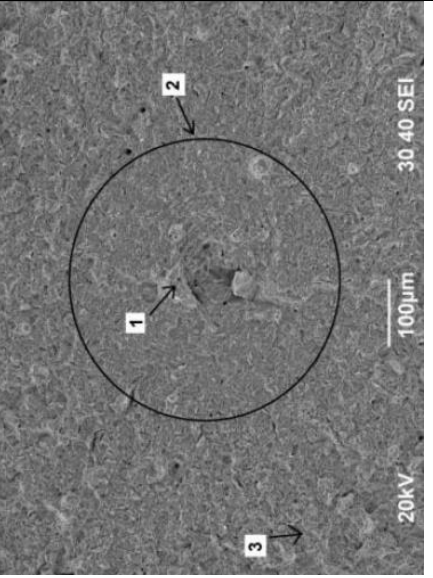
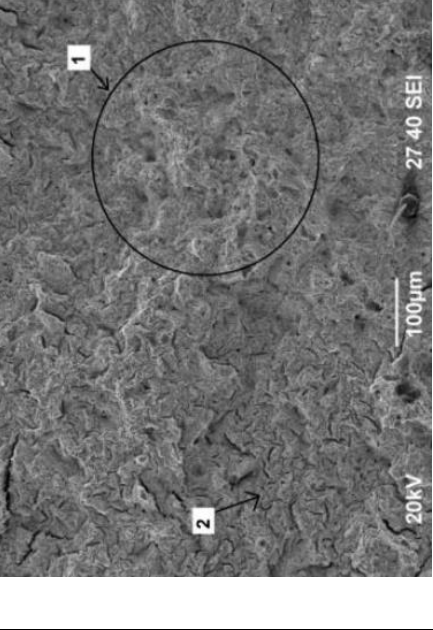
Волокнистая зона. Данная зона отвечает области медленного роста трещины. Она расположена в центре излома и окружает очаг разрушения, который обычно находится на оси растяжения или рядом с ней. Эта зона состоит из области случайно расположенных волокон (рис. 1.12 а, б) или из серий тонких круговых борозд (рис. 1. 12 в). Борозды расположены перпендикулярно к направлению распространения трещины - от очага к периферии образца (данный признак присущ стабильным субкритическим трещинам, распространение которых требует затраты относительно высокой энергии) [68].

Радиальная зона. При переходе трещины от медленного роста к быстрому или нестабильному ее распространению образуются радиальные рубцы, которые совпадают с общим направлением распространения трещины. Эти расходящиеся рубцы начинаются либо от периферии волокнистой зоны (рис. 1. 12 а) либо от очага разрушения (рис. 1. 12 в). Эти

рубцы могут быть тонкими или грубыми в зависимости от микроструктуры образца или температуры испытания [73, 72].

Грубые радиальные рубцы на изломах стали (рис. 1. 12 а,в) являются элементами сдвига, иногда называемыми радиальным сдвигом. Вдоль борозд или гребней этих радиально сдвинутых элементов можно наблюдать продольные расщепления (фрактограмма рис. 1. 12 в). Данные расщепления могут быть вызваны высокими нормальными растягивающими напряжениями в результате разделения радиальных поверхностей вдоль плоскости максимального сдвига [74, 66].

Зона среза. Данная зона представляет собой кольцевой участок, смежный со свободной поверхностью образца. Величина зоны среза зависит от напряженного состояния и свойств металла. Например, из рис. 1. 12 видно, что чем ниже твердость стали 30ХГСА после термообработки, тем: - больше площадь волокнистой зоны 1; в закаленном состоянии отсутствует; - грубее строение зоны 2, резче выражены рубцы; - меньше площадь зоны среза 3; - очаг разрушения явно выражен только в закаленном образце. Таким образом, по характеру излома можно определить вид термообработки, то есть состояние материала.

		
		
а- нормализация	б- закалка	в - отжиг
Рисунок 1. 12 - Изломы разрывных образцов из стали 30ХГСА после различных термообработок [68]: 1 - волокнистая зона; 2 - радиальная зона; 3 - зона среза		

Экспериментальные исследования, проведенные в последние десятилетия, выявили, что процесс пластической деформации невозможно отождествлять исключительно с трансляционным сдвигом (скольжением) отдельных дефектов. В научных работах [74] показано, что сдвиг в пределах зерна или блока материала всегда сопровождается его поворотной компонентой. Движение структурных элементов материала (субзерен, зерен, конгломератов) реализует, таким образом, не только трансляционную, но и ротационную – поворотную – моду деформации.

Ключевым следствием этого подхода стало введение элементарного акта пластической деформации — трансляционно-ротационного вихря (ТРВ). С практической точки зрения, ТРВ обуславливают образование не только дислокаций, но и других объемных дефектов – дисклинаций, полосовых структур, мартенситных ламелей, что наблюдается при разных способах нагружения: растяжении, прокатке, изгибе, кручении и ползучести [53, 66].

Особенность такого описания заключается в рассмотрении поля напряжений и деформаций как вихревого механического поля, структура и эволюция которого определяет связь между стадиями пластического течения, локализацией деформации и разрушением материала.

В современных работах все более отчетливо проводится грань между микроскопическими (элементные, дислокационные), мезоскопическими (внутризеренные, объединения зерен, блоки) и макроскопическими (образец в целом) уровнями пластичности [74]. Развитие пластической деформации – явление многоуровневое и нелинейное, в отличие от линейно-одномерного течения сплошной среды [74]. Потеря сдвиговой устойчивости и формирование концентраторов напряжений протекает последовательно – от микроуровня (зарождение и движение отдельных дислокаций), через мезоуровень (формирование мезодефектов и самосогласованных поворотных мод), к макроуровню (локализация деформации и ее разрушение).

Однозначно показано, что ключевую роль играют мезодефекты, обладающие как сдвиговой, так и поворотной компонентой: дисклинации, полосовые структуры, микро-двойники, мартенситные ламели и др. [66]. Ими определяется возможность коллективного перемещения объемных элементов материала со сложной внутренней структурой. Роль дисклинаций как поворотных мод особенно существенна в области локализации пластичности и разрушения.

Самоорганизация этих дефектов приводит к формированию диссипативных структур — стохастически распределенных зон локализации пластичности, полос, вихрей различного масштаба, которые в совокупности характеризуются фрактальной размерностью, отличной от топологической [74]. Особое место занимает реализация аккомодационных поворотных мод деформации, когда на границах зерен, субзерен, блоков и даже на макроуровне возникают последовательности сопряженных вихрей с различным знаком вращения.

Современная мезомеханика уделяет особое внимание тонкому анализу распределения внутренних напряжений, возникающих на границах структурных элементов. Классические модели упруго-анизотропной среды рассматривали усредненное напряженное состояние, что принципиально ограничивало понимание природы источников дислокаций и других дефектов. Новые вычислительные и аналитические методы [74] позволяют выявлять осциллирующие контактные напряжения вдоль границ зерен, связанные с их индивидуальной упругой деформацией и разориентацией.

В результате, на таких границах формируются микроконцентраторы напряжений высокой интенсивности, способны инициировать локальную потерю сдвиговой устойчивости кристаллической решетки и рождение новых дефектов (дислокаций, дисклинаций и т. д.). Как показано в [66], характер (частота, амплитуда) осцилляции контактных напряжений и, соответственно, количество активно действующих микроконцентраторов

напрямую зависит от состояния порядка в сплаве и эффективной зернограницной динамики.

Важный вывод, который можно сделать на основании этого анализа, заключается в том, что именно механизм «сдвиг + поворот», реализуемый на границах структурных элементов, определяет возобновление генерации деформационных дефектов даже после локальной релаксации пиковых напряжений. Это критически важно для поведения конструкционных и нержавеющей сталей, эксплуатируемых при многократных нагрузках, высокотемпературных и циклических процессах.

Пластическая деформация на мезоуровне неизбежно приводит к формированию полосовых структур — своеобразных “каналов” пластичности, обеспечивающих перемещение и поворот блоков, зерен, их конгломератов [74].

Для анализа введена классификация полосовых структур [74,66], различаемых по масштабным уровням:

- Микромасштабный уровень – стенки ячеистых структур, дислокационные диполи, полигонизационные границы;
- Мезомасштабный (подуровни I и II) – мезополосы, формируемые внутри приобретёнными поворотами как внутри отдельных зерен, так и при их согласованном движении конгломератов;
- Макромасштабный уровень – структурные полосы, обусловленные действием локализованных ТР вихрей, распространяющиеся на значительную часть образца и определяющие макролокализацию при деформации и разрушении.

Формирование этих структур связано либо с движением частичных дисклиний (при активном зернограницном скольжении), либо с чередованием кристаллографических сдвигов по различным системам

скольжения внутри зерна (при его затрудненности). Такой характер организации обеспечивает быструю передачу и релаксацию напряжения при локальных перегрузках, одновременно увеличивая сопротивление распространению локальных повреждений [66].

Качественная связь между стадиями пластического течения (этапы упрочнения, плато, локализация деформации) и динамикой фрактальной размерности деформационных структур стала инструментом неразрушающего контроля состояния стали, прогнозирования предельных ресурсов и возникновения опасных локализаций [74].

Мезомеханический подход объясняет широкий спектр явлений — от легкости развития одиночного скольжения в идеально-упорядоченных решетках (ГЦК-структуры), сверхпластичности, мартенситных превращений до особенностей хрупкости в кристаллах с единственным стабильным пакетом, особенностей поведения сталей с ближним порядком, двойникованием и возникновением полосовых структур при циклической и высокотемпературной деформации [74, 66].

Поворотные моды проявляются даже в аморфных металлах, композитах, наноструктурированных сталях — всюду, где элементы структуры имеют вариативность связей и реальную протяженность в пространстве.

В настоящее время принципы трансляционно-ротационной механики пластичности формируют основу для разработки новых моделей поведения сталей в служебных условиях, улучшения алгоритмов прогнозирования ресурса, анализа надёжности сварных соединений, а также технологии упрочнения поверхностных слоев, где вихревые и поворотные компоненты играют критическую роль [72,66].

Обзор современных теоретических и экспериментальных данных убеждает в необходимости перехода от строгих трансляционных моделей

механики пластичности (теория сплошной среды, классическая теория дислокаций) к более сложной, согласованной трансляционно-ротационной (мезомеханической) картине. В таком описании пластическая деформация и разрушение стали представляют собой последовательную эволюцию вихревых механических полей с участием объемных структурных элементов и сложной внутренней самоорганизации на разных масштабных уровнях.

Данные процессы определяют не только упрочнение и долговечность сталей, но и природу их разрушения в реальных эксплуатационных системах, эффективность технологий термомеханической и сварочной обработки. Включение трансляционно-ротационных вихрей и связанных с ними дефектов (дисклинаций, полосовых структур, макровихрей и др.) становится критически важным для современного материаловедения, особенно при исследовании высокопрочных и специализированных сталей для тяжелого нагружения.

Таким образом, трансляционно-ротационный подход не только дает более полную и адекватную физическую картину деформации и разрушения металлических материалов, но и служит базой для создания новых методов диагностики, расчета и контроля ресурса изделий, а также для оптимизации термообработки и легирования сталей.

1.5 Постановка цели и задач исследования

Анализ современного состояния научных представлений о деформационном поведении и разрушении низко- и среднеуглеродистых сталей, полученных различными способами термической обработки, показывает, что в последние годы достигнут значительный прогресс в понимании механизмов упрочнения и пластичности. Однако вопросы, связанные с комплексной оценкой влияния структурно-фазового состояния

материала на его механические свойства, особенно при одноосном растяжении, остаются недостаточно изученными. Это связано с тем, что большинство исследований сосредоточено на отдельных аспектах — прочности или хрупкости, тогда как комплексное рассмотрение процессов деформации, разрушения и их связи со структурой остается в тени.

В современной металлургии и материаловедении наблюдается переход от анализа стандартных характеристик прочности и пластичности к более детальным параметрам, характеризующим поведение материала на различных стадиях деформации: равномерной и сосредоточенной. Такие параметры, как модуль упрочнения, длительность отдельных периодов деформации, а также морфология микродефектов, позволяют глубже понять физическую природу разрушения и выявить закономерности формирования эксплуатационных свойств стали.

Особую актуальность представляет изучение эффекта деформационного старения в высокоотпущенных состояниях сталей, поскольку впервые установлено, что его проявление возможно лишь при наличии определенного запаса пластичности. Также важно отметить, что изменение температуры и времени отпуска оказывает существенное влияние на механизмы упрочнения, такие как дислокационное, дисперсионное и субзеренное, а также на распределение несплошностей и дефектов в объеме образца.

Существующие методики оценки трещиностойкости и ударной вязкости ориентированы в первую очередь на выявление условий хрупкого разрушения и зачастую искусственно создают концентраторы напряжений. Вместе с тем испытания на растяжение, являющиеся одним из наиболее распространённых методов контроля металла, дают возможность получить широкий спектр информации о деформационном поведении материала без дополнительного воздействия на него [51].

Учитывая вышеизложенное, была поставлена цель данной работы:

Цель исследования — установление закономерностей влияния структурно-фазового состояния низко- и среднеуглеродистых сталей, сформированного различными режимами термической и термомеханической обработок, на их деформационное поведение и механизм разрушения при одноосном растяжении, а также разработка научно обоснованных подходов к оценке трещиностойкости и пластичности материалов на основе параметров градиентного анализа кривых растяжения.

Для достижения указанной цели были сформулированы следующие задачи исследования:

1. Провести анализ деформационного поведения сталей 09Г2С и 38Г2Ф при одноосном растяжении после различных режимов термической обработки (закалка, отпуск при различных температурах, нормализация), выделить стадии и периоды на кривых растяжения и установить соответствующие им механизмы деформации и разрушения.
2. Изучить эволюцию микроструктуры и её взаимосвязь с изменением прочностных и пластических свойств, включая формирование субзеренной структуры размером до 0,35 мкм, коагуляцию карбидных частиц и изменение плотности дислокаций.
3. Определить количественный вклад различных механизмов упрочнения (дислокационного, дисперсионного, субзеренного) в уровень прочностных свойств сталей в зависимости от структурно-фазового состояния.
4. Установить закономерности возникновения и накопления дефектов различного масштаба (дислокации, поры, очаговые и радиальные трещины) на разных этапах деформации и выявить их корреляцию с параметрами термической обработки и механическими свойствами.

5. Оценить влияние бейнитных продуктов распада аустенита, формирующихся при промышленной прокатке труб, на снижение пластичности и вязкости сталей, и разработать рекомендации по корректировке технологических режимов прокатки.

Решение указанных задач позволит углубить понимание механизмов деформации и разрушения конструкционных сталей, повысить достоверность прогнозирования их эксплуатационных характеристик и разработать научные основы управления структурой и свойствами материалов в условиях различных технологий обработки.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ 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 2.1.

Таблица 2.1 – 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	0,03	0,03	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 $V_{\text{охл}} = 0,5...60 \text{ } ^\circ\text{C/с}$; 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 $R^2 \rightarrow 0,99$.

Измерения микротвердости по Виккерсу с регистрацией диаграммы вдавливания проводились на исследовательском комплексе микроидентификации производства CSM MHT 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.

Разбиение кривых растяжения на периоды. Для количественного анализа деформационного поведения конструкционных сталей при одноосном растяжении применялась методика разбиения кривых истинного растяжения $S=f(\varphi)$ на характерные периоды, отражающие смену механизмов пластического течения и накопления дефектов. Равномерная стадия деформации (до достижения максимальной нагрузки) разделяется на площадку текучести $\varphi_{\text{тек}}$ (если она присутствует), линейный период $\varphi_{\text{лин}}$ и степенной период $\varphi_{\text{степ}}$. Выделение проводится следующим образом: сначала вся равномерная стадия аппроксимируется степенной зависимостью $S=K\varphi^n$; при низком коэффициенте детерминации ($R^2 \leq 0,90$) выделяется начальный линейный участок, аппроксимируемый функцией $S = S_{\text{лин}} + K_{\text{лин}}\varphi_{\text{лин}}$, так чтобы оставшийся степенной участок удовлетворял условию $R^2 \rightarrow 0,99$. Площадка текучести определяется как горизонтальный или слабонаклонный участок сразу после предела текучести. Сосредоточенная стадия деформации (после максимума нагрузки) разделяется 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).

Анализ кривых растяжения в условных координатах ($\sigma-\delta$) осуществляется по методике, аналогичной применяемой для истинных координат ($S-\varphi$), с учётом физической специфики инженерных величин.

ГЛАВА 3 ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 09Г2С

3.1 Параметр разупрочнения при отпуске

При разработке режимов термической обработки, наряду с температурой отпуска $T_{отп}$, ключевое значение имеет продолжительность процесса $\tau_{отп}$, которая оказывает существенное влияние как на уровень механических свойств готовых изделий, так и на производительность технологического цикла. В доступных справочных источниках часто отсутствуют систематизированные данные о зависимости механических свойств от продолжительности отпуска, что затрудняет выбор оптимальных режимов.

Обеспечение стабильно высокого качества продукции при минимальных затратах материальных и энергетических ресурсов возможно лишь при условии применения рациональных технологий термической обработки, сопровождаемых строгим контролем ключевых параметров процесса. Особое место в системе контроля занимают методы неразрушающей диагностики, включая дюрметрический анализ, исследование микроструктуры, а также выявление поверхностных и внутренних дефектов с применением ультразвуковых и магнитных методов контроля. Среди доступных способов оценки прочностных характеристик наибольшее распространение получил метод измерения твёрдости, обусловленный его технологичностью, воспроизводимостью и возможностью получения представительных статистических данных, отражающих кинетику разупрочнения закалённых сталей в процессе отпуска.

В качестве прототипа, наиболее близкого по технической сущности к рассматриваемому подходу, принимается метод определения режима отпуска, предложенный Дж.Х. Холломоном и Л.Д. Яффе, в котором выбор

температурно-временных параметров осуществляется с использованием так называемого параметра отпуска $P_{\text{отп}}$, рассчитываемого по эмпирической зависимости:

$$P_{\text{отп}} = T_{\text{отп}} \cdot (C + \lg \tau_{\text{отп}}) \cdot 10^{-3},$$

где $T_{\text{отп}}$ — температура отпуска, К; $\tau_{\text{отп}}$ — продолжительность выдержки при температуре отпуска, ч; C — коэффициент, определяемый содержанием углерода в стали и видом предварительной термической обработки.

Разделение процессов происходящих при отпуске на стадии производилось с позиции выделения точек перегиба на кривых $\text{HRC} = f(T_{\text{отп}})$ и $\text{HRC} = f(\tau_{\text{отп}})$, соответственно при изохронном и изотермическом нагреве.

Монотонное изменение отрезков кривых $\text{HRC} = f(T_{\text{отп}}$, или $\tau_{\text{отп}})$ расположенных между точками перегиба, свидетельствовало о действии в этом диапазоне отпуска одного доминирующего процесса в ходе структурно-фазовых превращений, определяющего изменение твердости. В то же время в большинстве других работ выделение интервалов стадий отпуска (разупрочнения при отпуске) проводилось из анализа дилатометрических данных и выделений карбидных фаз, причем в высокоуглеродистых сталях и без учета длительности выдержек или скорости нагрева [29,64].

Ясно, что полного совпадения интервалов (стадий) отпуска ожидать нельзя. Тем более с осторожностью нужно относиться к сталям, легированным карбидообразующими элементами, что приводит к образованию специальных карбидов Me_xC_y смещая или расширяя II стадию отпуска по шкале Т-τ.

По этим данным принято считать:

1. Стадия I – 150–300°C – низкий отпуск;
2. Стадия II – 350–550°C – средний отпуск;
3. Стадия III 600–720°C – высокий отпуск;

Данные температурные интервалы являются ориентировочными, без указания скорости и длительности нагрева и для конкретных сталей нуждаются в уточнении. Тенденции влияния отдельных факторов известны, но их количественная оценка отсутствует

На рисунке 3.1 представлены кинетические кривые изменения твёрдости стали 09Г2С в функции времени выдержки при отпуске при различных температурных режимах. Исходная твёрдость закалённой стали составляет 37,5 HRC.

Анализ кривых $HRC = f(\tau_{отп})$ показывает, что на начальной стадии низкотемпературного отпуска $t_{отп} = 250^\circ\text{C}$ (кривая I, рис. 3.1) в интервале выдержки $\tau_{отп} = 5\text{--}30$ мин наблюдается плато твёрдости на уровне 35 ед. HRC, свидетельствующее об отсутствии значимого разупрочнения. Данный участок соответствует первой стадии отпуска, на которой преобладают процессы релаксации микронапряжений и частичной перестройки дислокационной структуры без существенного выделения карбидной фазы.

Интенсивность снижения твёрдости на последующих этапах оценивалась по величине градиента $\Delta HRC / \Delta \tau_{отп}$. Повышение продолжительности низкого отпуска приводит к небольшому снижению твердости до 32 ед. HRC, однако затем при $\tau_{отп} > 45$ мин. интенсивность разупрочнения весьма незначительна, и даже при длительной выдержке в течение более 2 ч. твердость не падает ниже 29 ед. HRC. Такое изменение твердости стали 09Г2С – отсутствие падения твердости на стадии I ($\tau_{отп} = 5\text{...}30$ мин.) и слабое ее снижение на стадии II ($\tau_{отп} > 45$ мин.) – обусловлено процессами, протекающими при низком отпуске – снятие внутренних напряжений, распад мартенсита, выделение карбидов. Такая устойчивость стали к разупрочнению при низком отпуске объясняется ограниченной диффузионной подвижностью атомов углерода при температуре 250°C , а также термодинамической стабильностью формирующейся дисперсной карбидной фазы.

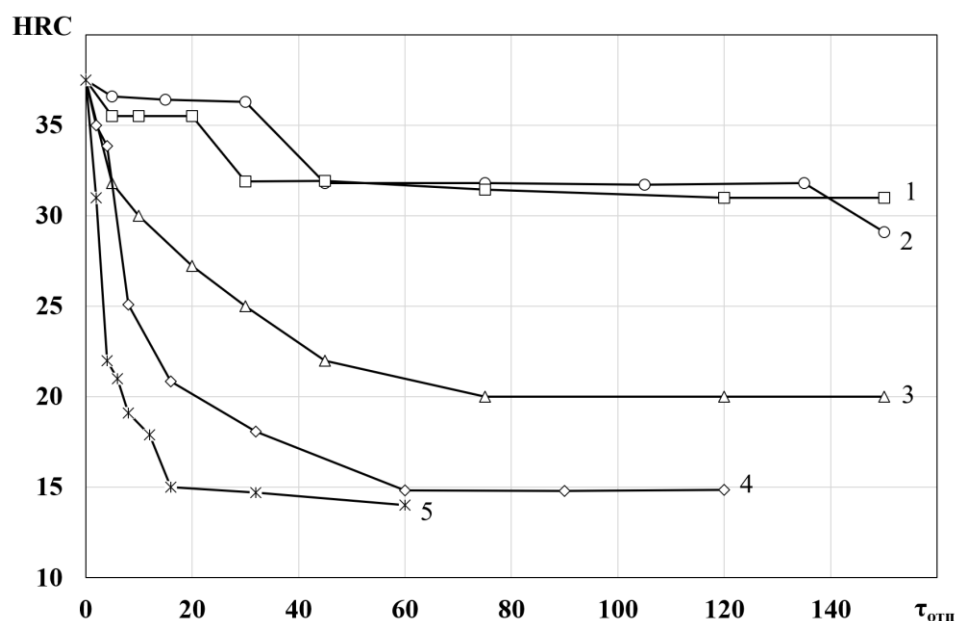


Рисунок 3.1 - Зависимость твердости стали 09Г2С от продолжительности отпуска при разных температурах $t_{отп}$: 1–250 °С; 2–350 °С; 3–450 °С; 4 – 550 °С; 5 – 650 °С;

Повышение температуры отпуска до $t_{отп}=350^{\circ}\text{C}$ сопровождается сокращением продолжительности первой стадии структурных превращений: горизонтальный участок на кривой $\text{HRC} = f(\tau_{отп})$, соответствующий стабильности твёрдости, сохраняется лишь в течение первых 20 минут выдержки. На второй стадии ($\tau_{отп} > 5$ мин) наблюдается постепенное разупрочнение с интенсивностью $\Delta\text{HRC}/\Delta\tau_{отп}=0,015 \text{ HRC/мин}$, в результате чего твёрдость снижается до уровня 31 HRC.

Анализ кинетических кривых изменения твёрдости позволяет выделить три условные стадии отпуска. Первая стадия — плато твёрдости, наблюдается исключительно при низкотемпературном отпуске ($t_{отп}=250$ и 350°C) и обусловлена преимущественно релаксацией остаточных напряжений без интенсивного выделения карбидной фазы. На этой стадии изменение твёрдости незначительно, что соответствует первой стадии отпуска мартенсита.

При переходе к режимам среднего отпуска ($t_{отп}=450^{\circ}\text{C}$) первая стадия практически отсутствует (кривая 3 на рис. 3.1), поскольку процессы распада

пересыщенного мартенсита и выделения карбидов Fe_3C начинаются уже на стадии нагрева. Это проявляется в резком снижении твёрдости на начальном участке второй стадии (на величину порядка 5 HRC) в интервале $\tau_{\text{отп}} \leq 5$ мин, после чего следует более плавное уменьшение твёрдости с интенсивностью $\Delta\text{HRC}/\Delta\tau_{\text{отп}} = 0,082$ HRC/мин. Даже при выдержке $\tau_{\text{отп}} = 150$ мин падение ниже 20 ед. HRC не происходит.

При высоком отпуске ($t_{\text{отп}} = 650^\circ\text{C}$) первая стадия полностью отсутствует (кривая 5 на рис. 3.1), поскольку распад мартенсита интенсивно протекает уже в процессе нагрева до температуры отпуска. На второй стадии наблюдается резкое разупрочнение с высокой интенсивностью $\Delta\text{HRC}/\Delta\tau_{\text{отп}} = 1,4$ HRC/мин, что связано с ускорением диффузионных процессов и интенсивным выделением карбидной фазы. В результате твёрдость снижается до 15 HRC уже при $\tau_{\text{отп}} \leq 16$ мин. Дальнейшее увеличение времени выдержки приводит к третьей стадии — стадии стабилизации, на которой твёрдость асимптотически приближается к плато, свидетельствуя о насыщении структурных превращений.

Указанные особенности обусловлены комплексом фазовых и структурных превращений, протекающих при высоком отпуске: наряду с завершением распада мартенсита и остаточного аустенита происходят интенсивные процессы коагуляции и сфероидизации частиц цементита. Это приводит к снижению удельной поверхности карбидной фазы, уменьшению степени дисперсности структуры и, как следствие, к падению прочностных свойств.

Минимальный уровень твердости равный $\text{HRC}_{\text{min}} = 14$ ед. поучился при температуре $t_{\text{отп}} = 650^\circ\text{C}$ и продолжительности отпуска $\tau_{\text{отп}} = 60$ мин.

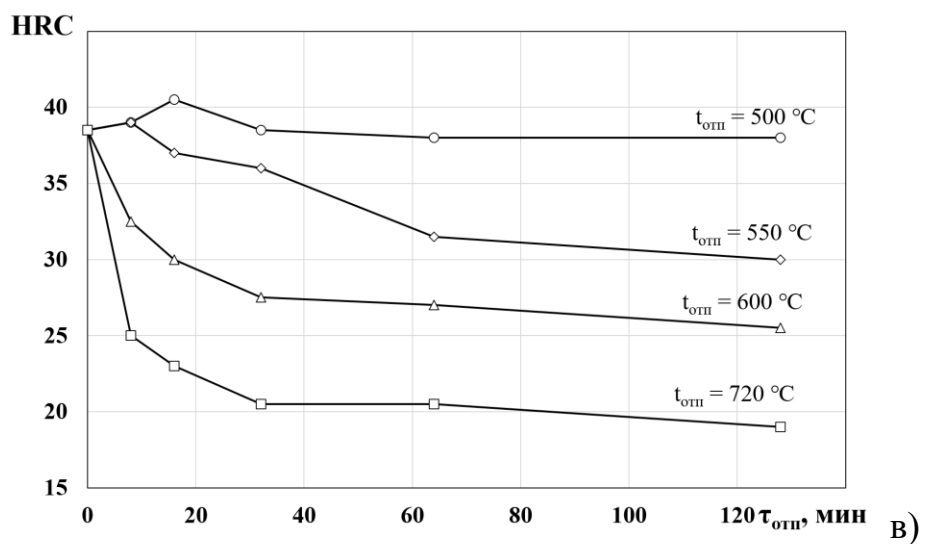
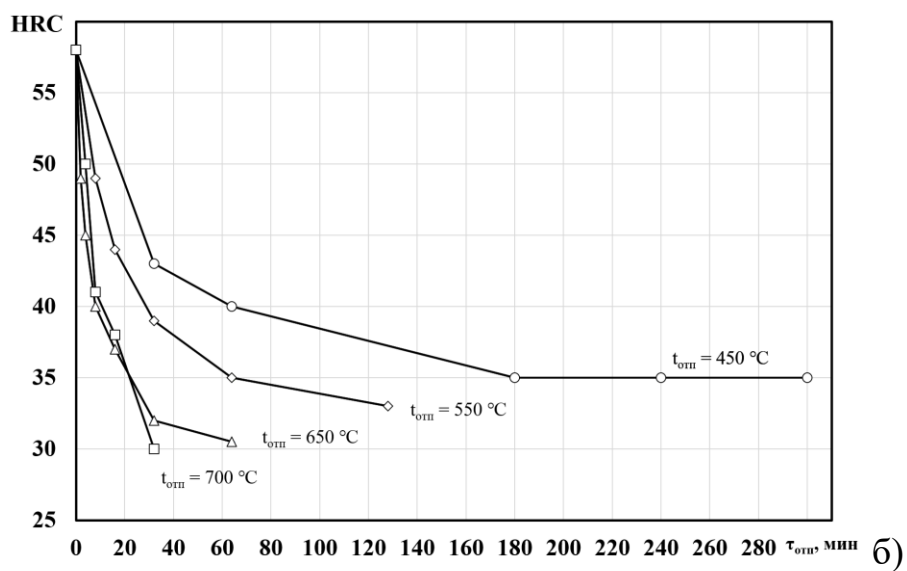
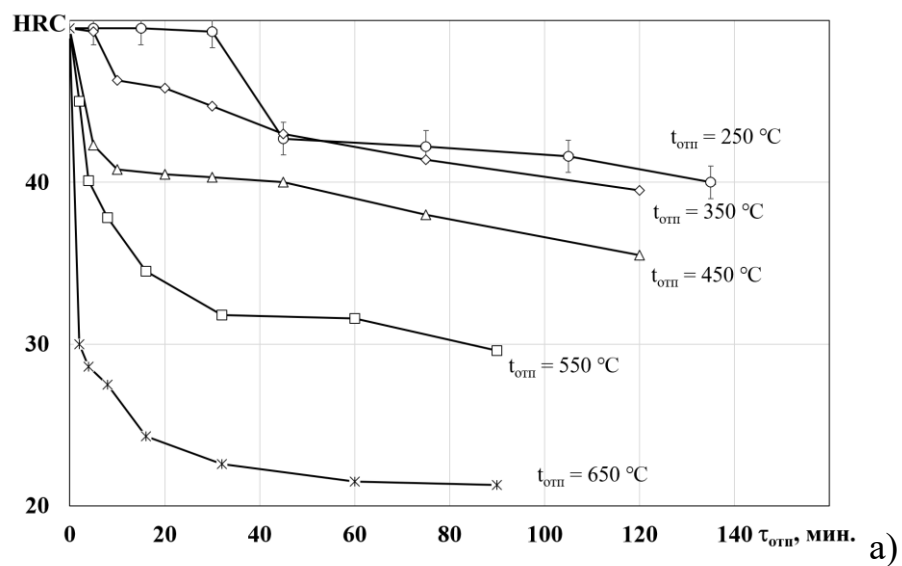


Рисунок 3.2 - Зависимость твердости исследуемых сталей от продолжительности отпуска при разных температурах: а) 20Г2; б) 38Г2Ф; в) 20Х13

В качестве сравнительного анализа на рис. 3.2 представлены кинетические зависимости изменения твёрдости при отпуске для сталей 20Г2, 38Г2Ф и 20Х13. Анализ кривых показывает, что кинетика структурных превращений и уровень разупрочнения в процессе отпуска существенно зависят от химического состава и, в первую очередь, от наличия карбидообразующих легирующих элементов. Так, добавка карбидообразующих элементов (Cr, Mo, W, V, Nb) существенно повышает устойчивость стали к разупрочнению при отпуске, сдвигая интервал разупрочнения в сторону более высоких температур и выдержек.

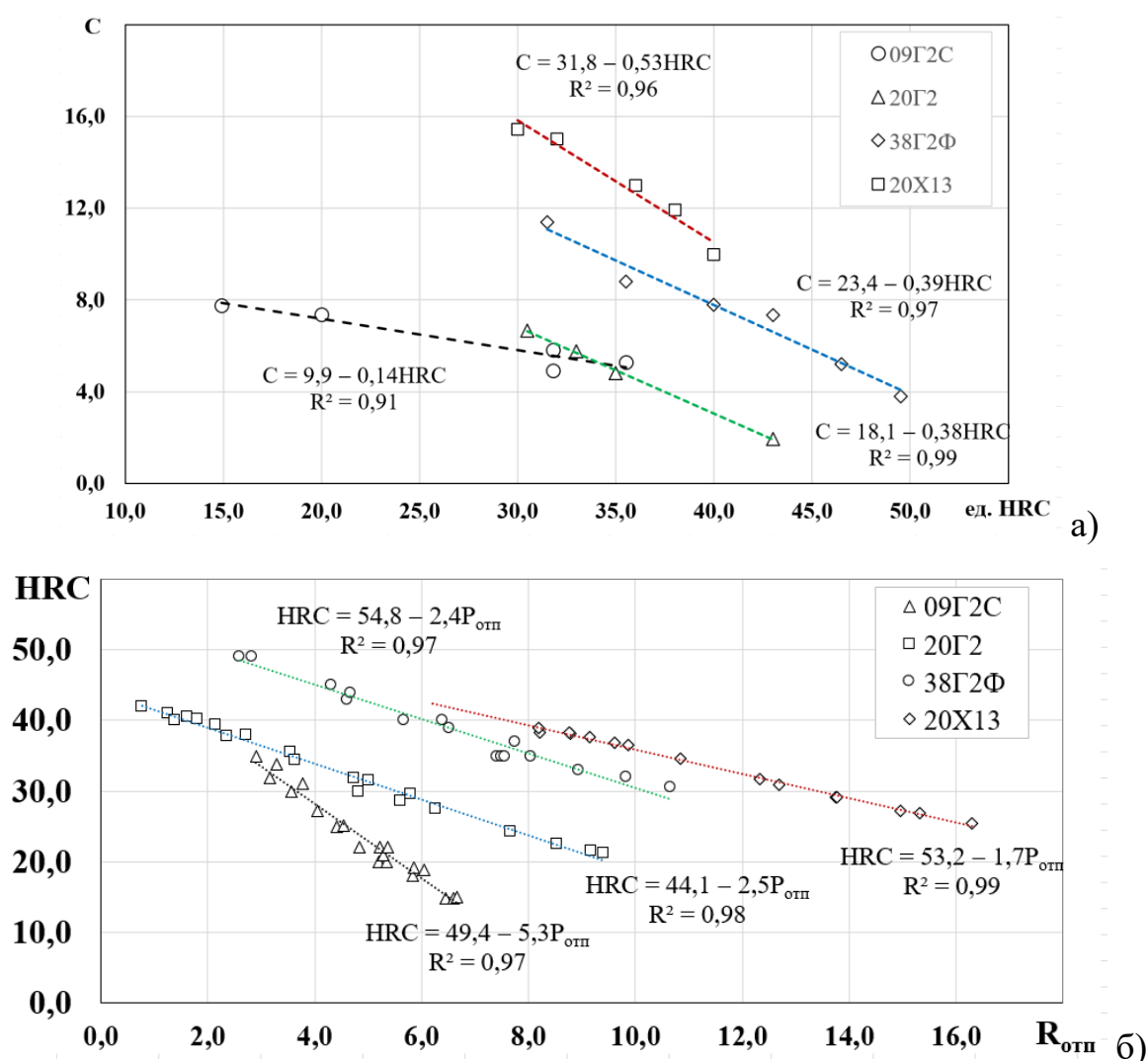


Рисунок 3.3 - Зависимость коэффициента C (а) и параметра разупрочнения при отпуске $R_{отп}$ (б) в уравнении Холломона-Яффе от твердости конструкционных сталей.

Наиболее выраженный эффект устойчивости к отпуску наблюдается у хромистой стали 20X13 (рис. 3.2, в). Интенсивность снижения твёрдости при отпуске для данной стали составляет $\Delta HRC/\Delta t_{отп}=0,08$ HRC/мин, что является минимальным значением среди исследуемых сплавов. Это обусловлено протеканием двух конкурирующих процессов:

1. Разупрочнение, связанное с распадом мартенсита и релаксацией внутренних напряжений;
2. Дисперсионное твердение, обусловленное выделением дисперсных частиц специальных карбидов (в первую очередь — $Cr_{23}C_6$ и Cr_7C_3).

В интервале температур $t_{отп}=500-550^{\circ}C$ наблюдается максимум вторичного твердения, характерный для явлений дисперсионного упрочнения. При дальнейшем повышении температуры отпуска выше указанного диапазона интенсивность коагуляции карбидной фазы превышает скорость их дисперсного выделения, и эффект упрочнения исчезает. На кривой $HRC = f(t_{отп})$ это проявляется в монотонном снижении твёрдости без выраженных максимумов.

Сравнительный анализ показывает, что сталь 20Г2С (рис. 3.2, а), относящаяся к классу низколегированных конструкционных сталей с низким содержанием углерода (до 0,22 %), характеризуется более высокой устойчивостью к разупрочнению, чем у стали с меньшим содержанием углерода (09Г2С). Её исходная твёрдость в закалённом состоянии составляет 49,5 HRC, однако уже при низкотемпературном отпуске ($t_{отп} = 250^{\circ}C$) происходит интенсивное снижение твёрдости до 40 HRC. Яркое выраженное плато на начальной стадии отпуска свидетельствует о большей устойчивости к распаду мартенсита, что обусловлено повышенным содержанием углерода. Таким образом, сталь 20Г2С проявляет более высокую чувствительность к отпуску, однако не достаточную для применения в условиях, требующих стабильности механических свойств при термическом воздействии.

Среди исследованных сталей максимальный уровень прочности демонстрирует сталь 38Г2Ф, достигающая твёрдости до 58 HRC после закалки (рис. 3.2, б). Высокие прочностные характеристики обусловлены оптимальным сочетанием содержания углерода (~0,38 %), марганца и фосфора, а также возможным образованием карбидов типа M_3C . Несмотря на более высокую начальную твёрдость, кинетика разупрочнения у данной стали превышает таковую у 20Х13, однако остаётся ниже, чем у 20Г2, что указывает на умеренную устойчивость к отпуску.

На рис. 3.3, а представлена зависимость коэффициента C , входящая в уравнение параметра разупрочнения при отпуске, от исходной твёрдости закалённой стали по шкале HRC, установленная на основе анализа кинетических кривых разупрочнения $HRC = f(\tau_{отп})$ при различных температурах. Для стали 09Г2С установлено, что с уменьшением уровня твёрдости наблюдается монотонный рост коэффициента C , что с достаточной степенью достоверности ($R^2=0,91$) описывается линейной функцией:

$$C = 9,9 - 0,14 \cdot HRC$$

Анализ совокупности экспериментальных данных показывает, что величина коэффициента C существенно зависит от степени легирования стали. Чем ниже содержание карбидообразующих и аустенитостабилизирующих легирующих элементов (Cr, Mo, Ni и др.), тем меньше значение коэффициента C . Это обусловлено снижением устойчивости мартенсита к отпуску и ускорением кинетики его распада в низколегированных и нелегированных сталях. Значение C изменяется в определённых интервалах, соответствующих диапазонам твёрдости, характерным для конкретного класса сталей, что отражает влияние химического состава на диффузионные процессы и механизм разупрочнения.

Легирующие элементы, включая хром, молибден и никель, оказывают значительное влияние на кинетику структурных превращений при отпуске за счёт торможения диффузии углерода и формирования дисперсных карбидных фаз. В результате изменяется не только уровень механических

свойств, но и величина коэффициента C . Таким образом, коэффициент C может рассматриваться как обобщённая характеристика устойчивости стали разупрочнению, интегрально отражающая влияние легирования и исходной структуры.

На рис. 3.3, б показано, что все экспериментальные точки, соответствующие различным сталям и режимам отпуска, укладываются на единую прямолинейную зависимость в координатах параметра разупрочнения при отпуске $R_{отп}$ — твёрдость HRC. Это указывает на наличие универсальной кинетической закономерности, связывающей параметр времени-температуры с уровнем механических свойств при отпуске в широком диапазоне составов. Данное обстоятельство свидетельствует о высокой чувствительности структуры сталей к термическому воздействию и позволяет использовать параметр $R_{отп}$ для прогнозирования твёрдости при заданных режимах обработки.

Сравнительный анализ исследованных сталей показывает, что наибольшей чувствительностью к отпуску обладает сталь 09Г2С, характеризующаяся наименьшим наклоном линии тренда на графике $R_{отп}$ — HRC. Это свидетельствует о быстром снижении твёрдости даже при незначительных изменениях температурно-временных параметров. Диапазон значений коэффициента C для данной стали составляет от 5,3 до 7,78, что отражает низкую стабильность структуры при нагреве. Кроме того, установлено, что с увеличением содержания углерода в стали наблюдается снижение наклона зависимости, что связано с повышением степени пересыщения мартенсита и замедлением кинетики распада.

Установленная зависимость коэффициента C от исходной твёрдости конструкционных сталей имеет прикладное значение. Она позволяет прогнозировать изменение механических свойств при отпуске и рационально выбирать состав и режимы термической обработки в зависимости от эксплуатационных требований. Например, при проектировании деталей, работающих в условиях повышенных температур или динамических

нагрузок, данная корреляция может быть использована для оптимизации режимов отпуска с целью обеспечения требуемого сочетания прочности, вязкости и структурной стабильности.

В качестве практического применения разработанной методики рассмотрим определение режима отпуска для стали 20Г2, предназначенной для производства сварных труб группы прочности L80 (тип 1) по ГОСТ 31446–2017. Согласно стандарту, такие трубы должны подвергаться закалке с последующим отпуском, а готовый продукт должен соответствовать следующим требованиям к механическим свойствам: $\sigma_{0,2} = 552 \dots 655$ МПа, $\sigma_B \geq 655$ МПа, $\delta \geq 14$ %, $K_{IC} \geq 100$ МПа $\sqrt{м}$.

Учитывая, что твёрдость коррелирует с уровнем прочности, в качестве основного критерия выбора режима отпуска принята нижняя граница допустимой твёрдости: $HRC_{min}=23$.

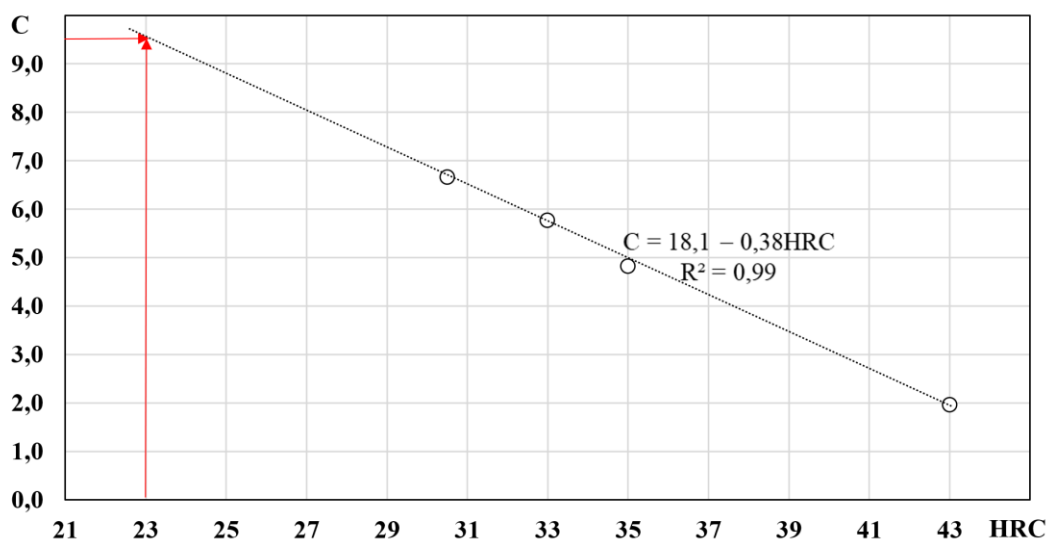


Рисунок 3.4 - Зависимость коэффициента C от твердости стали 20Г2 на основе установленной линейной зависимости коэффициента C от твёрдости (рис. 3.4), описываемой уравнением (3.1)

$$C=18,1-0,38 \cdot HRC \quad (3.1)$$

при $HRC=23$ рассчитываем значение коэффициента:

$$C=18,1-0,38 \cdot 23=9,4$$

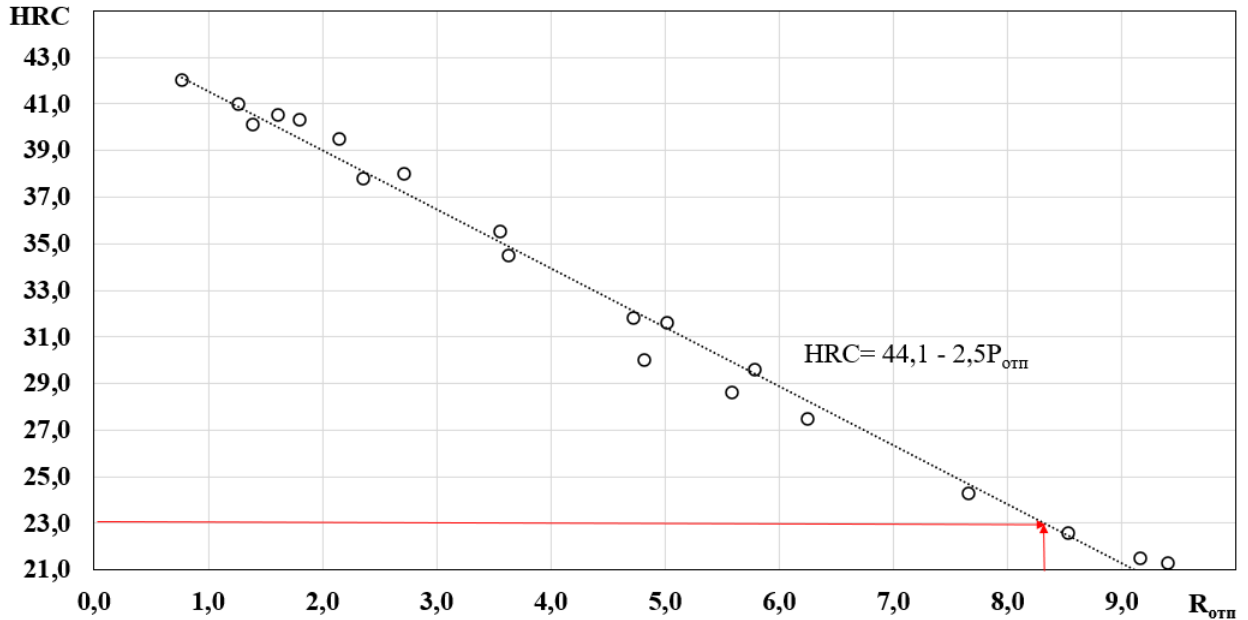


Рисунок 3.5 - Зависимость параметра разупрочнения при отпуске $R_{отп}$ от твердости стали 20Г2

Аналогично, используя зависимость параметра разупрочнения $R_{отп}$ от твёрдости (рис. 3.5), аппроксимированную линейным уравнением:

$$R_{отп}=17,6-0,4 \cdot HRC \quad (3.2)$$

находим:

$$R_{отп}=17,6-0,4 \cdot 23=8,4$$

Полученные значения $C=9,4$ и $R_{отп}=8,4$ позволяют определить необходимую продолжительность отпуска при заданной температуре с использованием уравнения Холломона–Яффе:

$$R_{отп}=T_{отп} \cdot (C + \lg \tau_{отп}) \cdot 10^{-3} \quad (3.3)$$

где:

$T_{отп}$ — температура отпуска, К;

$\tau_{отп}$ — продолжительность выдержки, ч.

При температуре отпуска $t_{\text{отп}}=650^{\circ}\text{C}$ ($T_{\text{отп}}=923\text{K}$) подставляя известные величины получим:

$$\tau_{\text{отп}} \approx 0,5 \text{ ч} = 30 \text{ мин}$$

Таким образом, для обеспечения твёрдости $\geq 23 \text{ HRC}$ при отпуске при 650°C требуется выдержка в течение 30 минут.

На рис. 3.6 представлены экспериментальные термокинетические зависимости для достижения заданного уровня твердости. Анализ кривых показывает, что повышение температуры отпуска до 680°C в стали 20Г2 позволяет сократить продолжительность выдержки до 12 минут, а при дальнейшем увеличении температуры до 700°C — до 6,6 минут, что демонстрирует высокую чувствительность процесса к температурному фактору. Эта зависимость позволяет рационально выбирать режимы обработки, балансируя между временем и энергозатратами, что особенно актуально для промышленного производства, где важны производительность и экономичность.

Использование термокинетических диаграмм может быть полезно в условиях производства металлоизделий при помощи различных типов нагревательного оборудования. При термической обработке теплотехнически тонких изделий, таких как насосно-компрессорные и обсадные трубы, широко применяются проходные печи непрерывного действия — например, шагающие подовые или рольганговые печи. В таких агрегатах продолжительность выдержки ограничена и, как правило, не превышает 30 минут. В этих условиях выбор режима отпуска должен учитывать скорость перемещения заготовок, а оптимальная температура устанавливается из условия обеспечения достаточной глубины прогрева структуры при минимально возможном времени пребывания в зоне отпуска. Используя термокинетические диаграммы, можно точно подобрать температурно-временные параметры, обеспечивающие требуемый уровень твёрдости, даже при жёстких временных ограничениях.

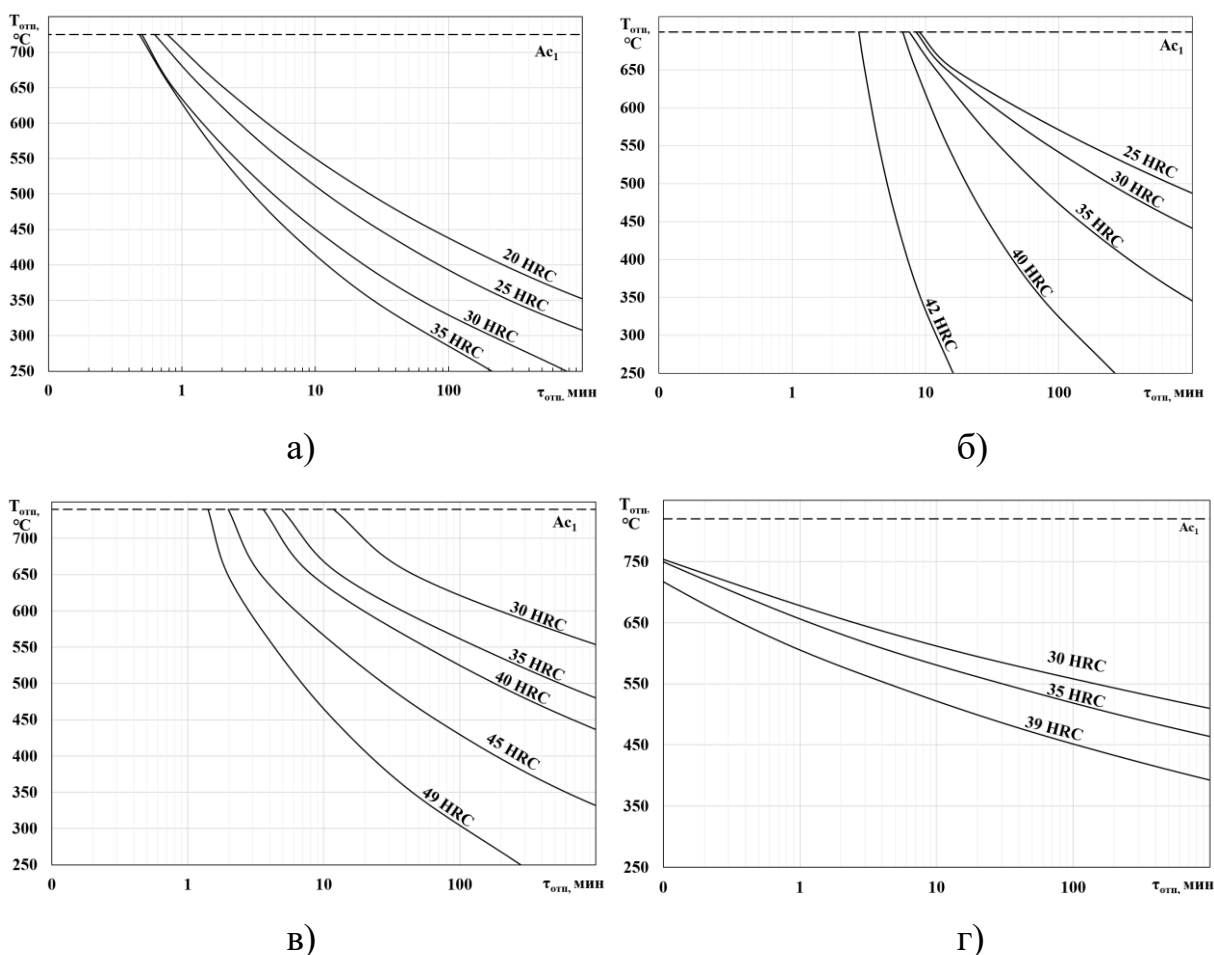


Рисунок 3.6 - Термокинетические диаграммы отпуска исследуемых сталей для достижения заданной твердости: а) 09Г2С; б) 20Г2; в) 38Г2Ф; г) 20Х13

В то же время, при использовании камерных печей, допускающих длительные выдержки ($\tau_{отп} > 30$ мин), возможна реализация режимов с пониженной температурой отпуска. Это способствует более равномерному распределению механических свойств по сечению изделия и минимизации внутренних напряжений, что особенно важно для крупногабаритных или ответственных деталей с повышенными требованиями к структурной однородности. Такой подход позволяет адаптировать технологию под конкретный тип оборудования и условия производства.

Кроме того, термокинетические диаграммы можно использовать для прогнозирования уровня твёрдости и других механических характеристик после отпуска, что критически важно при выполнении нормативных требований. Это особенно актуально для сталей с различным уровнем

легирования: если для низколегированных сталей, таких как 09Г2С, снижение твёрдости происходит интенсивно даже при умеренных температурах, то для легированных сталей, например 38Г2Ф и 20Х13, требуется более высокая температура или длительная выдержка из-за повышенной устойчивости к отпуску, обусловленной выделением дисперсных карбидов.

Таким образом, построение и использование термокинетических диаграмм отпуска позволяет не только прогнозировать изменения структуры и свойств стали, но и проектировать режимы термообработки с учётом химического состава, требований к эксплуатационным характеристикам и возможностей технологического оборудования.

3.2 Влияние отпуска на структуру и механические свойства

В закалённом состоянии сталь 09Г2С имеет пакетно-речную мартенситную структуру с плотностью дислокаций порядка $0,5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Согласно данным растровой электронной микроскопии, каждое исходное аустенитное зерно содержит 3–4 мартенситных пакета размером 4–13 мкм, состоящих из узких реек (ширина менее 1 мкм), ориентированных по различным кристаллографическим направлениям (↑ рис. 3.7, а). Несмотря на высокую прочность ($\sigma_{0,2} = 930 \text{ МПа}$, $\sigma_{\text{в}} = 1090 \text{ МПа}$), материал сохраняет умеренную пластичность ($\delta = 14,0 \%$, $\psi = 68 \%$), что обусловлено относительно низкой плотностью дислокаций и карбидных выделений как внутри реек, так и на их границах, что подтверждается исследованием [30].

При отпуске при температуре 450 °С морфология речной структуры практически не меняется — она остаётся такой же, как у мартенсита. Однако наблюдается снижение плотности дислокаций до $\sim 0,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что связано с процессами полигонизации и частичным растворением карбидных частиц в объёме реек.

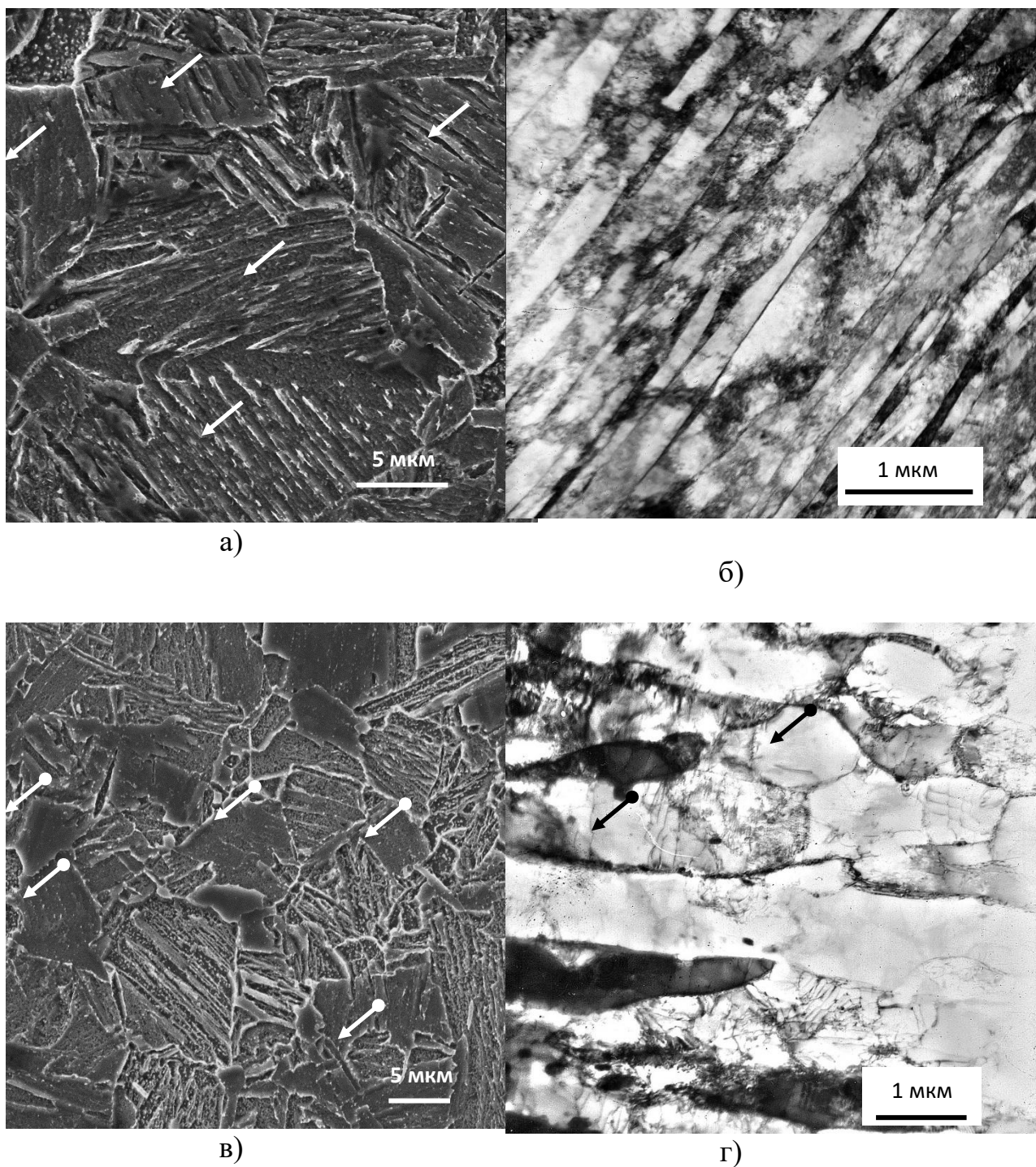


Рисунок 3.7 - Микроструктура стали 09Г2С после закалки (а, б) и отпуска при 650°C (в, г): а, в – РЭМ, б, г – ПЭМ.

После высокотемпературного отпуска при 650 °С структура претерпевает более заметные изменения: наряду с полигонизованными субзёрнами внутри рек появляются мелкие равноосные зёрна размером 1–3

мкм, преимущественно локализованные вдоль границ пакетов (↑ рис. 3.7, в, г). Эти зёрна соответствуют начальной стадии рекристаллизации. Плотность дефектов кристаллической решётки в этом состоянии снижается до уровня, характерного для нормализованной стали 09Г2С ($\sim 2,5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$).

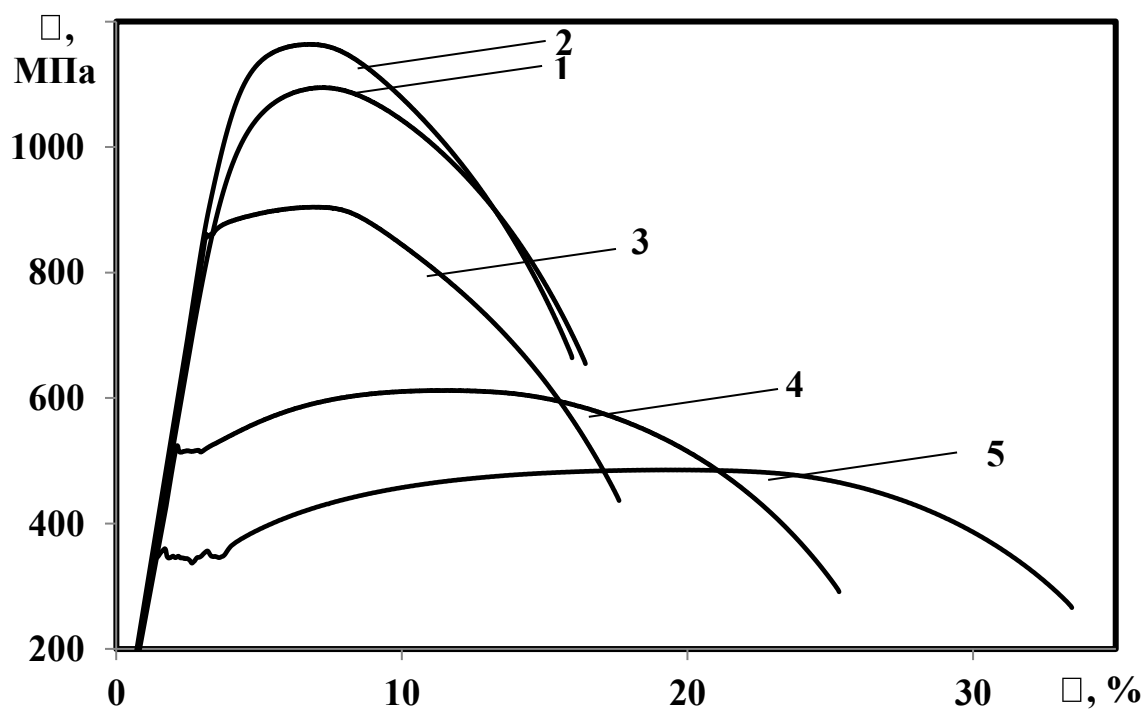
3.3 Деформационное поведение при растяжении

Отпуск закалённой стали 09Г2С сопровождается рядом структурно-фазовых превращений, которые существенно влияют на её поведение при одноосном растяжении (рис. 3.8). В исходном закалённом состоянии сталь имеет низкоуглеродистую пакетно-реечную мартенситную структуру, обеспечивающую высокую прочность: предел текучести $\sigma_{0,2}$ достигает 930 МПа, временное сопротивление разрыву σ_b — 1090 МПа. Пластичность при этом остаётся умеренной: относительное удлинение $\delta = 14,0 \%$ (в том числе равномерное $\delta_p = 3,2 \%$), относительное сужение $\psi = 68 \%$. На диаграмме растяжения (кривая 1) наблюдается плавное, монотонное увеличение напряжения течения по мере нарастания деформации. Механические свойства стали 09Г2С после термообработки по различным режимам приведены в табл. 3.1.

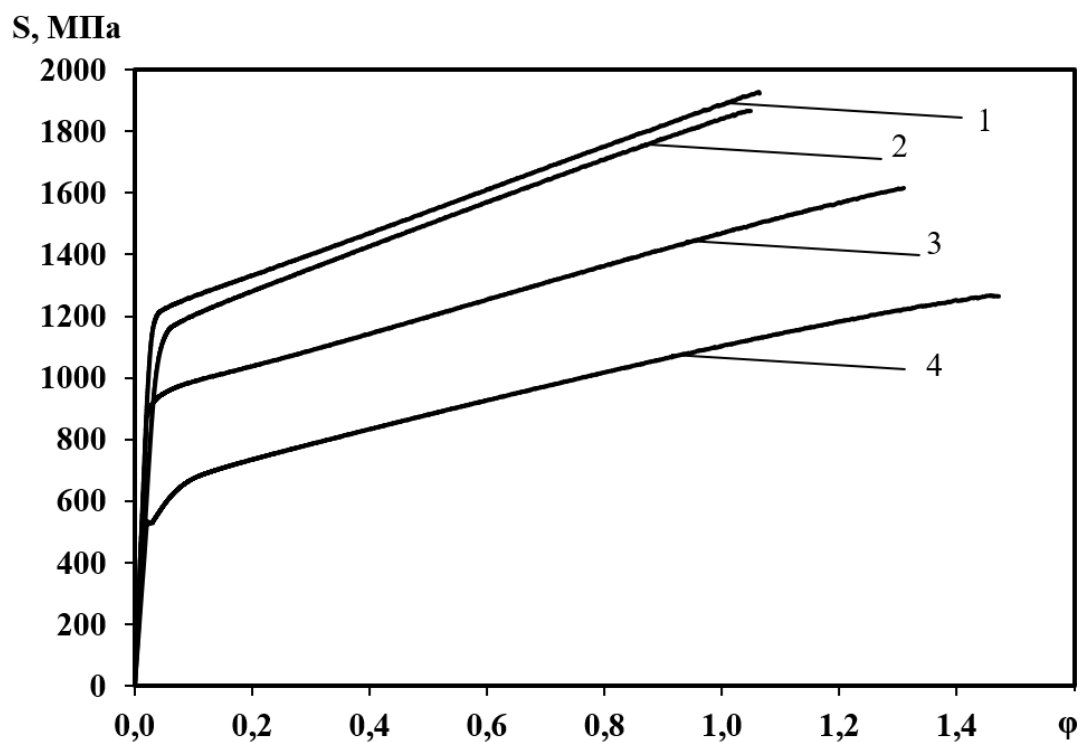
При низкотемпературном отпуске (до 250 °С) прочность несколько возрастает — на 80–100 МПа — при практически неизменной пластичности (кривая 2). Это связано с одновременным протеканием двух противоположно направленных процессов: с одной стороны, частичным разупрочнением вследствие релаксации напряжений в мартенсите, с другой — упрочнением за счёт формирования атмосфер Коттрелла и выделения дисперсных карбидов железа (ϵ - или η -фазы). Эти выделения блокируют движение дислокаций, что проявляется в виде слабо выраженного зубца или короткой площадки текучести, характерных для деформационного старения, типичного для закалённых сталей с высокой плотностью дефектов [45, 54, 75].

При повышении температуры отпуска до 450 °С начинает преобладать разупрочнение, обусловленное коагуляцией карбидных частиц и снижением вклада дисперсионного упрочнения. На диаграмме растяжения (кривая 3) появляется чётко выраженный зуб текучести и небольшая площадка ($\delta_t \approx 0,2$ %). 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 сбалансированные вязко-пластические свойства достигаются 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 (кривая 4) наблюдается удлинённая площадка текучести ($\delta_t \approx 1,0$ %) и более протяжённая стадия деформационного упрочнения, что подтверждается снижением отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ до 0,84. Такой уровень механических характеристик свидетельствует о формировании структуры, оптимальной с точки зрения сочетания несущей способности и пластичности.



а)



б)

Рисунок 3.8 - Кривые растяжения образцов в условных (а) и истинных (б) координатах стали 09Г2С, термообработанных по различным режимам: после закалки от 900°С (кривая 1) и отпуска при 250 °С (2), 450 °С (3) и 650°С (4), после нормализации от 950 °С (5).

Экспериментально доказано, что доминирующий вклад в пластичность вносит равномерная стадия деформации, в частности – степенной период [2]. В таблице 3.1 приведен анализ механических свойств стали 09Г2С на равномерной стадии кривых растяжения при разрушении. 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 ($\frac{\Delta\sigma}{\Delta\delta}$) 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.

Таблица 3.1 - Механические свойства стали 09Г2С после термообработки по различным режимам

№ обр.	Обработка	$\sigma_{0,2(T)}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ_p , %	σ_K , МПа	δ_c , %	δ , %	δ_c/δ	ψ , %
1	Закалка	930	1090	0,85	3,2	655	10,8	14,0	0,77	68
2	Закалка + отпуск 250°C	1040	1160	0,90	2,8	665	10,7	13,5	0,79	68
3	Закалка + отпуск 450°C	870	900	0,97	3,1	440	12,9	16,0	0,81	75
4	Закалка + отпуск 650°C	515	610	0,84	8,9	290	15,1	24,0	0,63	80
5	Нормализация 900°C	360	490	0,73	17,3	265	14,7	32,0	0,46	80

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. 3.9). Рост пластических характеристик — относительного удлинения δ и относительного сужения ψ — на стадии равномерной деформации наблюдается при температурах отпуска, начиная с 450 °С. Это связано с формированием выраженной площадки текучести (ϕ_T), а

также с увеличением протяжённости линейного ($\phi_{\text{лин}}$) и степенного ($\phi_{\text{ст}}$) участков деформации (рис. 3.9, а; табл. 3.2).

Как показано в работе [76], длина линейного периода $\phi_{\text{лин}}$ и модуль упрочнения $(\Delta S/\Delta \phi)_{\text{лин}}$, соответствующие начальной стадии равномерной деформации, на которой происходит компенсационная релаксация напряжений, существенно зависят от структурно-фазового состояния материала. Эта зависимость прослеживается и в случае стали 09Г2С, где параметры линейного периода тесно коррелируют с изменением плотности дислокаций в процессе отпуска.

Согласно данным, представленным в [76], длина линейного участка $\phi_{\text{лин}}$ и соответствующий модуль упрочнения $(\Delta S/\Delta \phi)_{\text{лин}}$ — отражающие начальную стадию равномерной деформации, на которой происходит релаксация внутренних напряжений, — в значительной степени определяются структурно-фазовым состоянием материала. Аналогичная закономерность выявлена и для стали 09Г2С: параметры линейного периода демонстрируют чёткую корреляцию с изменением плотности дислокаций в процессе отпуска.

Таблица 3.2 - Параметры пластичности на равномерной стадии деформации

№ обр.	$\phi_{\text{т}},$ %	Линейный период $S = S_{\text{лин}} + K\phi_{\text{лин}}$		Степенной период $S = K\phi_{\text{ст}}^n$			$\phi_{\text{р}},$ %
		$\phi_{\text{лин}},$ %	$(\Delta S/\Delta \phi)_{\text{лин}},$ МПа/%	$\phi_{\text{ст}},$ %	$(\Delta S/\Delta \phi)_{\text{ст}},$ МПа/%	n	
1	—	0,2	178	2,8	63	0,04	3,0
2	—	0,1	238	1,7	77	0,06	1,8
3	0,2	0,5	46	3,3	16	0,03	4,0
4	1,0	1,2	30	6,6	18	0,14	8,8

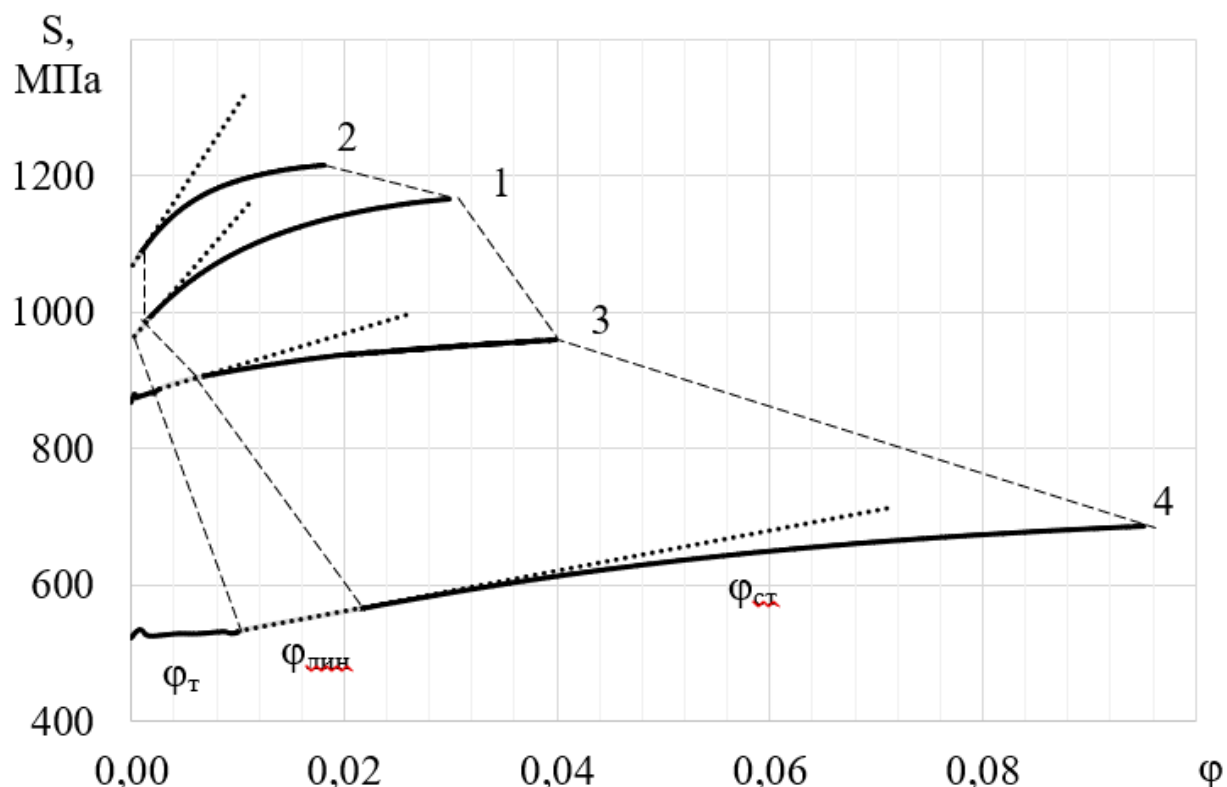


Рисунок 3.9 - Кривые растяжения в истинных координатах на равномерной стадии деформации образцов стали 09Г2С.

Для образцов в высокопрочном состоянии диаграммы растяжения в истинных координатах ($S = f(\varphi)$) характеризуются крайне коротким линейным участком ($\varphi_{\text{лин}} \leq 0,2 \%$) и высоким модулем упрочнения — около 200 МПа/% (кривые 1, 2 на рис. 3.9, а). При повышении температуры отпуска до 650 °С наблюдается разупрочнение, сопровождающееся увеличением протяжённости линейного периода до 1,2 % и снижением модуля упрочнения до 30 МПа/% (кривая 4 на рис. 3.9, а; табл. 3.2).

После завершения линейного участка деформация переходит в степенную стадию ($\varphi_{\text{ст}} = 1,7\text{--}6,6 \%$), где параметры упрочнения — модуль $(\Delta S / \Delta \varphi)_{\text{ст}}$ и показатель n — определяются способностью материала к аннигиляции дислокаций [77]. Смена механизма релаксации напряжений —

от компенсационного к аннигиляционному — приводит к закономерному снижению интенсивности упрочнения на этом участке (см. табл. 3.2).

В состоянии после низкотемпературного отпуска сталь 09Г2С демонстрирует минимальную склонность к аннигиляции дислокаций, что обусловлено высокой плотностью дефектов и наличием дисперсных карбидных выделений. В этих условиях пластическая деформация сопровождается интенсивным накоплением дислокаций, о чём свидетельствуют: высокий модуль упрочнения на степенном участке (77 МПа/%), низкий показатель степени $n = 0,06$ и малая протяжённость этого участка ($\varphi_{ст} = 1,7 \%$). После высокотемпературного отпуска достигается максимальная пластичность на степенном участке, что подтверждается данными табл. 3.2.

Отпуск при температуре 450 °С формирует в стали 09Г2С особое структурно-фазовое состояние, в котором положительный эффект от снижения плотности дислокаций (благоприятный для пластичности) частично нивелируется неблагоприятной морфологией выделяющихся карбидов. Цементит в этом случае имеет пластинчатую (лентообразную) форму и преимущественно локализуется по границам пакетов, блоков и мартенситных реек [78, 79]. Кривая растяжения на стадии равномерной деформации отражает двойственную природу этого состояния: с одной стороны, истинное равномерное удлинение ($\varphi_p = 4,0 \%$) остаётся близким к уровню закалённой стали, с другой стороны, снижение модуля упрочнения на степенном участке до ~ 16 МПа/% указывает на повышенную способность к релаксации напряжений (кривая 3 на рис. 3.9).

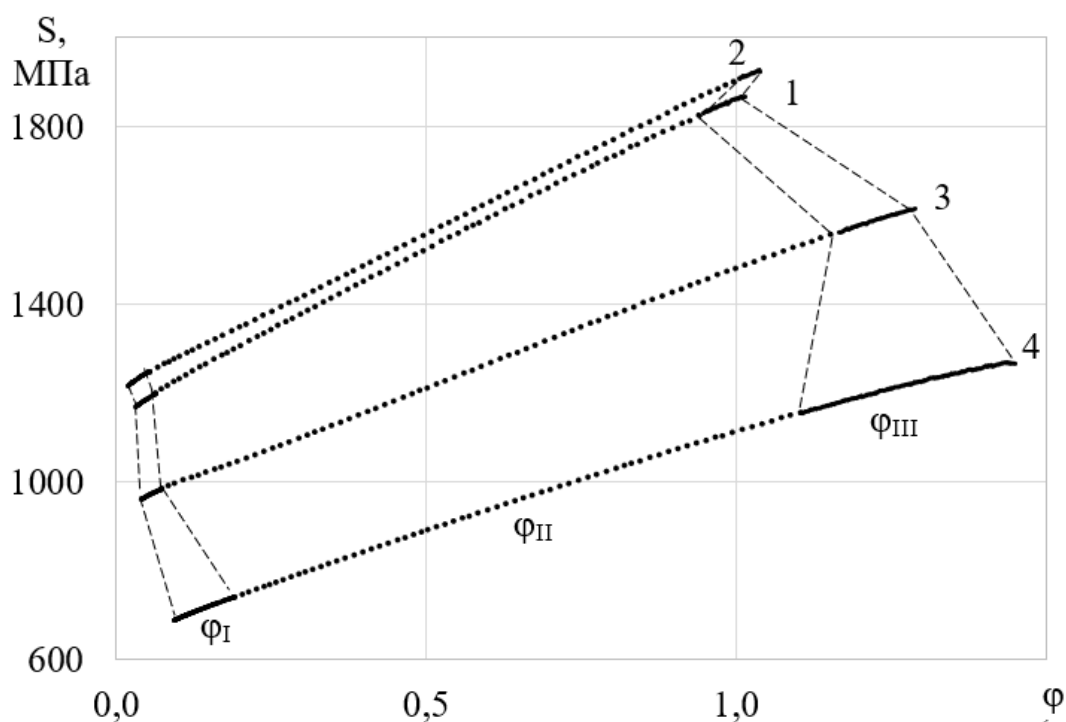


Рисунок 3.10 - Кривые растяжения в истинных координатах на сосредоточенной стадии деформации образцов стали 09Г2С

Таблица 3.3 - Параметры пластичности на сосредоточенной стадии деформации

№ обр.	Степенной период I	Линейный период II		Степенной период III		φ_c , %	φ , %
	φ_I , %	φ_{II} , %	$(\Delta S/\Delta \varphi)_{II}$, МПа/%	φ_{III} , %	n		
1	2,5	87,5	7,1	5,5	0,31	95,5	99
2	2,5	94,0	6,9	5,5	0,29	102,0	104
3	2,5	107,0	5,3	10,0	0,35	119,5	124
4	10,0	91,5	4,5	25,0	0,36	126,5	135

На стадии локализованной (сосредоточенной) деформации скорость накопления дефектов всех масштабных уровней резко возрастает: истинное относительное сужение φ_c оказывается более чем на порядок выше показателя φ_p (см. табл. 3.3). В истинных координатах $S = f(\varphi)$ диаграмма растяжения распадается на три периода (участка), для которых зависимость напряжения течения S_i от степени сужения φ описывается различными

функциями: степенной — для участков I и III и линейной — для участка II (рис. 3. 10).

Именно на сосредоточенной стадии последовательно реализуются основные механизмы разрушения [8, 5]: на участке I происходит формирование шейки и зарождение несплошностей (пор и очаговых трещин); на участке II — образование центральной («донной») магистральной трещины; на участке III — интенсивное деформирование приповерхностных слоёв с формированием «губ среза» и завершающей стадией разрушения.

Для периода I ($\varphi_I = 2,5\text{--}10,0\%$) пластическое течение определяется утяжкой в зоне шейки и фактически продолжает режим равномерного растяжения на степенном этапе. На близость этих режимов указывает не только степенной характер зависимости $S = f(\varphi)$, но и слабая чувствительность длительности периодов $\varphi_{ст}$ и φ_I к повышению температуры отпуска: вплоть до $t_{отп} = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ их протяжённость практически не меняется (кривые 1–3 на рис. 3.9, 3. 10; табл. 3.3).

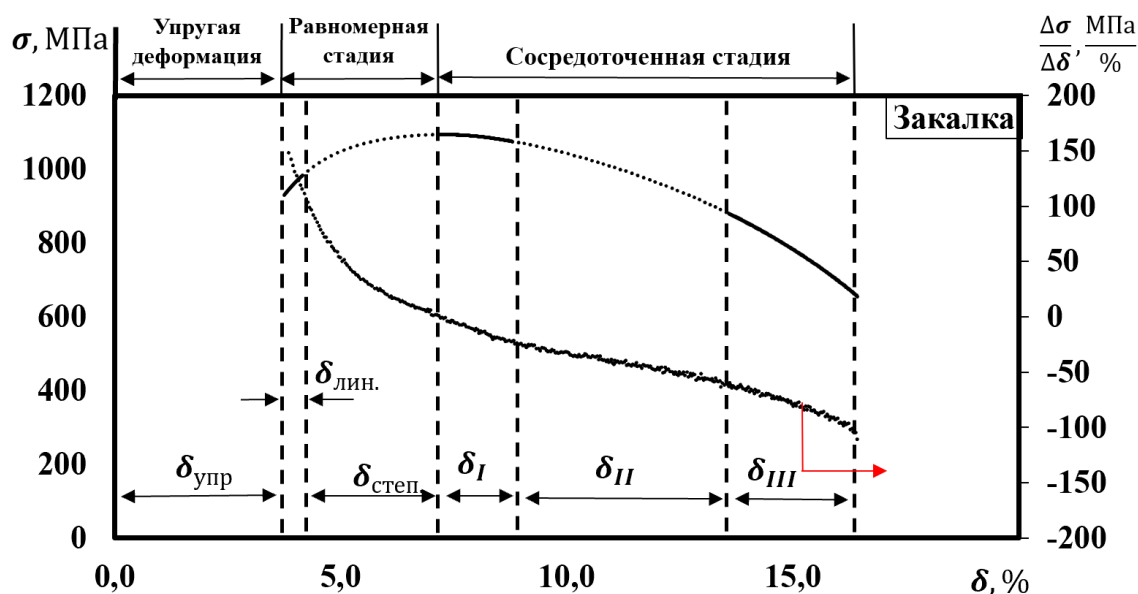
Протяжённый линейный интервал II ($\varphi_{II} = 87,5\text{--}107,0\%$) демонстрирует высокую чувствительность к режимам отпуска. Скорость упрочнения $(\Delta S/\Delta\varphi)_{II}$ здесь более чем на порядок ниже, чем $(\Delta S/\Delta\varphi)_{ст}$ на равномерной стадии, что свидетельствует о смене доминирующего механизма: вместо роста плотности дислокаций упрочнение определяется развитием трещинообразования в зоне шейки при зарождении и росте магистральной трещины. С увеличением $t_{отп}$ наклон линейного участка $S = f(\varphi)$ последовательно уменьшается с 7,1 до 4,5 МПа/% (см. табл. 3.3).

Среди параметров пластичности, характеризующих степенной участок III (зона приповерхностной деформации и разрушения с формированием режущих кромок), наибольшую чувствительность к режиму отпуска проявляет его протяжённость φ_{III} (рис. 3. 10; табл. 3.3).

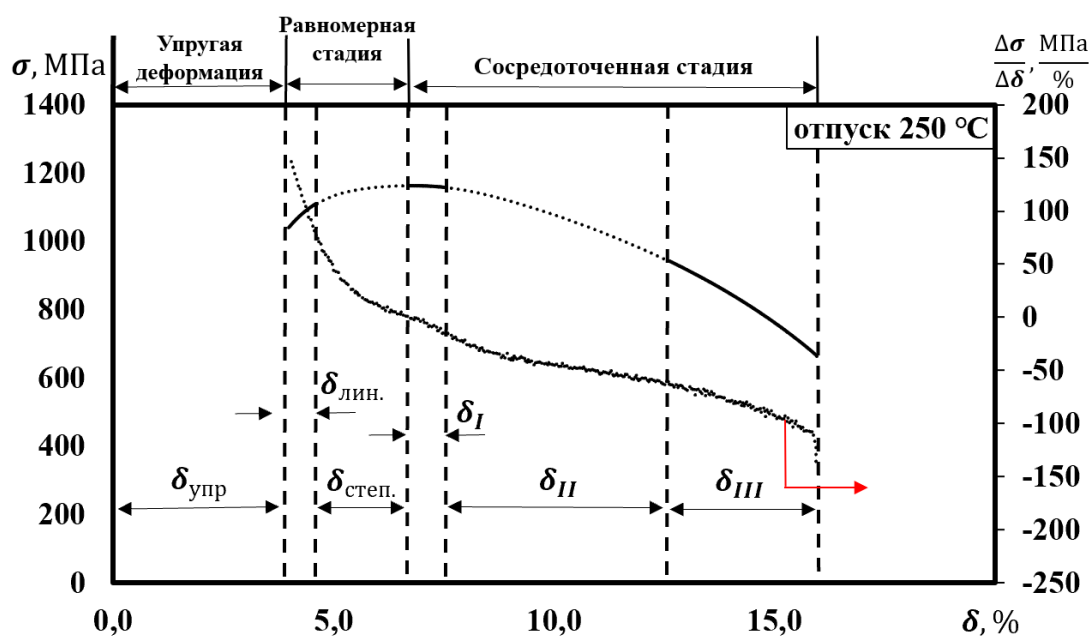
На кривых зависимости модуля упрочнения от удлинения (рис. 3.11) прослеживается связь между стадиями и периодами, соответствующими кривой растяжения в координатах напряжение-удлинение. Линейный период

равномерной стадии на кривой растяжения соответствует участку кривой изменения модуля упрочнения, который так же подчиняется линейному закону. Изменение модуля упрочнения у образцов стали 09Г2С после закалки и закалки с отпуском на 250 °С (рис. 3.11 а, б) ведет себя похожим образом, то есть при растяжении образцов в стали происходят одинаковые процессы.

Анализ кривой изменения модуля упрочнения в сопоставлении с кривой растяжения позволяет увидеть, что в то время, как на кривой растяжения на равномерной стадии идет упрочнение стали, на кривой изменения модуля упрочнения идет падение скорости упрочнения. Так в закаленном и низко отпущенном состоянии при растяжении образцов происходит накопление напряжений, то есть смещение атомов из положения равновесия, но процессы релаксации затруднены низкой подвижностью дислокаций и вакансий. Даже в столь малоподвижном положении для дислокаций в стали происходят процессы релаксации. Как известно из [25] на линейном периоде равномерной стадии идут процессы компенсационной релаксации, для которой не требуется контактного взаимодействия дислокаций, дальнотействующие напряжения компенсируют друг друга частично. Однако, даже с учетом релаксации из-за высокой плотности дислокаций на линейном периоде значения модуля упрочнения находятся в диапазоне 100...150 МПа/%, а его продолжительность равна 0,4...0,8 %.



а)



б)

Рисунок 3.11 - Зависимость напряжения (σ) и его изменения ($\Delta\sigma$) от удлинения δ с выделением стадий (периодов): упругой деформации ($\delta_{\text{упр}}$), линейного ($\delta_{\text{лин}}$) и степенного ($\delta_{\text{ст}}$) периодов на равномерной стадии, периодов I (δ_I), II (δ_{II}), III (δ_{III}) на сосредоточенной стадии деформации: а) – образец 1, б) – образец 2.

На степенном периоде равномерной стадии скорость упрочнения заметно снижается, по-видимому, из-за подключения аннигиляционного

механизма релаксации. Аннигиляционная релаксация – это взаимоуничтожение дислокаций разных знаков, требующая их контактного взаимодействия в одной экстраплоскости. Так, в образце, подверженном отпуску 250 °С падение скорости упрочнения составило $\sim 100 \frac{\text{МПа}}{\%}$, на участке кривой продолжительностью 3%. Большая продолжительность и изменение тангенса наклона степенной стадии является результатом большого масштаба аннигиляционной релаксации.

К началу сосредоточенной стадии (σ_v), на которой происходит локализация деформации, металл подошел в высоконапряженном состоянии с большим количеством не релаксированных напряжений и большим количеством несплошностей – пор и очаговых трещин (ОТр). Очаговые трещины возникают из-за невозможности компенсировать напряжения по другим механизмам. Концентратором напряжения для образования ОТр являются границы пакетов, с образовавшимися на них карбидами, являющимися как источником, так и стоком дислокаций.

При локализации деформации в шейке включается самый радикальный и нежелательный механизм релаксации напряжений – трещинообразование. Напряженное состояние и огромное количество не релаксированных напряжений ведет к потере пластичности и разрушению образцов по хрупкому механизму.

Деформационное поведение образцов, подвергшихся высокому отпуску и нормализации (рис. 3.12), кардинальным образом отличается от обработок, рассмотренных выше. В то время, как скорость упрочнения закаленного и отпущенного при температуре 250 °С образцов на линейном периоде равномерной стадии начинается с $\sim 150 \frac{\text{МПа}}{\%}$, у рассматриваемых высокопластичных образцов она близка к нулю. По-видимому, это связано с высокой мобильностью дислокаций, вследствие которой не происходит накопления напряжений. Увеличение линейного и степенного периода равномерной стадии с, у закаленного и низко отпущенных образцов (табл. 3.3) связано с

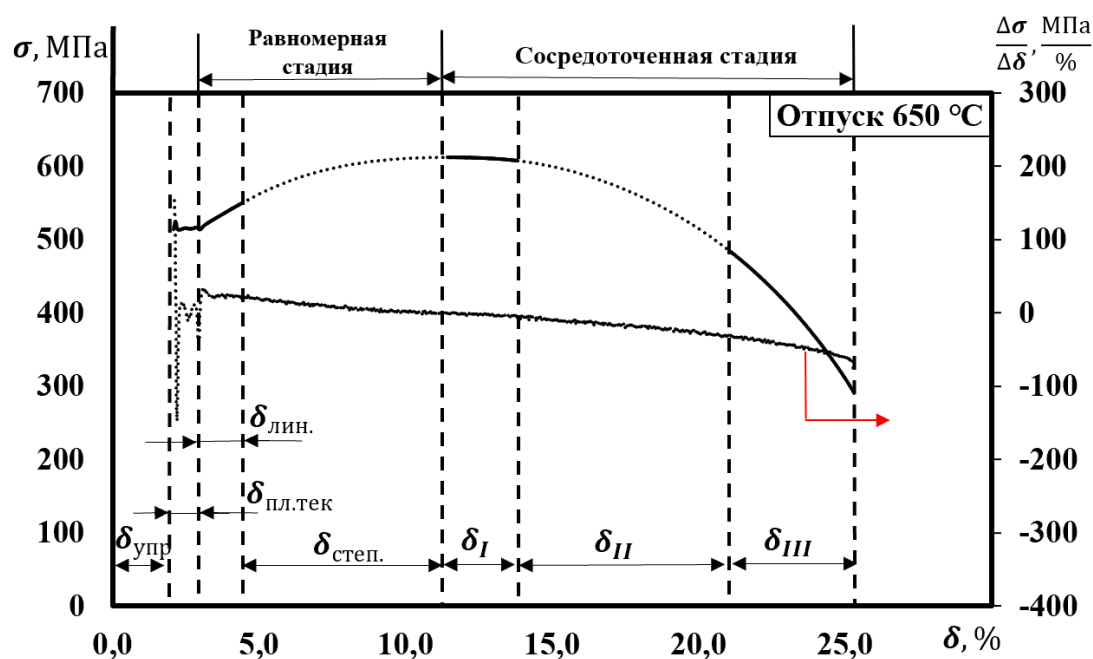
развитой дислокационно-ячеистой структурой (ДЯС), в которой, помимо дислокаций, идет накопление пор. ДЯС называется структура, в которой плотность дислокаций в стенках ячеек на порядок выше, чем внутри них.

Образование пор происходит при слиянии избыточных вакансий, образовавшихся в результате пластического течения. Отличительной особенностью поры является то, что она не имеет полей упругих напряжений в отличие от трещин, так как ее рост обусловлен подводом вакансий, а не дислокаций, и не требует дополнительных напряжений.

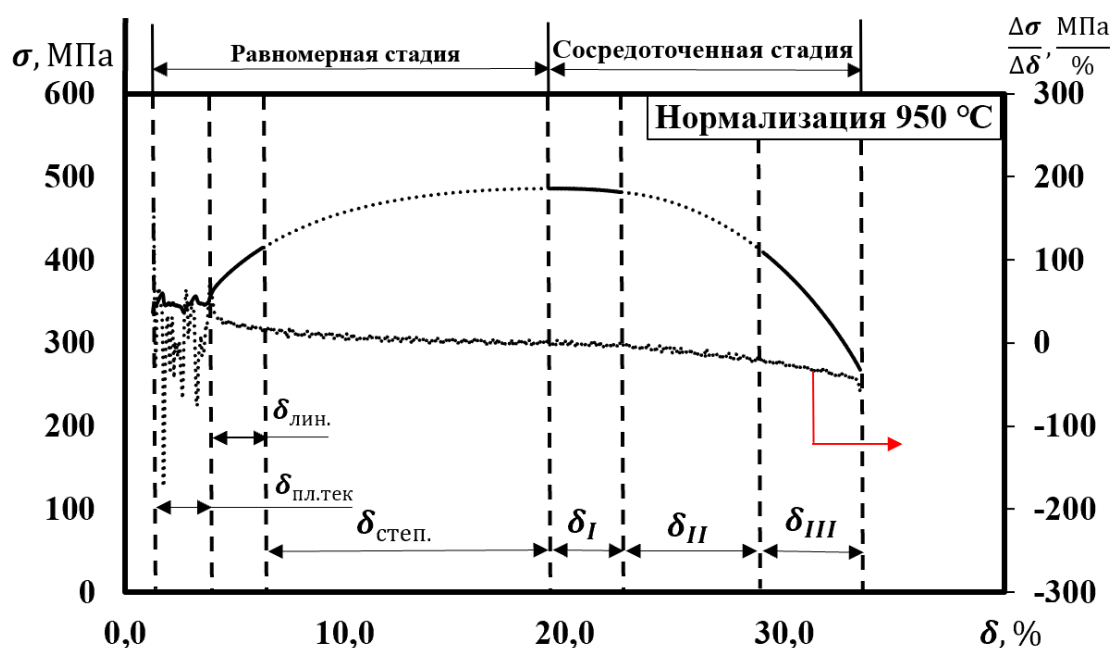
Ход кривой модуля (скорости) упрочнения близок к горизонтали вплоть до III периода сосредоточенной стадии. Это может говорить нам только о том, что пластическое течение металла продолжается даже с учетом локализации деформации в шейке образца вплоть до его разрушения.

Разрушение образца магистральной трещиной в особо пластичных образцах происходит путем разрешения перемычек между порами и очаговыми трещинами, так же образованными на концентраторах напряжений, а именно карбидах и большеугловых границах, которые, в отличие от малоугловых имеют дальнотействующие напряжения.

При локализации деформации в шейке образца в процессе его растяжения возникают тангенциальные напряжения, скручивающие образец в разных направлениях [80]. Если на закаленных образцах и на образцах, подвергшихся низкому отпуску, это не отражается в связи с низкой пластичностью металла, то в случае высокого отпуска и нормализации формируется особый тип рельефа излома – радиальные трещины.



а)



б)

Рисунок 3.12 - Зависимость напряжения (σ) и его изменения ($\Delta\sigma$) от удлинения δ с выделением стадий (периодов): упругой деформации ($\delta_{\text{упр}}$), линейного ($\delta_{\text{лин}}$) и степенного ($\delta_{\text{ст}}$) периодов на равномерной стадии, периодов I (δ_I), II (δ_{II}), III (δ_{III}) на сосредоточенной стадии деформации: а) – образец 4, б) – образец 5.

Анализ кривой растяжения и скорости упрочнения после закалки и отпуска на 450 °С показал (рис. 3.13), что при данной обработке металл имеет особенности, характерные как для высоко пластичного состояния, так и для относительно хрупкого. Находясь в менее напряженном состоянии, чем закаленные образцы и образцы, подвергшиеся низкому отпуску, значения относительного удлинения у них близки (табл. 3.1).

Модуль упрочнения на линейном периоде равномерной стадии при отпуске 450 °С, в отличие от высоко пластичных образцов, отличен от нуля и находится в диапазоне ~50...10 МПа/%. Степенной период равномерной стадии характеризуется меньшей интенсивностью падения модуля напряжения и имеет близкий к горизонтальному тангенс угла наклона, что характерно высоко пластичным образцам, однако продолжительность степенного периода составляет $\delta_{ст} = 2,7 \%$, что ближе к значениям менее пластичных образцов (табл.3.1). То есть наряду с низкой мобильностью дислокаций идет пластическое течение металла за счет порообразования. Все это может говорить о том, что деформационное поведение образца подвергнутому отпуску при температуре 450 °С является переходным.

Таким образом деформационное поведение металла обусловленное разным уровнем σ_v , 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, рассмотренных в главе 2.

Таким образом, исследование стали 09Г2С после закалки с последующим отпуском позволило установить закономерности изменения её структуры и механических свойств в зависимости от температуры термической обработки, а также глубоко проанализировать особенности деформационного поведения на различных стадиях растяжения.

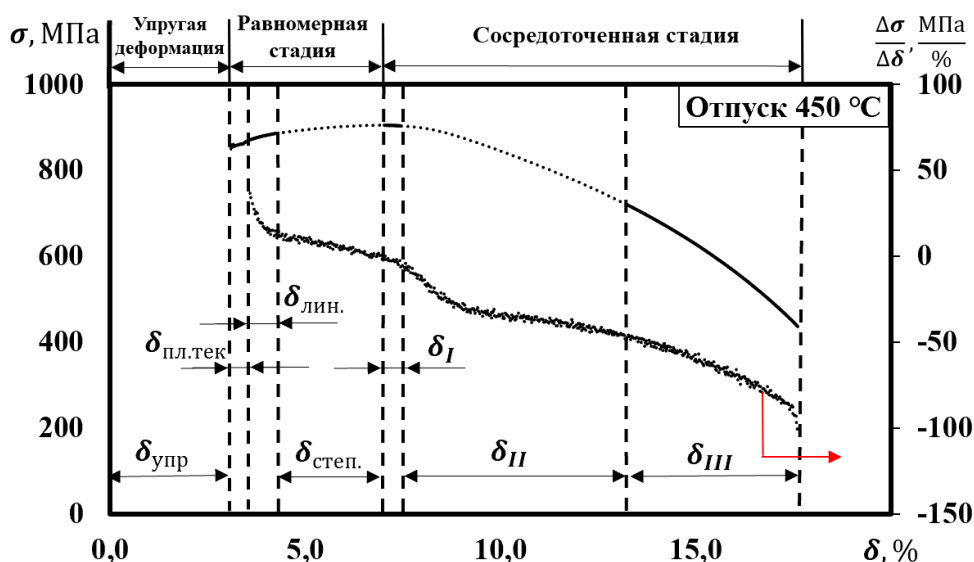


Рисунок 3.13 Зависимость напряжения (σ) и его изменения ($\Delta\sigma$) от удлинения δ с выделением стадий (периодов) образца 3: упругой деформации ($\delta_{упр}$), линейного ($\delta_{лин}$) и степенного ($\delta_{ст}$) периодов на равномерной стадии, периодов I (δ_I), II (δ_{II}), III (δ_{III}) на сосредоточенной стадии деформации.

Установлено, что микроструктура стали 09Г2С в закаленном состоянии представляет собой типичный пакетно-реечный мартенсит с высокой плотностью дислокаций ($\sim 0,5 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$), обеспечивающей высокий уровень прочности ($\sigma_{0.2} = 930 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 1090 \text{ МПа}$) при удовлетворительной пластичности ($\delta = 14 \%$, $\psi = 68 \%$). Отпуск при температуре до 450°C не разрушает реечную структуру, однако способствует полигонизации и снижению плотности дислокаций на порядок, что сопровождается частичной релаксацией внутренних напряжений. При высоком отпуске (650°C) в структуре стали наблюдаются признаки начала рекристаллизации с образованием равноосных зерен размером $1\text{--}3 \text{ мкм}$, преимущественно по границам пакетов. Это сопровождается резким снижением плотности дефектов до уровня, близкого к нормализованному состоянию, и существенным снижением прочностных характеристик ($\sigma_{0.2} = 515 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 610 \text{ МПа}$) при значительном росте пластичности ($\delta = 24 \%$, $\psi = 80 \%$).

Анализ кривых растяжения показал, что отпуск при 250 °С приводит к дополнительному упрочнению, стали за счёт дисперсионного выделения карбидов, несмотря на некоторое снижение плотности дислокаций. При дальнейшем повышении температуры отпуска до 450 °С происходит переход к состоянию с пониженной прочностью и повышенной пластичностью, обусловленный развитием полигонизации и частичным разрушением мартенситной субструктуры.

Выявлено, что на равномерной стадии деформации доминируют компенсационные и аннигиляционные механизмы релаксации, интенсивность которых возрастает с увеличением температуры отпуска. Наиболее выраженные признаки аннигиляционной релаксации наблюдаются при отпуске на 650 °С и при нормализации, что проявляется в снижении модуля упрочнения до 5–9 МПа/%, увеличении продолжительности степенного периода и формировании высокопластичных состояний.

На сосредоточенной стадии деформации установлены три характерных периода разрушения: зарождение, рост магистральной трещины и долом. 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.

Особенности поведения кривых растяжения после отпуска при 450 °С указывают на переходный характер состояния: сочетание признаков как упрочнённого, так и высокопластичного материала. Это выражается в умеренном снижении модуля упрочнения, частичном сохранении реечной субструктуры и росте пластичности, что делает данное состояние оптимальным с точки зрения баланса прочности и пластичности.

3.3 Фрактографический анализ изломов

Итогом испытаний на растяжение является разрушение образцов магистральной трещиной по хрупкому, вязкому или вязко-хрупкому механизму. Формирующийся тип излома может рассказать многое о характере распространения магистральной трещины, о внутренних дефектах, а также о структурных образованиях, являвшихся концентраторами напряжения для развития магистральной трещины.

Образцы, разрушающиеся при достижении максимального напряжения, равному σ_b , как правило, имеют на 100% хрупкий тип излома и разрушаются без образования шейки, соответственно диаметр зоны излома d_k равен, или приблизительно равен, начальному диаметру образца d_0 . При 100% вязком разрушении утяжка в шейке идет до тех пор, пока образец не разрушается путем отрыва одной части от другой (рис. 3.8). При абсолютно вязком разрушении $d_k \rightarrow 0$. Большинство реальных материалов разрушаются по механизмам, имеющим признаки как хрупкого, так и вязкого разрушения. Соответственно формирование реальной структуры излома и свойств происходит между этими крайними вариантами.

Количественная оценка вязких и хрупких компонентов структуры разрушения, как при испытаниях на ударный изгиб, в испытаниях на растяжения не предусмотрена. Однако зная граничные свойства образцов, обладающими абсолютно хрупким ($d_k = d_0$) и абсолютно вязким ($d_k \rightarrow 0$) изломом, не трудно оценить степень вязкости или хрупкости образца.

Одним из основных механических свойств стали при растяжении, помимо предела текучести (σ_T) и предела прочности (σ_b), является относительное сужение (ψ), характеризующее отношение конечного диаметра шейки (d_k) к начальному (d_0). Зависимость сужения (ψ) от температуры отпуска (T) приведена на рис. 3.14.

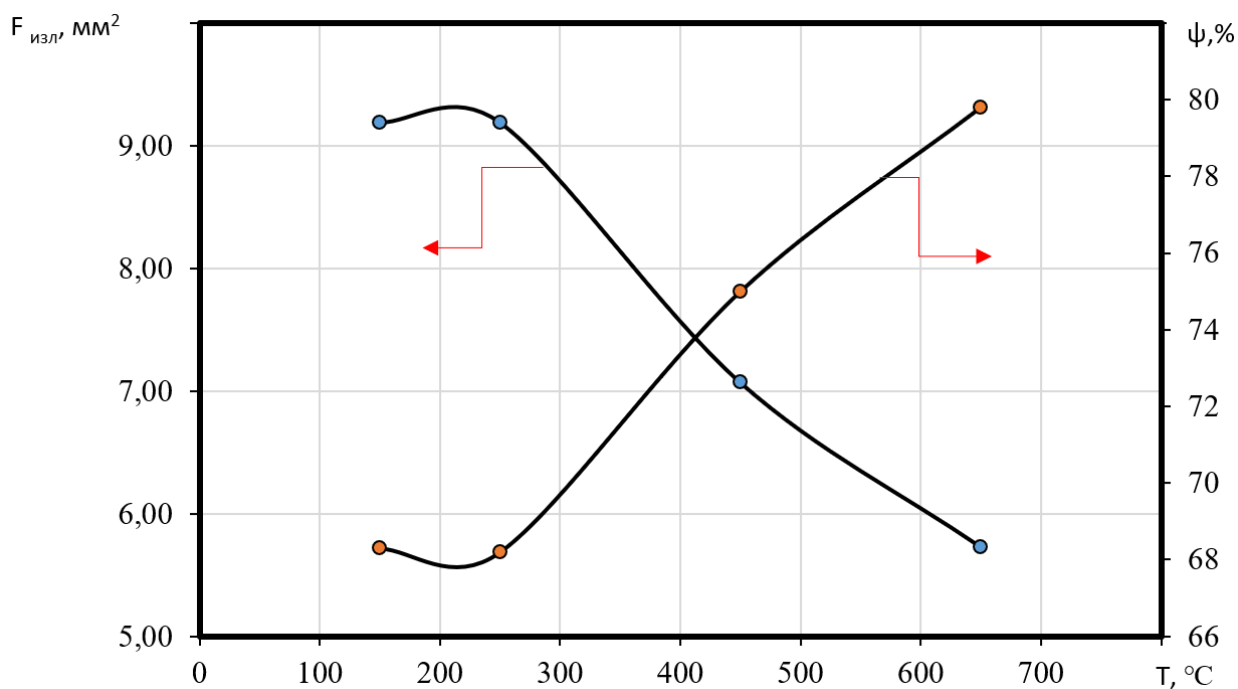


Рисунок 3.14 - Влияние температуры отпуска стали 09Г2С на площадь поверхности излома и относительное сужение.

Одной из оцениваемых характеристик излома является площадь поверхности излома $F_{\text{изл}}$, которая состоит из площади зон: центральной $F_{\text{с}}$, радиальной F_{r} и губ среза F_{λ} . Корреляция зависимости сужения и площади излома от температуры отпуска приведена на рис.3.14.

Для цилиндрических образцов при одноосном растяжении характерен так называемый «чашечный» характер разрушения — типичная картина для вязких материалов [81, 82]. Такой излом представляет собой совокупность зон с различным макрорельефом: центральной волокнистой области (Ц), примыкающей к ней радиальной зоне (Р) с крупными очаговыми трещинами, а также периферийных «губ среза» (ГС, зона долома) [83]. Разнообразие размеров и морфологии этих областей связано со сложным напряжённым состоянием в шейке: зарождение главной трещины происходит в центре шейки под действием максимальных растягивающих напряжений (зона Ц), её дальнейшее распространение идёт в условиях трёхосного напряжённого состояния (зоны Ц+Р), тогда как у поверхности реализуются интенсивное

пластическое течение и долом при близком к плосконапряжённому состоянию (зона ГС).

Фрактографический анализ изломов после растяжения показал, что во всех исследованных структурно-фазовых состояниях сталь 09Г2С разрушается по «чашечному» механизму (рис. 3.10). При этом вплоть до температур отпуска $T_{\text{отп}} = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ на поверхности разрушения уверенно выделяются лишь зоны Ц и ГС, причём их линейные размеры заметно не меняются (рис. 3.15, а–б).

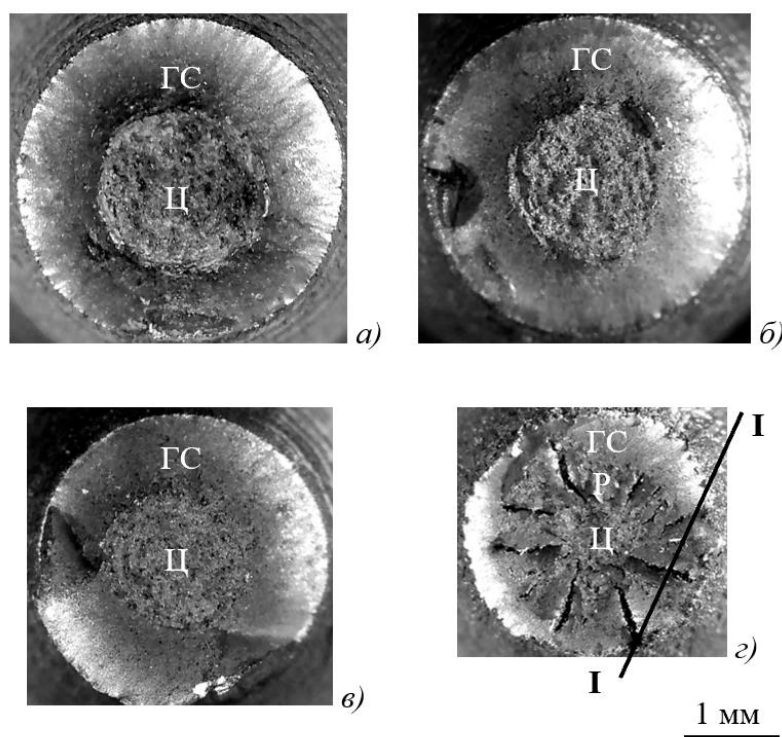


Рисунок 3.15 - Изломы образцов стали 09Г2С после растяжения (оптическая металлография): а) закаленное состояние б) $T_{\text{отп}} = 250^{\circ}\text{C}$; в) $T_{\text{отп}} = 450^{\circ}\text{C}$; г) $T_{\text{отп}} = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$

Относительно высокий уровень пластичности стали 09Г2С даже после закалки обусловлен реечной субструктурой мартенсита с протяжёнными малоугловыми границами. Поскольку такие границы практически не создают далекодействующих полей напряжений, они выступают «мягкими»

препятствиями для скольжения, то есть слабо тормозят движение дислокаций. В то же время вклад иных компонентов упрочнения — дислокационного ($\Delta\sigma_d$) и дисперсионного ($\Delta\sigma_{д.у}$) — существенно ограничивает подвижность дислокаций и тем самым повышает уровень напряжения течения.

По данным фрактографии, у образцов в закалённом состоянии, а также после отпуска при $T_{отп} = 250$ °С (б) и 450 °С (в) фиксируются центральная зона и губы среза; при отпуске до $T_{отп} = 650$ °С в изломе проявляются все три характерные зоны (рис. 3.15, г). Радиальная область R, занимающая более половины площади центральной части излома, имеет смешанный микрорельеф: крупные очаговые (радиальные) трещины длиной порядка 0,5–0,8 мм ориентированы почти перпендикулярно оси растяжения, между ними прослеживаются участки вязкого (ямочного) разрушения (рис. 3.15). Появление радиальных трещин связано с действием тангенциальных напряжений, возникающих при интенсивном пластическом течении вследствие нарастания сдвиговых компонентов деформации [28].

При изменении температуры отпуска изменяются и геометрические характеристики этих зон (табл. 3.4). Так, при переходе от высокопрочного и мало пластичного состояния к более вязкому площадь центральной зоны $F_{ц}$ уменьшается с 9,2 до 1,1 мм², площадь $F_{гс}$ зоны губ среза с 7,8 до 2,7 мм².

Таблица 3.4 - Геометрические параметры изломов образцов стали 09Г2С

Образец	ЦЗ, мм	$F_{ц}$, мм ²	ГС, мм	$F_{гс}$, мм ²	$F_{общ}$, мм ²
1	1,7	2,5	0,8	6,6	9,19
2	1,6	2,3	0,83	6,8	9,19
3	1,3	1,6	0,71	5,1	7,07
4	0,6	0,4	0,32	2,4	5,73

Анализ РЭМ-изображений зон излома дает более четкую картину поверхности разрушения металла, образовавшейся после прохождения

магистральной трещины. Изломы образцов после закалки и после отпуска при $T = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ приведены на рис. 3.16 а, б.

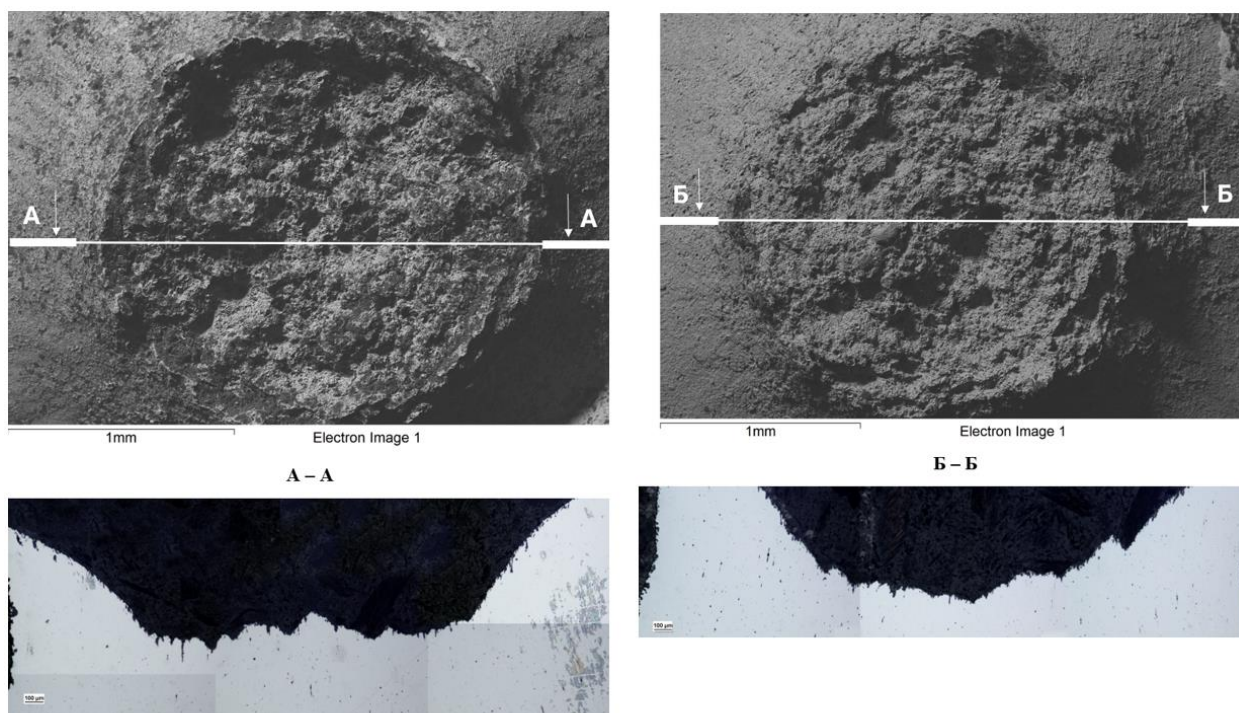


Рисунок 3.16 - Поверхности разрушения (а, б) и ее профили по трассам А-А и Б-Б (в, г) образцов стали 09Г2С после закалки (а, в) и отпуска при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б, г).

Принято считать [83], что центральная зона L_c , имеет вязкий характер излома, в связи с одноосным напряженным состоянием. Микрорельеф центральной зоны разрушения ($L_{ц}$) представлен на рис. 3.17.

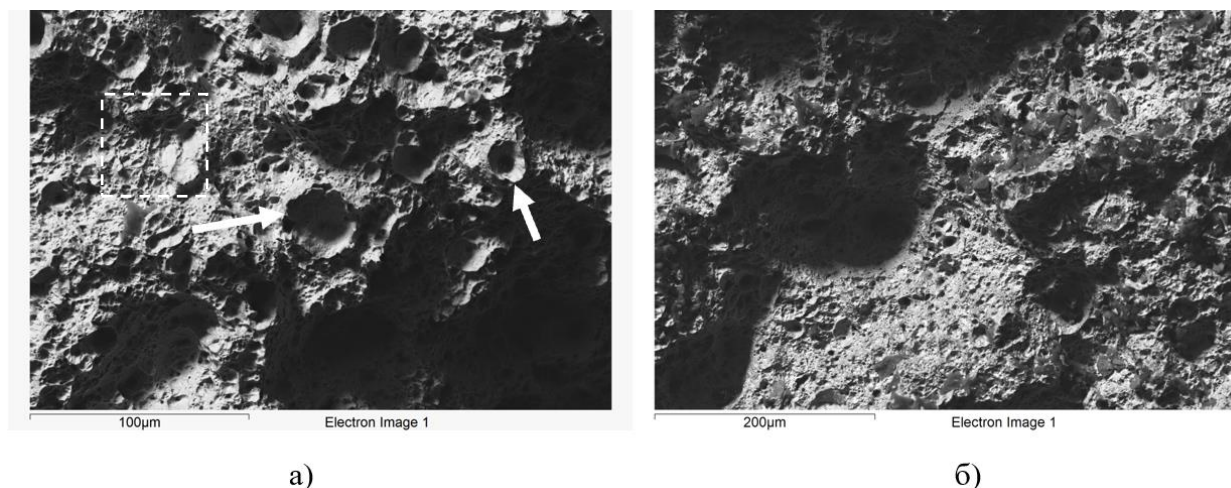


Рисунок 3.17 - Микрорельеф центральной зоны $L_{ц}$ в изломе образцов стали 09Г2С: а) закаленное состояние; б) отпуск при 250°C, РЭМ.

В центральной зоне присутствуют глубокие очаговые трещины вытянутой или неправильной формы, расположенные перпендикулярно к поверхности излома, возникшие еще до образования магистральной трещины, вероятно, в конце равномерной стадии в связи с невозможностью релаксировать напряжения по другим механизмам. Также присутствуют крупные округлые ямки (рис. 3.17↑ а, б), диаметром порядка 10...20 мкм с частицами вторых фаз на дне. В процессе растяжения образца граница раздела фаз металл – карбид служит концентратором напряжений и стоком для вакансий и дислокаций. Преимущественно темный контраст мелких ямок связан с их значительной глубиной, которая как правило, больше их диаметра. Наблюдаются также области скола (рис. 3.12, а ---), которые, очевидно, связаны с прохождением магистральной трещины вдоль границ пакетного мартенсита ориентированного вдоль распространения МТр.

Анализ микрорельефа профилей центральной зоны излома более информативен, так как имеется возможность оценить угол раскрытия очаговых трещин. Большая часть очаговых трещин при растяжении образцов, подвергшихся закалке и отпуску 250 °С, имеет угол раскрытия близкий у 90°. Данный угол характерен для плоскости скола (100) в ОЦК металлах при хрупком разрушении. Помимо хрупких очаговых трещин,

раскрытых под прямым углом, в микрорельефе излома присутствуют некоторое количество трещин, имеющих угол раскрытия $< 45^\circ$, которые присущи вязкому излому.

Микрорельеф поверхности излома для образца, подвергнутому отпуску при температуре $450\text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 3.18), характеризуется большим количеством гребней очаговых трещин, расположенных перпендикулярно распространению магистральной трещины, по-видимому, образовавшийся в результате пластической деформации и разрушения перемычек между другими элементами излома.

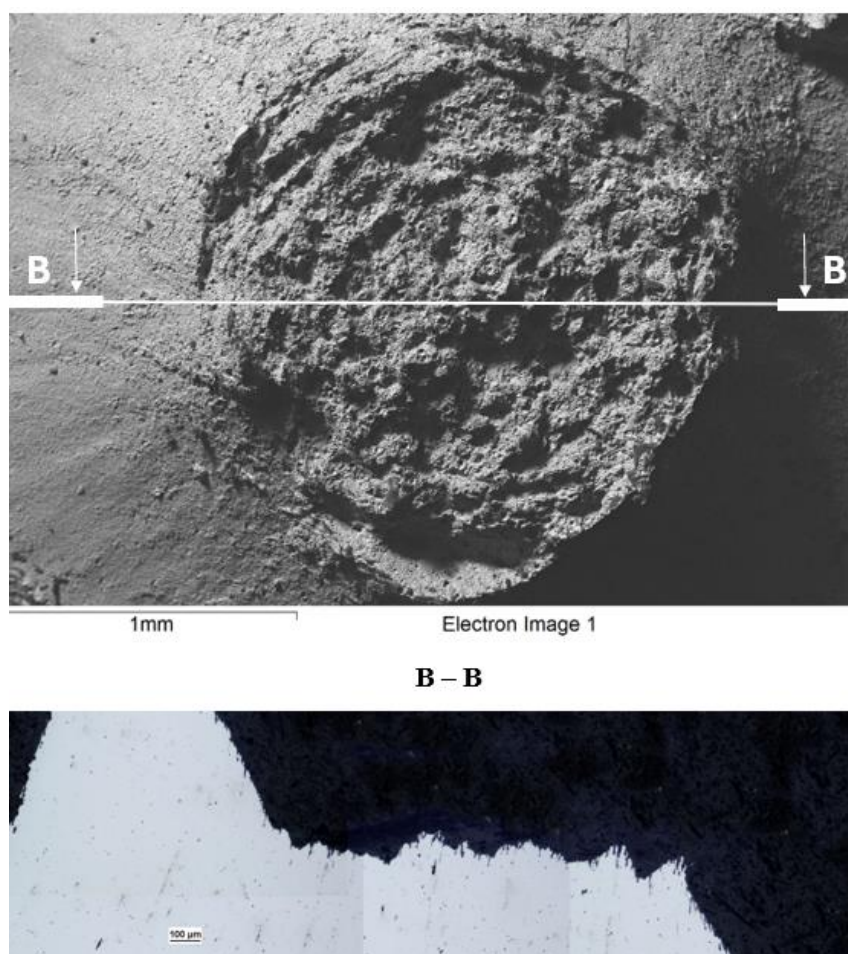


Рисунок 3.18 - Поверхность разрушения (РЭМ) (а) и ее профиль по трассе В-В (б) образца стали 09Г2С после закалки и отпуска при $450\text{ }^\circ\text{C}$, РЭМ.

На изображении профиля излома (рис. 3.18. сеч. В – В), так же наблюдается большое количество очаговых трещин с углом раскрытия

близким к 90° , однако, поверхность всей центральной части излома имеет характерный волокнистый рельеф, близкий к рельефу губ среза, который образовался в результате пластического течения, а именно слияния пор и вытягивания их в процессе растяжения.

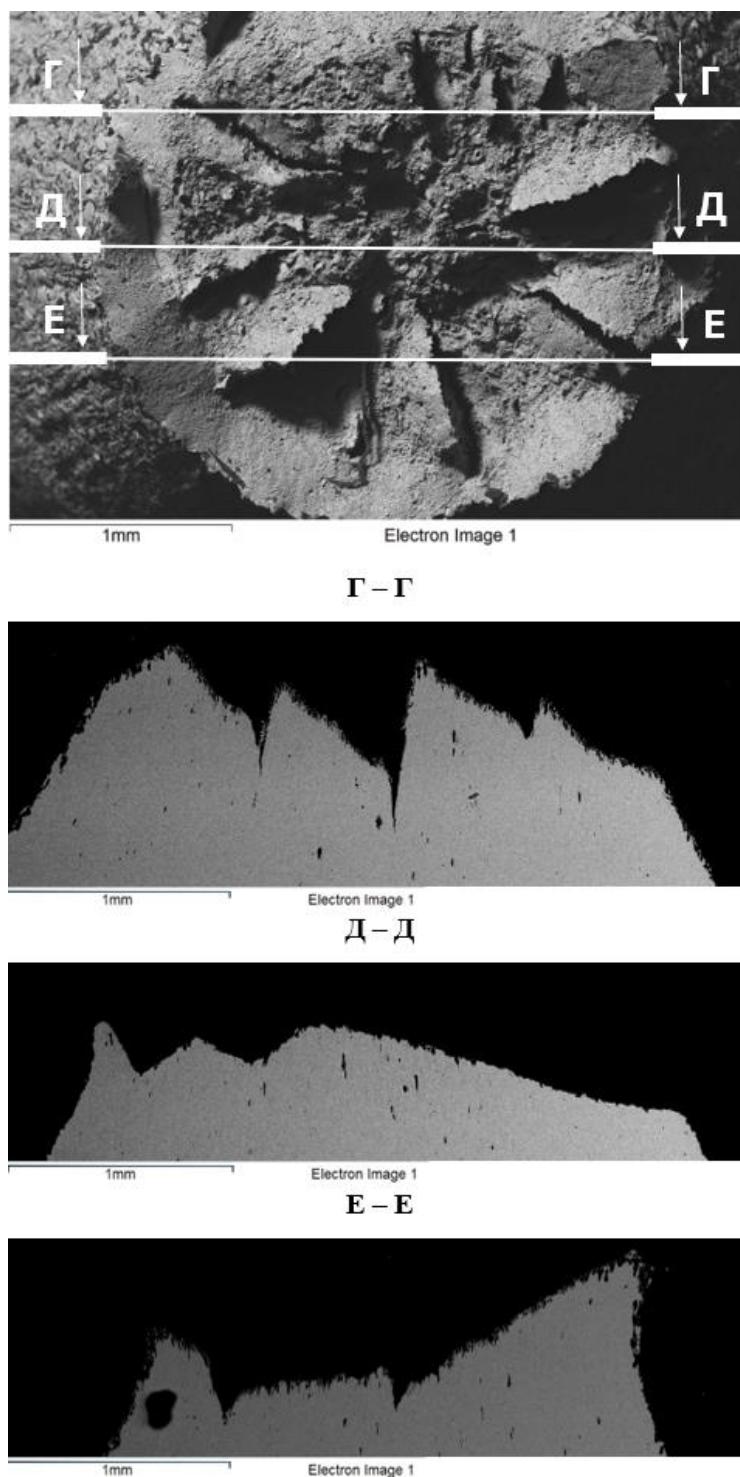


Рисунок 3.19 - Поверхность разрушения (а) и ее профили (б, в, г) образца стали 09Г2С после закалки и отпуска при 650°C , РЭМ.

Значительное уменьшение центральной зоны L_c , и появление радиальной зоны наблюдается у образцов стали 09Г2С, подвергшихся закалке с высоким отпуском при температуре 650°C (рис. 3.19).

На рис. 3.19 приведены профили излома образца, подвергнутому высокому отпуску, через центральное сечение (Д – Д), и через радиальную зону (Г – Г, Е – Е), на которых виден развитый «волокнуистый» рельеф, развивающийся в процессе активного пластического течения в результате слияния микропустот.

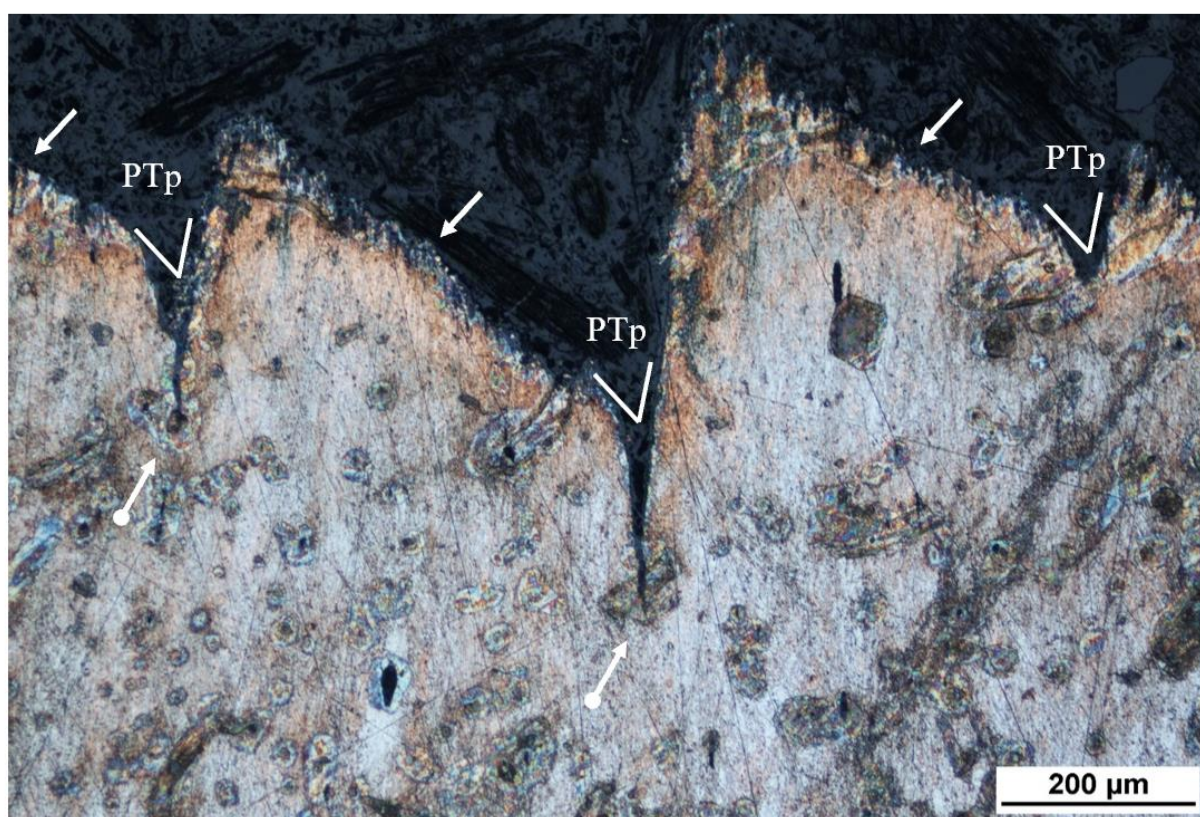


Рисунок 3.20 - Микроструктура стали 09Г2С после закалки и отпуска при 650°C в радиальной зоне излома с вытравливанием зон ОПД (профиль излома по сечению Д-Д на рис. 3.19).

Более детальное изучение морфологии и микрорельефа по профилю Д–Д в радиальной зоне излома (рис. 3.20) показывает, что очаговые радиальные трещины (РТр) обладают всеми признаками вязкого механизма разрушения, о чём свидетельствует следующее.

1) Зарождение и развитие РТр протекают на фоне крайне интенсивной пластической текучести в прилегающих объёмах материала ($\uparrow$ на рис. 3.20). В приповерхностной области отчётливо выделяются два по-разному травящихся подслоя: поверхностный, более тёмный, толщиной ~15–20 мкм — представляет собой сеть мелких микротрещин, вытянутых вдоль полос скольжения; ниже располагается слой толщиной ~60–80 мкм с высокой плотностью пор, которые при данном разрешении не разрешаются индивидуально, но формируют более светлый контраст.

2) Раскрытие трещины происходит за счёт разворота её стенок: одна стенка остаётся практически фиксированной (или смещается незначительно), тогда как противоположная поворачивается под действием тангенциальных напряжений в плоскости, перпендикулярной оси растяжения ($\angle$ на рис. 3.20). Подобная кинематика расщеплений ранее наблюдалась на изломах высоковязкой стали типа 05Г2МФБ при испытаниях на ударный изгиб [85].

3) Продвижение РТр в глубину сопряжено с формированием у её вершины локальной области пластической деформации (ОПД); по мере наращивания длины трещины зона ОПД расширяется, что в итоге приводит к замедлению и остановке её роста ($\uparrow$ на рис. 3.20).

В изломе образца стали 09Г2С в низкоотпущенном малопластичном состоянии наблюдается смешанное разрушение: в радиальной зоне видны участки как хрупкого рельефа, в котором доминирующим элементом являются фасетки скола (рис. 3.21, а), так и вязкого ямочного разрушения (рис. 3.21, б).

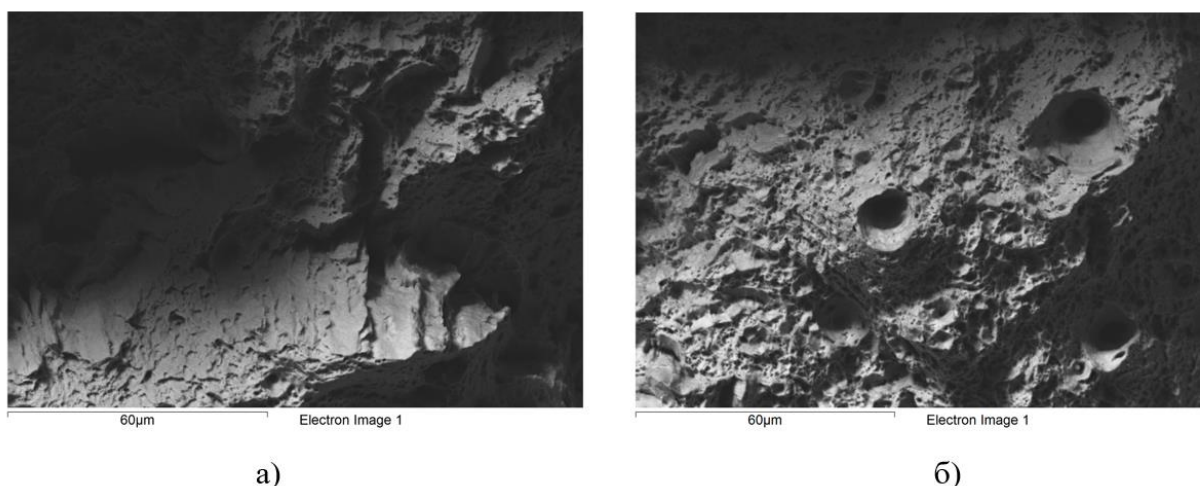


Рисунок 3.21 - Микрорельеф радиальной зоны (РЗ) в изломе образца после закалки и отпуска при 250°C: а) – фасетки скола; б) – ямки

Хрупкое разрушение происходит путём образования и распространения трещины при низких номинальных напряжениях, причём рост трещины на определённой стадии становится неуправляемым, то есть запасённой упругой энергии достаточно и для образования новых поверхностей, и для пластической деформации прилегающих объёмов. Таким образом, хрупкое разрушение можно представить, как последовательный разрыв сил межатомного взаимодействия по плоскости, перпендикулярной действующему нормальному напряжению. Также в радиальной зоне обнаруживаются элементы вязкого излома (рис. 3.21, б), для которого характерно наличие участков с развитым микрорельефом (ямками и гребнями), который возник при слиянии микропор и пустот. Помимо плоскостей скола (фасеток скола) можно идентифицировать и другие детали, типичные для скола.

На рис. 3.21 (а) различимы ручьиистые узоры, представляющие собой ступеньки между различными локальными фасетками скола одной и той же общей плоскости скола.

Анализ зависимости глубины вторичных очаговых трещин от их угла раскрытия показал (рис. 3.22), что при повышении температуры отпуска, а, соответственно и пластичности уменьшается их угол раскрытия с 70-90° при

низком отпуске до 20-40° при высоком. При вязком разрушении в результате сильной пластической деформации на равномерной стадии велика концентрация вакансий, которые впоследствии объединяются в поры и имеют не высокий ($<45^\circ$) угол раскрытия. При хрупком же разрушении образуется достаточное количество очаговых трещин, при котором магистральная трещина рушит перемычки между ними по наименее плотно упакованным плоскостям скольжения семейства (100), вследствие чего образуются углы близкие к 90° .

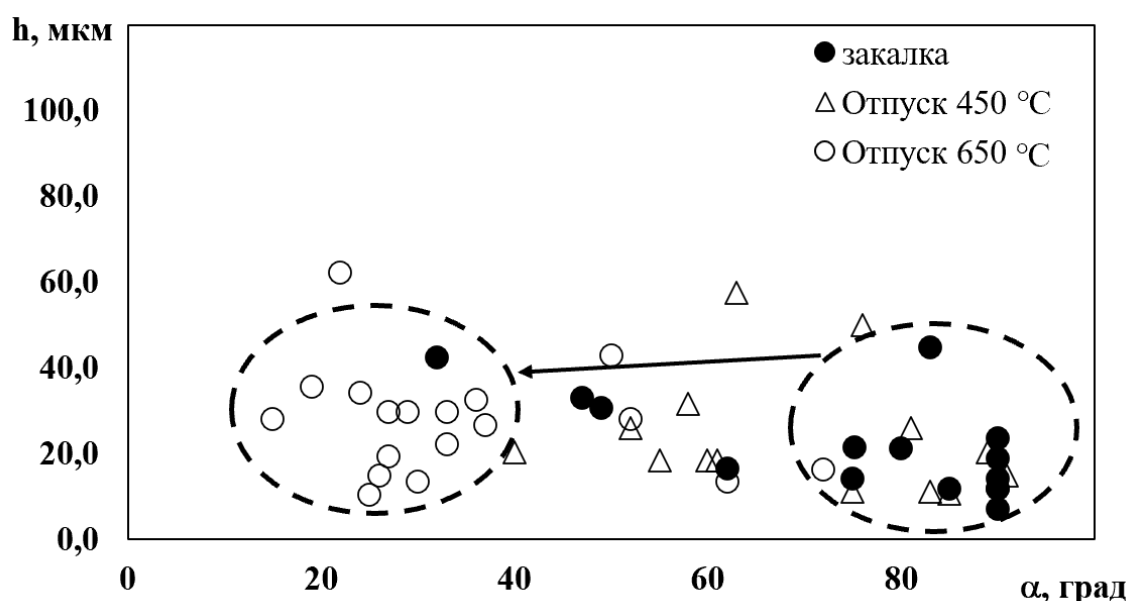


Рисунок 3.22 - Соотношение глубины h очаговых трещин от угла раскрытия образцов стали 09Г2С в закалённом и отпущенном состоянии.

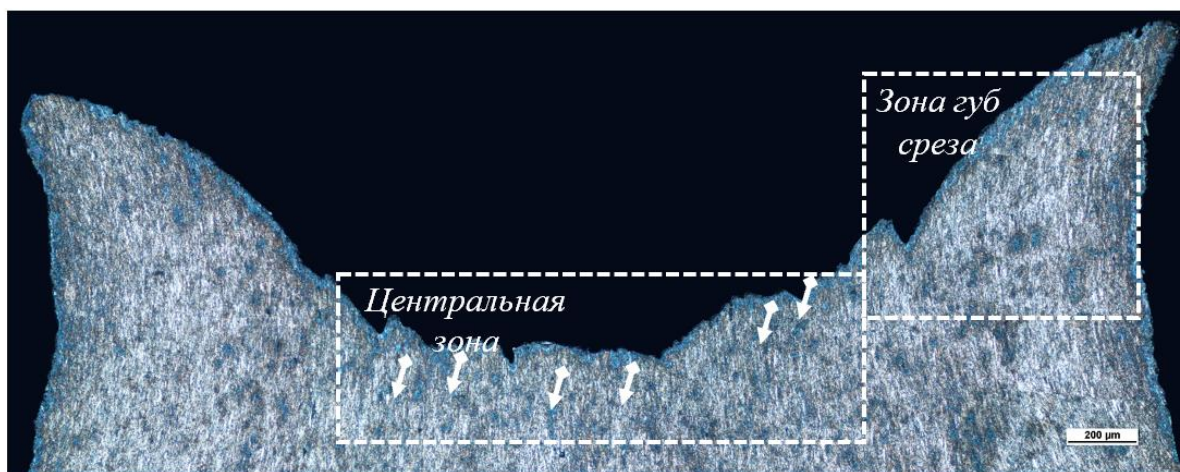
Увеличение глубины очаговых трещин с $h_{cp} \sim 21,5$ при закалке до $h_{cp} \sim 27,0$ мкм при высоком отпуске, по всей видимости связано с более продолжительной сосредоточенной стадией деформации. В то время как в более прочных и менее пластичных образцах разрушение металла происходит вследствие движения магистральной трещины вдоль перемычек между очаговыми трещинами, в высокопластичном состоянии вместо разрушения продолжается пластическое течение, и, соответственно, подвод

вакансий к уже образовавшимся микропустотам, что приводит к их увеличению и коалесценции.

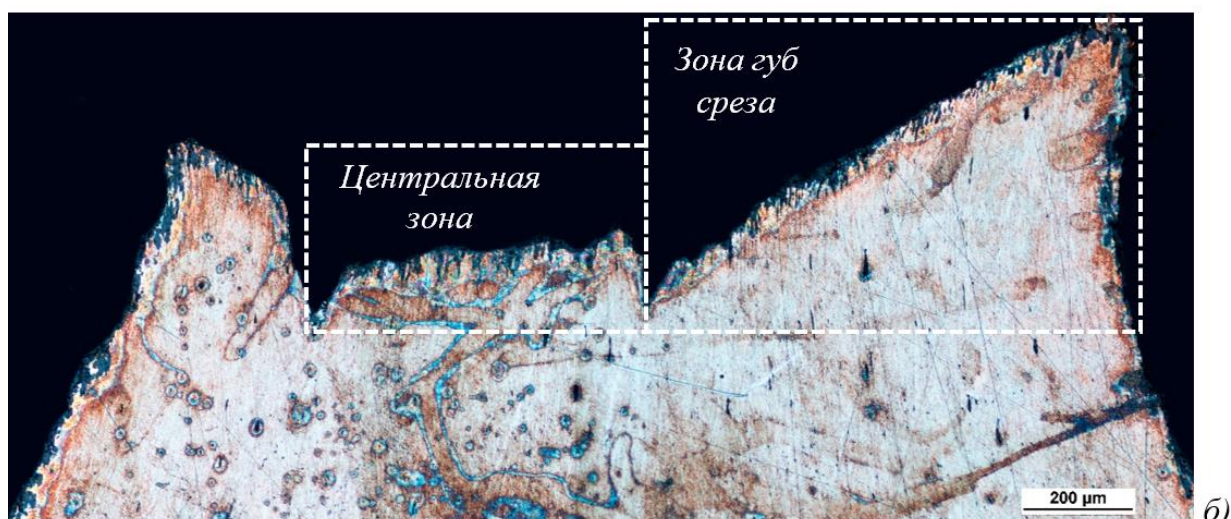
Метод травления профилей изломов с помощью раствора хлористой меди, путем осаждения атомов меди на дефектах (поверхностях трещин и концентраторов напряжений) позволил увидеть зоны деформации. Проанализировав профили излома образцов при переходе от хрупкого (рис. 3.23, а) к вязкому состоянию (рис. 3.23, б), выявлено неоднородное травление различных зон деформации. Так, зона излома при закалке имеет более тонкий вид, нежели при отпуске от температуры 650 °С, где отчетливо видно неоднородное вытравливание.

В отличие от высокопрочного закаленного состояния, в высокоотпущенном образце происходит вытравливание не отдельных дефектов, а целых зон, что говорит о интенсивности пластической деформации и высокой плотности дефектов, из чего следует неравномерное травление.

Разная интенсивность накопления дефектов при растяжении образцов стали 09Г2С в закаленном и высокоотпущенном состояниях, наблюдаемая на кривых растяжения в виде разных по продолжительности и модулю упрочнения стадий (периодов), отражается в формировании разного рельефа разрушения в изломах (рис. 3.16-3.19). Зарождающаяся в центре шейки магистральная трещина является вязкой, имеет существенную ОПД, в которой формируется более высокая плотность несплошностей, чем в объеме образца. ОПД магистральной трещины для закаленного образца толщина приповерхностного слоя невелика и составляет ~ 20-40 мкм, тогда как повышение пластичности после высокого отпуска приводит к увеличению толщины слоя до ~ 80 мкм (рис. 3.23).



а)



б)

Рисунок 3.23 - Микроструктура на профилях изломов образцов стали 09Г2С: а) – закаленное состояние; б) отпуск при 650 °С;

Кроме того, после отпуска трансформируется и морфология приповерхностных очаговых трещин (ОТр). В высокопрочном состоянии хрупкая составляющая проявляется в центральной части излома в виде рельефа с редкими неглубокими ОТр; характерный угол раскрытия $\alpha \approx 90^\circ$ указывает на их происхождение посредством скола по плоскостям $\{100\}$ [86, 87] в области пластической деформации (ОПД) у вершины растущей магистральной трещины (рис. 3.23, а). При формировании высокопластичного состояния число приповерхностных ОТр возрастает, их глубина увеличивается, а угол раскрытия уменьшается (рис. 3.23, б). Это

свидетельствует о вязком механизме разрушения ОТр в центральной зоне и радиальных трещин (РТр) в радиальной зоне. Аналогичная картина рельефа наблюдается и в области губ среза.

Существенные различия по количеству и морфологии несплошностей между закалённым и высокоотпущенным состояниями стали 09Г2С фиксируются не только в приповерхностных слоях, но и в объёме. В закалённом состоянии высокая, практически равномерная плотность дефектов в зонах Ц и ГС формируется суммарным вкладом закалочных дефектов (дислокаций и границ рек), пор, возникающих при разрушении неметаллических включений, и микротрещин, появляющихся в ходе растяжения (рис. 3.23, а). Отсутствие, либо крайне малая ОПД вокруг большинства микротрещин позволяет заключить, что такие концентраторы напряжений не обеспечивают высокой пластичности при растяжении.

Отпуск при $T_{отп} = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$, снижая плотность дислокаций, приводит к более неоднородному распределению пор в шейке: в центральной области их больше (особенно крупных), чем в зоне губ среза (рис. 3.23, б). Наряду с множеством мелких пор, проявляющихся при травлении как светло-коричневые фрагменты, отчётливо видны более крупные полости, формирующиеся в очагах разрушения скоагулировавших карбидов и частиц неметаллических включений. Сферичность этих пор не усиливает локальные напряжения, что обуславливает низкий модуль упрочнения $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$ на периоде II сосредоточенной стадии деформации и способствует повышению пластичности.

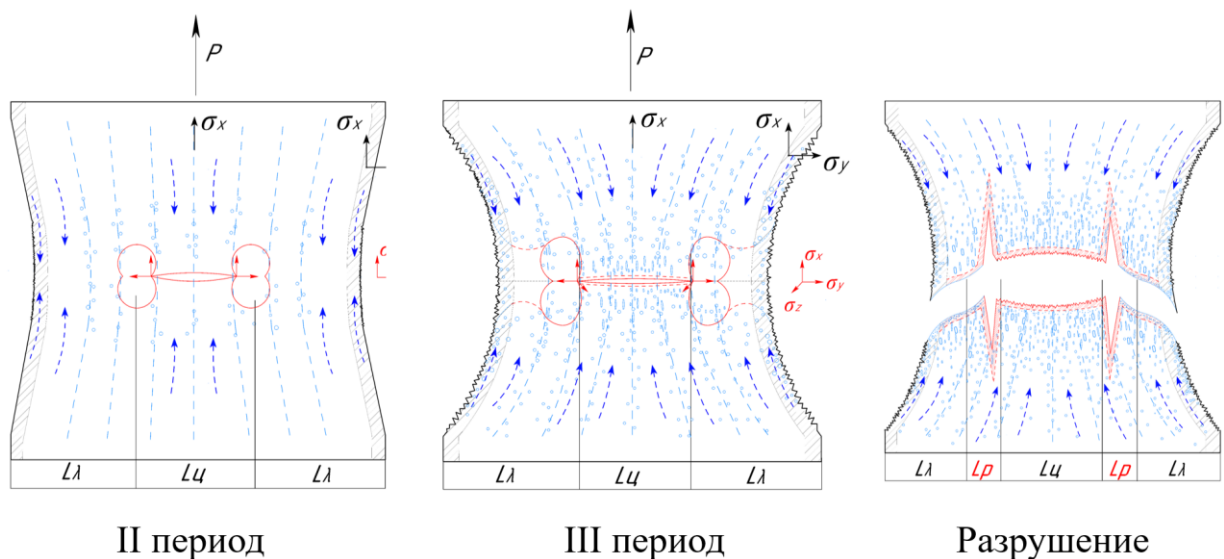


Рис 3.24 Схема образования чашечного излома при одноосном растяжении

Таким образом, механизм чашечного излома можно представить следующим образом:

Период I — локализация деформации и зарождение несплошностей. В процессе утяжки образца формируется шейка. На фоне нарастающего трёхосного растяжения в её центре формируются несплошности (очаговые трещины и поры), преимущественно по полосам скольжения. Этот этап сопровождается интенсивным пластическим течением материала.

Период II — коалесценция очагов и формирование магистральной трещины. Наряду с ростом шейки, происходит образование магистральной трещины. Её рост разрушает перемычки между несплошностями, а продолжающееся активное пластическое течение в зоне шейки способствует появлению новых несплошностей.

Период III — приближение пластической зоны к поверхности и вязкий долом. Область пластической деформации (ОПД) у вершины магистральной трещины расширяется и смещается к поверхности образца. Наиболее благоприятные условия для дислокационного скольжения в приповерхностных слоях приводят к формированию вязкого рельефа разрушения («губ среза»). Дальнейшее распространение магистральной

трещины протекает вдоль границ ОПД до выхода на поверхность и окончательного разделения образца по типу «чашечно-конусного» излома.

Таким образом, исследование стали 09Г2С после термической обработки и последующего анализа изломов при растяжении позволило выявить тесную взаимосвязь между температурой отпуска, структурно-фазовым состоянием и механизмом разрушения материала.

Установлено, что характер разрушения стали 09Г2С изменяется от преимущественно хрупкого в закалённом состоянии к вязко-хрупкому и далее к вязкому при повышении температуры отпуска до 650 °С. Это подтверждается изменением морфологии изломов: от плоской поверхности с очагами скола до развитого волокнистого рельефа с признаками пластической деформации.

В закалённом и низкоотпущенном состояниях (до 450 °С) изломы характеризуются выраженной центральной зоной и зоной губ среза, при этом радиальная зона отсутствует или слабо выражена. При высоком отпуске (650 °С) формируется полноценный «чашечный» излом с тремя зонами: центральной, радиальной и губ среза, что указывает на высокий уровень пластичности и вязкий механизм разрушения.

Морфология очаговых трещин в центральной и радиальной зонах излома чётко коррелирует с температурой отпуска: в закалённом состоянии преобладают трещины с углом раскрытия $\sim 90^\circ$, характерные для хрупкого разрушения по плоскостям $\{100\}$ в ОЦК решётке; при высоком отпуске — преобладают трещины с углом раскрытия $< 45^\circ$, типичные для вязкого разрушения через коалесценцию микропор.

Глубина очаговых трещин возрастает с повышением температуры отпуска (от $\sim 21,5$ мкм до $\sim 27,0$ мкм), что связано с увеличением продолжительности сосредоточенной стадии деформации и накоплением вакансий, способствующих росту пор и их слиянию.

Методика травления профилей изломов позволила визуализировать зоны пластической деформации (ОПД), формирующиеся вблизи

магистральной трещины. Толщина ОПД увеличивается с ростом температуры отпуска: от ~20–40 мкм в закалённом состоянии до ~80 мкм при 650 °С, что подтверждает рост пластичности и снижение плотности дислокаций.

Анализ микроструктуры изломов показал, что в высокопрочных состояниях разрушение происходит преимущественно по границам пакетного мартенсита, в то время как при высоком отпуске — через пластическую деформацию и слияние пор, инициированных на неметаллических включениях и карбидных частицах.

Геометрические параметры зон излома (площадь центральной зоны, радиальной зоны и губ среза) демонстрируют чёткую зависимость от структурного состояния. При переходе от закалки к высокому отпуску площадь центральной зоны уменьшается (с 9,2 до 1,1 мм²), а площадь радиальной зоны возрастает, что отражает переход от хрупкого к вязкому разрушению.

3.4 Выводы по главе 3

1. 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.

2. Показано, что эффект дисперсионного твердения, возникающий в следствие отпуска стали 09Г2С при $t_{отп} = 250$ °С, требует определенного уровня пластичности, не меньше $\delta = 14,0$ %, $\psi = 68$ %, а возникновений при более высоких температурах отпуска ($t_{отп} \geq 450^\circ\text{C}$) эффект закалочного (деформационного) старения, проявляющегося на кривых растяжения в виде зуба и площадки текучести, требует повышенной пластичности металла, порядка $\delta = 16,0$ %, $\psi = 75$ % при $t_{отп} = 450$ °С, $\delta = 24,0$ %, $\psi = 80$ % при $t_{отп} = 650$ °С, и $\delta = 32,0$ %, $\psi = 80$ % при нормализации.

3. Выявлены пластические ($\delta_l, \delta_{ст}$) и градиентные ($\Delta\sigma/\Delta\delta$) параметры на равномерной стадии растяжения, которые позволяют отследить переход от высокопрочного состояния к пластичному. Анализ кривых растяжения в условных координатах позволил заключить, что равномерная стадия растяжения несмотря на свою небольшую величину ($\delta_p \sim 3,2-8,9$ %) весьма чувствительна к разупрочнению при отпуске: протяженность линейного периода (δ_l) равномерной стадии увеличивается с 0,4% в закаленных образцах до 2,5% в образцах, подвергшихся нормализации. Значения модуля упрочнения ($\Delta\sigma/\Delta\delta$) от высокопрочного к высокопластичному состоянию уменьшаются более чем в 4 раза от 163 до 38 МПа/% соответственно. Протяженность степенного периода увеличивается с 3 до 12,9 %, одновременно с увеличением показателя степени n от 0,04 до 0,22.

4. Выявлено, что сосредоточенная стадия, на которой происходит одновременно пластическое течение с образованием трещины является не менее информативной. Объективным критерием трещиностойкости стали является модуль упрочнения $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$ на II периоде сосредоточенной стадии растяжения, величина которого отражает пластическое течение образца с трещиной и коррелирует со структурно-фазовым состоянием металла. Так, модуль упрочнения в закаленном состоянии стали 09Г2С составляет 41 МПа/%, в то время как в образцах подвергшимся высокому отпуску $t_{отп} = 650$ °С и нормализации при 900 °С уже 16 и 11 МПа/% соответственно.

5. Фрактографическое исследование показало, что вплоть до $t_{отп} = 450$ °С 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 $\sim 0,5-0,8$ мм имеет черты вязкого разрушения.

6. Морфология очаговых трещин в центральной и радиальной зонах излома чётко коррелирует с температурой отпуска: в закалённом состоянии преобладают трещины с углом раскрытия $\sim 90^\circ$, характерные для хрупкого разрушения по плоскостям $\{100\}$ в ОЦК решётке; при высоком отпуске — преобладают трещины с углом раскрытия $< 45^\circ$, типичные для вязкого разрушения через коалесценцию микропор. Глубина очаговых трещин возрастает с повышением температуры отпуска (от $\sim 21,5$ мкм до $\sim 27,0$ мкм), что связано с увеличением продолжительности сосредоточенной стадии деформации и накоплением вакансий, способствующих росту пор и их слиянию.

ГЛАВА 4 ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ОБРАЗЦОВ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

4.1. Стадии разупрочнения при изотермическом отпуске

Для формирования требуемого комплекса эксплуатационных свойств широкая номенклатура изделий из конструкционных сталей подвергается термоулучшению — закалке с последующим отпуском по заданным температурно-временным режимам ($t_{\text{отп}}$, $\tau_{\text{отп}}$). При выборе параметров отпуска целесообразно использовать термокинетический подход, в рамках которого взаимосвязь температуры $t_{\text{отп}}$ (в К) и длительности $\tau_{\text{отп}}$ (в ч) выражают через применяемый в гл. 3 параметр разупрочнения при отпуске $R_{\text{отп}}$:

$$R_{\text{отп}} = t_{\text{отп}} \cdot (C + \lg \tau_{\text{отп}}) \cdot 10^{-3},$$

где $t_{\text{отп}}$ — температура отпуска [К], $\tau_{\text{отп}}$ — продолжительность отпуска [ч],
 C — коэффициент, зависящий от содержания углерода и предварительной обработки. При этом границы и параметры стадий отпуска корректно определять не только по изменениям физических величин (тепловое расширение, теплоёмкость и др.), но и по эволюции прочностных характеристик (твёрдость, $\sigma_{0.2}$, σ_B), что более практично для производителей и потребителей стальных изделий.

Отпуск мартенсита представляет собой сопряжённую эволюцию дефектной структуры матрицы и карбидных превращений: из пересыщенного по С и легирующим элементам α -твёрдого раствора, сформированного при закалке из аустенита, выделяются цементит M_3C и специальные карбиды. На всех стадиях отпуска перестройка матрицы контролируется кинетикой и морфологией частиц выделяющихся карбидных фаз. В легированных сталях специальные карбиды эффективно закрепляют внутрирешечные дислокации, которые ранее служили подложками для

зарождения цементита. Поскольку их интенсивное образование соответствует среднему отпуску — $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ при 400-450°C, Mo_2C и VC при 500-550°C — разупрочнение замедляется и температурно-временной интервал II стадии смещается в область более высоких параметров $R_{\text{отп}}$ [77,88].

В зависимости от назначения стали заключительной операцией термообработки выбирают нагрев либо в область среднего отпуска (получение повышенной прочности при удовлетворительной вязко-пластичности), либо в область III стадии ($t_{\text{отп}} \geq 600^\circ\text{C}$), что обеспечивает оптимальную конструкционную прочность изделия [77, 89, 90].

После отпуска в течение $\tau_{\text{отп}} > 2$ мин при температуре 650 °C сталь 38Г2Ф находится в высокопрочном состоянии, характеризующееся следующими механическими свойствами: предел текучести $\sigma_{0,2} = 1630$ МПа, временное сопротивление разрыву $\sigma_{\text{в}} = 1770$ МПа, отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}} = 0,92$, относительное удлинение $\delta = 9\%$ и относительное сужение $\psi = 50\%$. Анализ зависимости прочностных характеристик от продолжительности выдержки при температуре 650 °C позволяет выделить две последовательные стадии разупрочнения при отпуске (рис. 4.1).

Снижение прочности в интервале $\tau_{\text{отп}} = 2\text{--}8$ мин соответствует второй стадии отпуска. Это подтверждается значением параметра разупрочнения $R_{\text{отп}} = 4,17\text{--}4,73$, характерным для среднего отпуска, проводимого при температуре 550 °C в течение 7–34 мин или при температуре 500 °C в течение 15–80 мин. В указанный временной интервал наблюдается интенсивное и практически линейное уменьшение прочностных характеристик со скоростью $\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{отп}} \approx 100$ МПа/мин. Параллельный ход кривых $\sigma_{0,2}/\tau_{\text{отп}}$ и $\sigma_{\text{в}}/\tau_{\text{отп}}$ указывает на то, что разупрочнение на данной стадии обусловлено преимущественно снижением плотности дислокаций $\rho_{\text{д}}$ (см. рис. 5.1), поскольку упрочнение на равномерной стадии пластической деформации при растяжении напрямую связано с накоплением дислокаций.

В переходном интервале ($\tau_{\text{отп}} = 8\text{--}64$ мин) темп снижения прочности замедляется, что свидетельствует о постепенной смене механизма

разупрочнения. На третьей стадии разупрочнения при отпуске ($\tau_{\text{отп}} \geq 64$ мин) процесс разупрочнения практически прекращается: скорость снижения прочности составляет всего $\sim 0,1$ МПа/мин. Даже после продолжительной выдержки в течение 3000 мин сталь сохраняет относительно высокий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 610$ МПа, $\sigma_B = 700$ МПа, при сохранении высокого отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,87$.

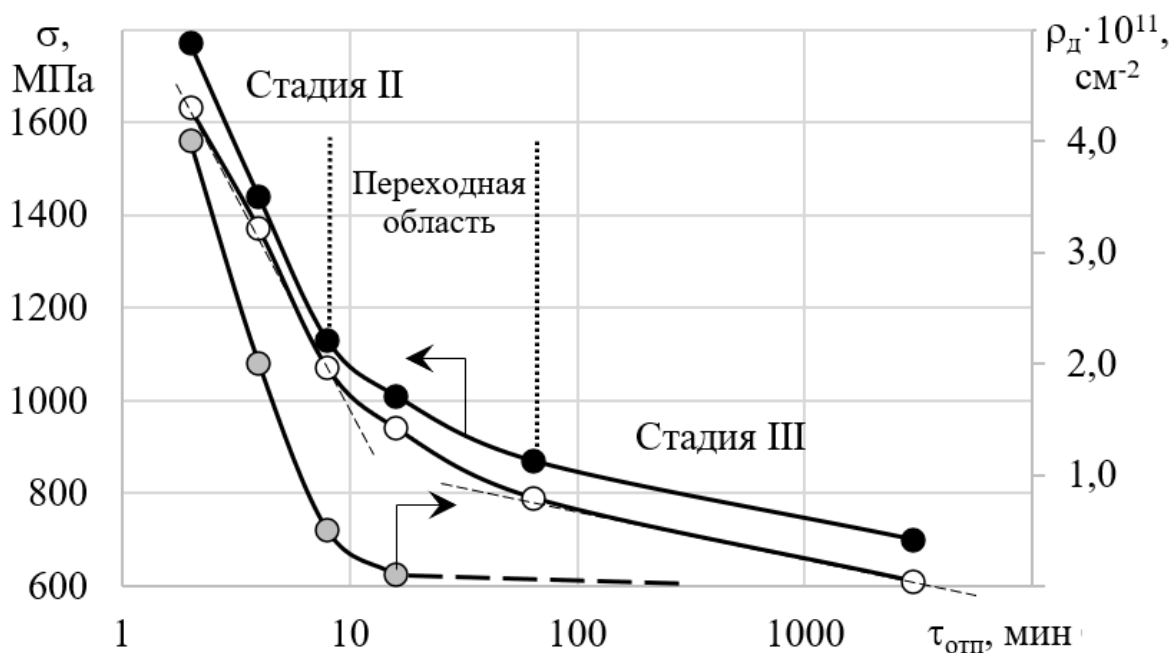


Рисунок 4.1 - Зависимость прочностных свойств и плотности дислокаций стали 38Г2Ф от продолжительности отпуска $\tau_{\text{отп}}$ при 650°C:

○ – предел текучести $\sigma_{0,2(t)}$, ● – временное сопротивление σ_B ,
 ◐ – плотность дислокаций ρ_d .

Таким образом, ключевое преимущество метода изотермического нагрева перед традиционным подходом, основанным на анализе серии образцов, подвергнутых отпуску при различном времени выдержки, заключается в возможности детального исследования протяжённых переходных процессов между отдельными стадиями структурно-фазовых превращений.

Термокинетический анализ отпуска стали 38Г2Ф выявил чёткую трёхстадийную последовательность превращений. Вторая стадия

соответствует среднему отпуску и сопровождается интенсивным снижением прочностных характеристик, тогда как третья стадия разупрочнения отражает процессы высокого отпуска, при которых наблюдается стабилизация микроструктуры и механических свойств. Использование параметра разупрочнения позволило объективно определить границы переходных интервалов и уточнить соответствующие температурно-временные условия.

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 °С) 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.

На третьей стадии разупрочнения ($\tau \geq 64$ мин) формируется субзеренная структура, 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 крайне низкой скоростью разупрочнения (~0,1 МПа/мин) и увеличением относительного удлинения (δ) и относительного сужения (ψ) [91, 92, 93].

4.2. Структурные изменения при отпуске

По данным ПЭМ и EBSD на II стадии разупрочнения при отпуске сохраняется унаследованная от мартенсита реечная структура (рис. 4.2, а, б, рис. 4.3, а).

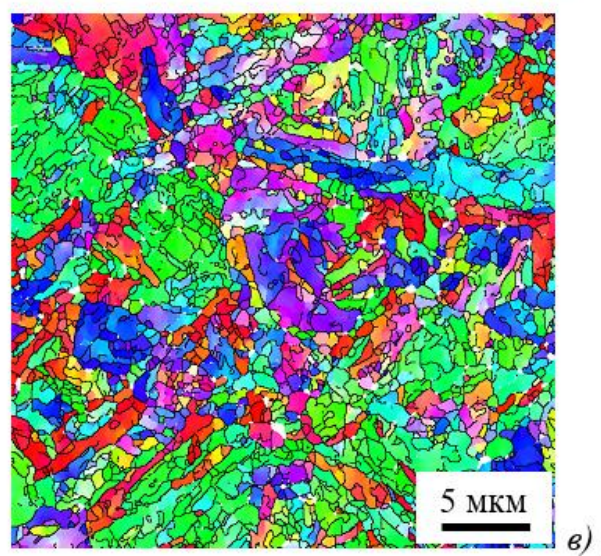
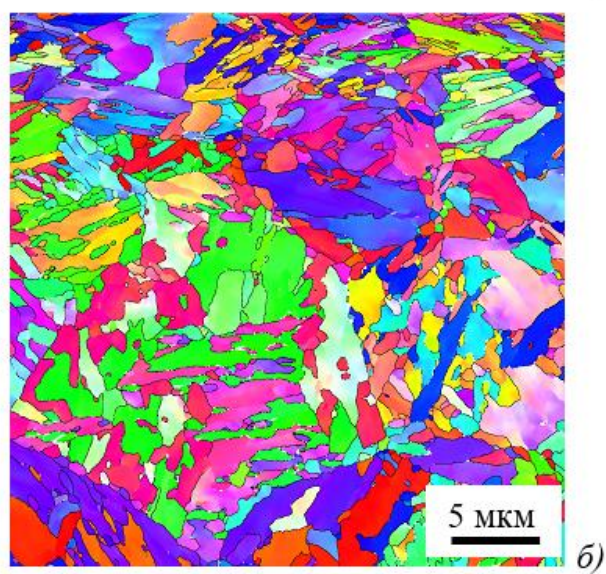
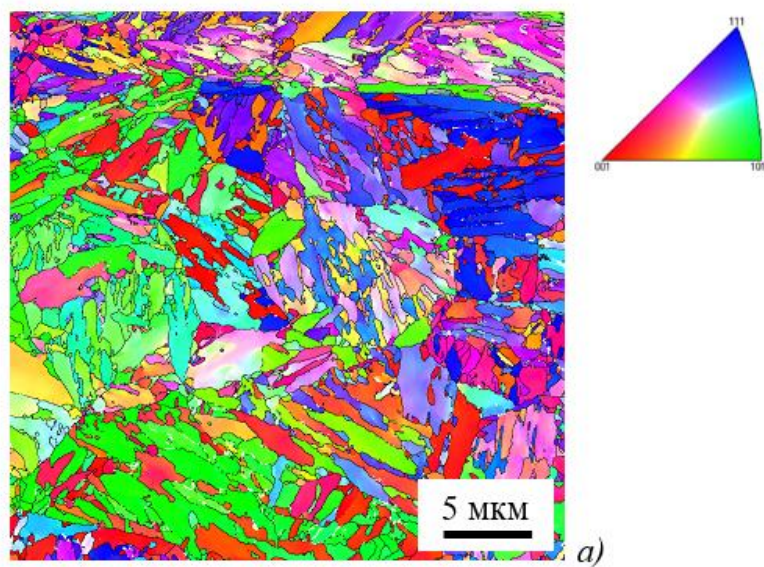


Рисунок 4.2 - Микроструктура образцов стали 38Г2Ф после закалки (а) и отпуска при 650°С в течение 64 мин (б) и 3000 мин. (в) в виде ориентационных карт, РЭМ.

При высокой плотности дислокаций, характерной для закалённого состояния, значительная доля малоугловых границ (МУГ) между дислокационными рейками не поддаётся разрешению на картах, полученных методом EBSD (рис. 4.3, а). В то же время анализ гистограмм распределения границ по углу разориентировки Θ (рис. 4.3, в) показывает, что после выдержки в течение 4 мин при 650 °С доля малоугловых границ, связанных с рейками, снижается до ~50 % по сравнению с ~70 % в исходном закалённом состоянии [15].

При этом количество высокоугловых границ, соответствующих межзеренным и межпакетным границам бывшего аустенита, остаётся практически неизменным. Аналогично стабильным оказывается и средний размер структурных элементов, составляющий $d_p \approx 0,65$ мкм (рис. 4.3, г), что свидетельствует об отсутствии значительного коагуляционного роста или рекристаллизации на данном этапе отпуска.

При определении размера кристаллитов методом EBSD используется подход, основанный на измерении площади кристаллитов на полированном шлифе без учёта их возможной вытянутости. Анализируемый участок образца содержит не менее 20 хаотично ориентированных бывших аустенитных зёрен, каждое из которых состоит из нескольких разориентированных пакетов, объединяющих дислокационные рейки [94]. Такая морфология структуры в сочетании с произвольной ориентацией зёрен позволяет свести к минимуму влияние анизотропии формы реек, что даёт основание интерпретировать полученное среднее значение размера структурных элементов d_p как характерную ширину реек.

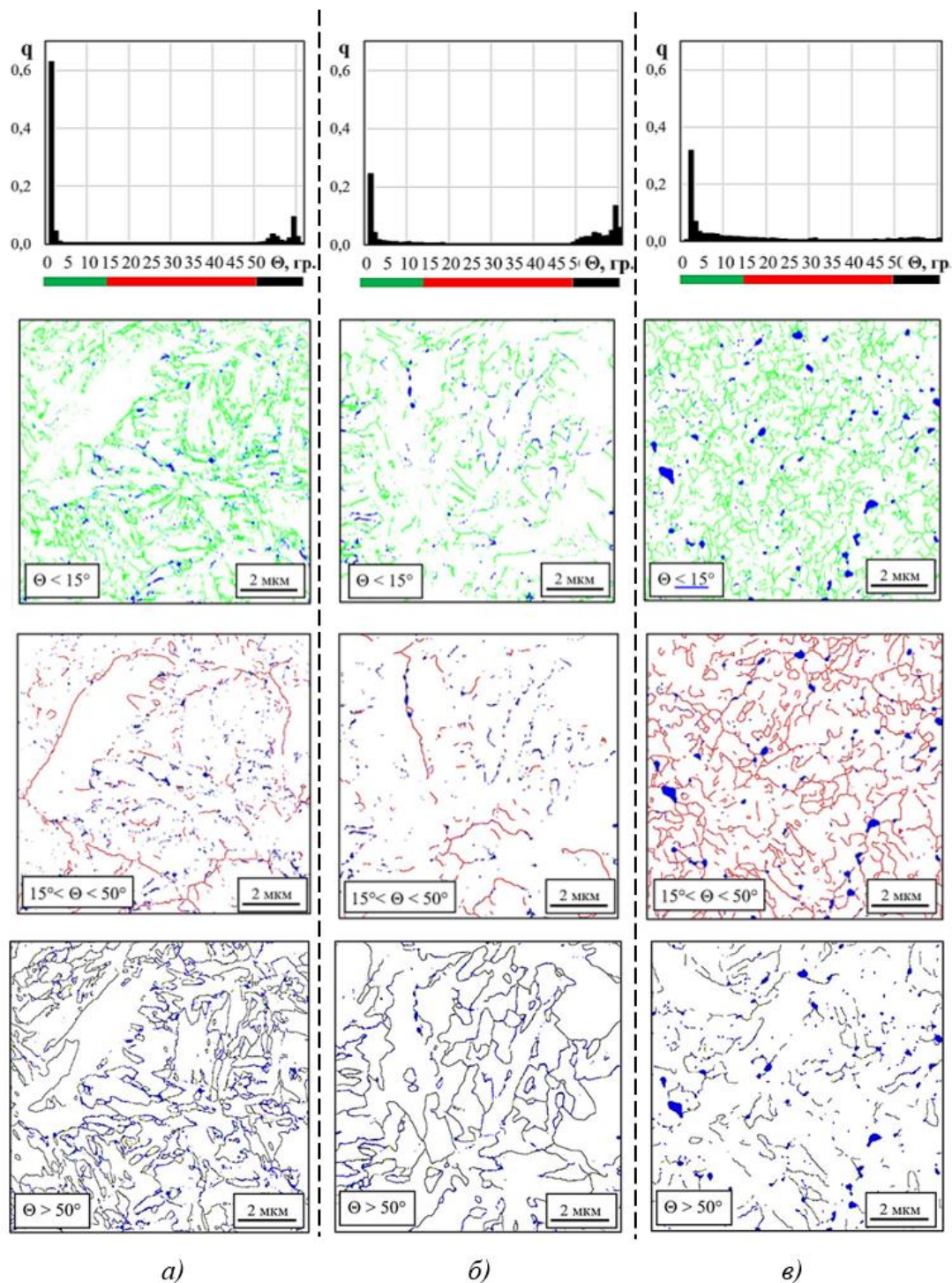


Рисунок 4.3 - Гистограммы распределения границ фрагментов по углу разориентировки Θ и карты EBSD с карбидными частицами на границах с разным Θ в образцах стали 38Г2Ф после закалки (а) и отпуска при 650°C в течение 64 мин (б) и 3000 мин. (в).

Сопоставление с данными просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), полученными при анализе 10 различных полей зрения (например, рис. 5.2, а–в), показывает, что средний размер реек по данным ПЭМ

составляет $d_p \approx 0,70$ мкм. Близость этого значения к величине $d_p \approx 0,65$ мкм, определённой по данным EBSD, подтверждает достоверность последней и указывает на её высокую статистическую репрезентативность, обусловленную значительно большим объёмом проанализированного материала в случае EBSD.

В первые $\tau_{\text{отп}} \leq 8$ мин) внутри дислокационных реек присутствуют видманштеттовы выделения цементита размером $\sim 0,15$ мкм, сформировавшиеся ещё на стадии низкотемпературного отпуска [4, 5] (рис. 4.4, а, б). Более крупные карбидные частицы локализуются преимущественно вдоль границ реек, пакетов и бывших аустенитных зёрен. По мере увеличения времени выдержки до $\tau_{\text{отп}} = 64$ мин происходит коагуляция цементита: внутриреечные выделения постепенно растворяются, а вдоль границ формируются почти сплошные лентообразные карбидные прослойки, которые стабилизируют эти границы и затрудняют сток дислокаций к ним (рис. 4.4, в). В отдельных участках уже на этой стадии наблюдается начальная сфероидизация частиц Fe_3C ($\blacklozenge \rightarrow$ рис. 4.4, в), которая в дальнейшем усиливается и к $\tau_{\text{отп}} = 3000$ мин приводит к полной трансформации карбидной фазы в изолированные сферические частицы ($\blacklozenge \rightarrow$ рис. 4.4, г).

Выделения карбидов ванадия (VC) впервые фиксируются в тонкой фольге после отпуска при температуре 500°C в течение 120 минут, а на экстракционных репликах — несколько раньше [2], что соответствует второй стадии отпуска. Частицы VC размером $100\text{--}200$ Å обнаруживаются преимущественно в тех зонах фольги, где контраст от дислокаций ослаблен ($\bullet \rightarrow$ рис. 4.4, в). Однако из-за крайне низкого содержания ванадия в стали ($0,09$ мас. %) их объёмная плотность (N_v) оказывается недостаточной для эффективного торможения движения дислокаций. В результате плотность дислокаций ρ_d в первые 16 минут отпуска снижается почти на порядок (рис. 4.1).

В данном случае предпочтительнее оценивать плотность дислокаций методом рентгеновской дифрактометрии, поскольку этот подход является интегральным и позволяет получить информацию о ρ_d усреднённую по значительному объёму материала. В отличие от него, просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) представляет собой локальный метод с ограниченной статистической репрезентативностью. Кроме того, при высокой плотности дислокаций ($\rho_d \geq 1 \cdot 10^{10} \text{см}^{-2}$) контраст от соседних дислокаций взаимно перекрывается, что затрудняет их идентификацию; в отдельных микрообъёмах дислокации могут оказаться визуально невидимыми. Указанные ограничения делают применение ПЭМ для количественной оценки ρ_d при низком и среднем отпуске мартенсита малоэффективным [95], особенно в среднеуглеродистых сталях, где мартенсит представлен двумя морфологическими типами с различной тонкой структурой [94].

Растворение внутриречечных карбидов сопровождается высвобождением закреплённых дислокаций, их перестройкой и интенсивной аннигиляцией. Оставшиеся дислокации организуются в упорядоченные стенки, формируя субграницы наклона, состоящие преимущественно из краевых дислокаций с одинаковым вектором Бюргерса и равномерным междислокационным расстоянием. Формирование таких структур требует значительного переползания дислокаций, которое становится возможным при повышенной концентрации термически и деформационно генерируемых вакансий [13]. На ранних этапах субзёрна зарождаются преимущественно вблизи границ пакетов и реек ($\rightarrow$ рис. 4.4, в), а затем распространяются по всему объёму реек. При средней толщине реек $d_p=0,65$ мкм и среднем размере субзёрен $d_{сз}=0,35$ мкм можно предположить, что в пределах одной рейки формируется около двух субзёрен, что подтверждается EBSD (рис. 4.2, в).

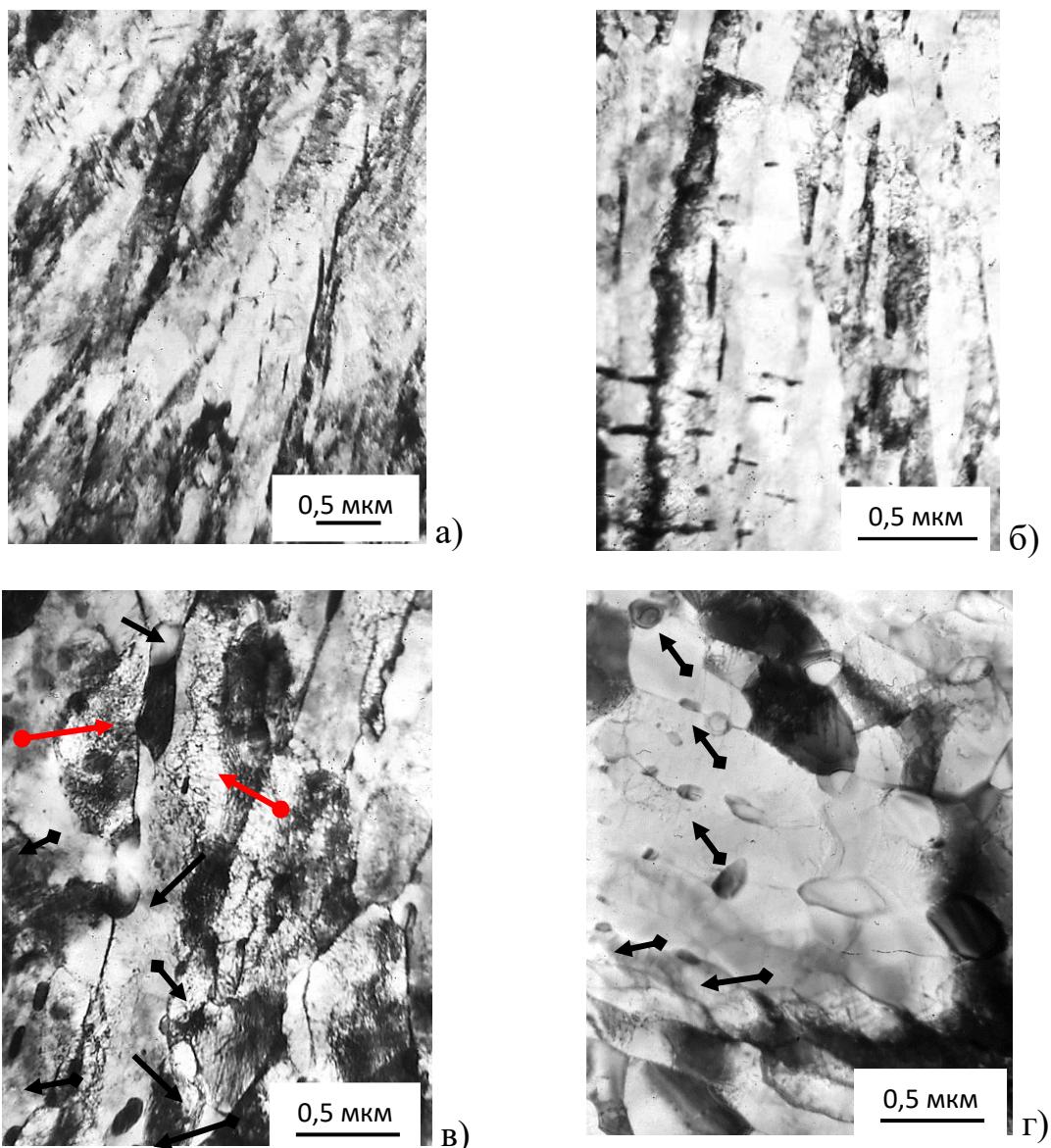


Рисунок 4.4 - Микроструктура стали 38Г2Ф после закалки и отпуска при 650°C различной продолжительности $\tau_{\text{отп}}$:

а) 2 мин, б) 8 мин, в) 64 мин, г) 3000 мин.

В развитой полигонизованной структуре подавляющее большинство дислокаций сосредоточено в субграницах. Рост субзерен происходит крайне медленно, что приводит к незначительному уменьшению протяжённости субграниц и, соответственно, плотности дислокаций с увеличением времени отпуска (пунктирная кривая на рис. 4.1). При очень длительной выдержке субграницы начинают мигрировать, а угол разориентировки Θ между

соседними субзёрнами увеличивается до 10–15° (рис. 4.2,4.3, в), что можно рассматривать как начальную стадию рекристаллизации [13, 28].

Таким образом, на каждой отдельной стадии разупрочнения при отпуске происходят монотонные и однородные структурно-фазовые превращения. В переходной области характер процессов меняется: в объёме материала постепенно возникают новые структурные элементы — субзёрна и сфероидизированные частицы цементита, неравномерно распределённые по микрообъёмам. Эта смена механизма структурной эволюции сопровождается изменением режима разупрочнения и особенностей пластической деформации. Возрастающая структурная неоднородность в переходной области может негативно сказаться на вязкопластических свойствах, что подчёркивает практическую значимость определения параметра разупрочнения при отпуске, соответствующих началу ($R_{\text{н}}^{\text{п}}$) и окончанию ($R_{\text{ок}}^{\text{п}}$) переходного периода.

Комплексный микроструктурный анализ (просвечивающая электронная микроскопия, метод EBSD) показал, что даже после длительного отпуска реечная морфология мартенсита сохраняется, однако в его рамках последовательно формируются субзёрна размером ~0,35 мкм. Процесс коагуляции цементита завершается его сфероидизацией, в то время как выделения VC (100–200 Å), обладая крайне низкой объёмной плотностью, не оказывают существенного влияния на эволюцию дислокационной структуры и механические свойства.

5.3. Оценка величины механизмов упрочнения.

Оценка вклада отдельных механизмов упрочнения в формирование предела текучести стали осуществлялась на основе аддитивной модели [4, 5]:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{т.р}} + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{д.у}} + \Delta\sigma_{\text{з}} + \Delta\sigma_{\text{с}}, \quad (2)$$

где σ_0 – напряжение трения решетки, $\Delta\sigma_{т.р}$ – твердорастворное упрочнение, дислокационное упрочнение $\Delta\sigma_d$, дисперсионное упрочнение внутриречными частицами цементита и специальных карбидов $\Delta\sigma_{д.у}$, зернограничное упрочнение большеугловыми границами $\Delta\sigma_z$, субструктурное упрочнение $\Delta\sigma_c$ субзернами. Предполагалось, что суммарный вклад базовых компонент — напряжения трения решётки ($\sigma_0=30$ МПа) и твёрдорастворного упрочнения ($\Delta\sigma_{т.р}\approx 60$ МПа) — остаётся неизменным в ходе отпуска и составляет в совокупности около 90 МПа. Следовательно, наблюдаемое снижение предела текучести при отпуске обусловлено исключительно изменением остальных составляющих уравнения (2).

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, плотность дислокаций в закалённом состоянии достигает $\rho_d \approx 1 \cdot 10^{12}$ см⁻². При изотермическом отпуске при 650 °С относительно высокий уровень ρ_d сохраняется до $\tau_{отп}=2$ мин ($\rho_d \approx 4 \cdot 10^{11}$ см⁻²), после чего происходит её интенсивное снижение. Начиная с $\tau_{отп} \geq 64$ мин, оставшиеся дислокации практически не вносят вклада в формирование предела текучести (рис. 4.1).

В диапазоне плотностей дислокаций $\rho_d = 10^8 - 10^{12}$ см⁻² зависимость дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_d$ от ρ_d с высокой степенью достоверности (коэффициент детерминации $R^2=0,99$) описывается степенной функцией:

$$\Delta\sigma_d = 9,79 \cdot \rho_d^{0,5}, \quad (3)$$

Согласно данному соотношению, максимальный вклад дислокационного упрочнения ($\Delta\sigma_d \approx 600$ МПа) реализуется после двухминутной выдержки при 650 °С (рис. 4.5).

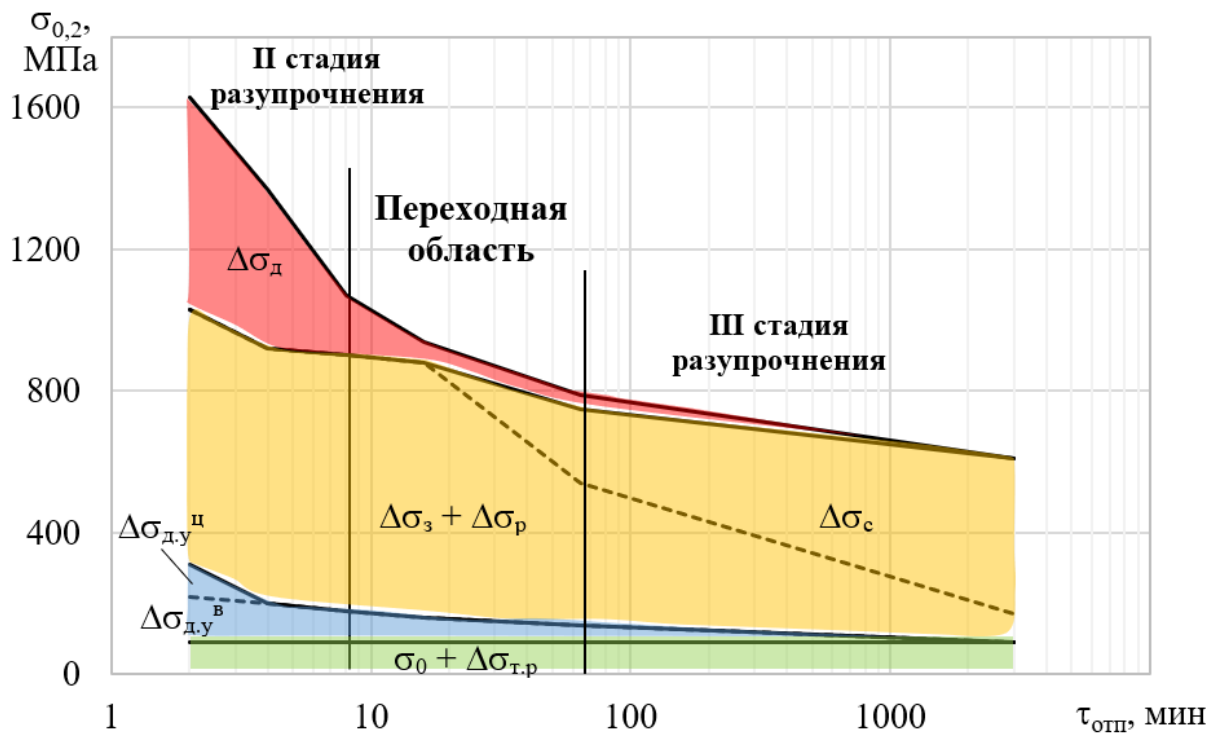


Рисунок 4.5 - Вклад различных компонент упрочнения в предел текучести стали 38Г2Ф после отпуска при 650°C продолжительности $\tau_{отп}$.

Вклад высокоугловых границ — как бывших аустенитных зёрен, так и пакетов мартенсита — в упрочнение оценивался с использованием классического соотношения Холла–Петча:

$$\Delta\sigma_3 = k_y \cdot d_3^{-0,5}, \quad (4)$$

где коэффициент k_y для высокоугловых границ принимался равным 0,63 МПа·мкм^{0,5}. Учитывая, что субграницы между рейками, стабилизированные лентообразными выделениями цементита уже на ранних стадиях отпуска, эффективно блокируют движение дислокаций и ведут себя как непрозрачные барьеры, их вклад в упрочнение ($\Delta\sigma_p$) был приравнен к вкладу высокоугловых границ. Соответственно, величина $\Delta\sigma_p$ также рассчитывалась по уравнению (4), где в качестве характерного размера d_3

использовалась средняя ширина реек d_p , определённая методом EBSD и составившая $\sim 0,65$ мкм.

Субструктурное упрочнение, обусловленное формированием субзерён, оценивалось на основе модифицированного соотношения Холла–Петча:

$$\Delta\sigma_c = k_y \cdot d_{сз}^{-1}, \quad (5)$$

где коэффициент $k_y = 150,4$ МПа·мкм соответствует границам с углом разориентировки $\Theta < 15^\circ$ согласно данным [96], а $d_{сз}$ — средний размер субзерён, определённый по EBSD как $\sim 0,35$ мкм.

Дисперсионное упрочнение в исследуемой стали обусловлено присутствием выделений цементита и карбидов ванадия. Выделение цементита начинается уже в процессе нагрева до температуры отпуска (650°C), тогда как карбиды ванадия формируются в первые минуты изотермической выдержки. Поскольку прямое экспериментальное определение вклада дисперсионного упрочнения ($\Delta\sigma_{д.у}$) с достаточной точностью затруднено, его величина оценивалась косвенным способом — как разность между экспериментально измеренным пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и суммой всех остальных рассчитанных компонент упрочнения.

Анализ 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 (рис. 4.5). Интенсивное разупрочнение на II стадии ($\tau_{отп} = 2\text{--}64$ мин) обусловлено преимущественно резким снижением плотности дислокаций, сопровождающим коагуляцию внутриречечных частиц Fe_3C . В то же время слабая скорость разупрочнения на III стадии ($\tau_{отп} \geq 64$ мин, $\Delta\sigma/\Delta\tau_{отп} \approx 0,1$ МПа/мин) объясняется высокой термической стабильностью сформировавшейся субзерённой структуры,

которая препятствует дальнейшему росту субзерен и сохраняет значительную часть прочностных свойств.

5.4. Параметры пластичности при растяжении

Кривые растяжения образцов стали 38Г2Ф после закалки от 900°C и отпуска при 650°C продолжительностью $\tau_{\text{отп}} = 2 \dots 3000$ мин. показаны на рис. 4.6. После кратковременного отпуска (кривая 1 на рис. 4.6) исследованная сталь находится в высокопрочном состоянии ($\sigma_{0,2} = 1630$ МПа, $\sigma_B = 1770$ МПа, $\delta_p = 1,8$ %, $\delta = 12$ %, $\psi = 50$ %).

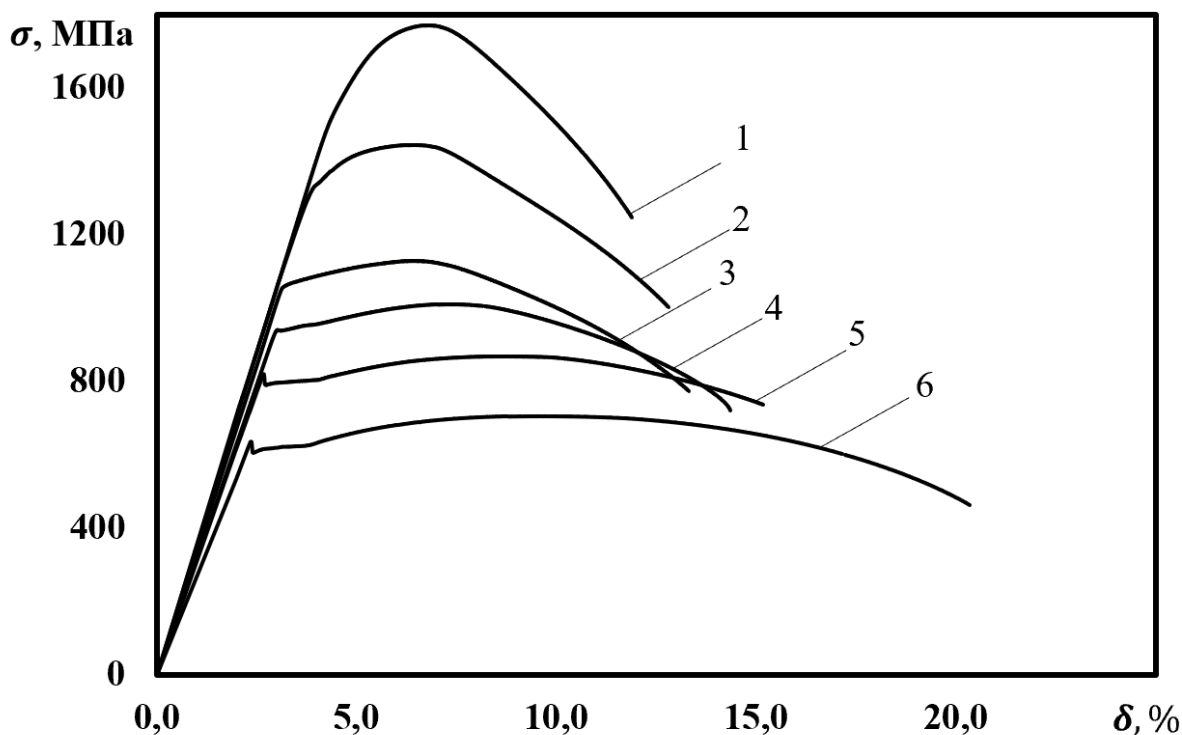


Рисунок 4.6 - Кривые растяжения образцов стали 38Г2Ф после закалки от 900°C и отпуска при 650 °C разной продолжительности $\tau_{\text{отп}}$: 1–2 мин., 2–4 мин, 3–8 мин., 4–16 мин., 5–64 мин., 6–3000 мин.

Ранее уже проанализированы механизмы упрочнения (рис. 4.5). После выдержки 2 мин. высокая прочность вызвана доминирующим вкладом дислокационного и зернограницного механизмов.

Увеличение продолжительности отпуска до 4 мин. (кривая 2 на рис. 4.6) приводит к существенному падению напряжения течения на $\Delta\sigma = 250\text{--}300$ МПа, однако ожидаемого резкого повышения пластических свойств не происходит, вероятно, вследствие образования крайне дисперсных карбидов Me_3C (табл. 4.1). Одинаковый ход кривых растяжения при выдержках 2 и 4 мин. говорит о том, что в образцах действуют одни и те же механизмы упрочнения. Стоит также заметить появление небольшого зуба текучести, свидетельствующем о большой степени закрепления дислокаций образовавшимися при отпуске карбидами.

Таблица 4.1 - Механические свойства стали 38Г2Ф в отпущенном состоянии

№ обр.	Продолжительность отпуска, мин.	$\sigma_{0,2(\tau)}$, МПа	σ_B , МПа	δ_p , %	σ_K , МПа	δ_c , %	δ , %	ψ , %
1	2	1630	1770	6,7	1245	5,2	11,9	50
2	4	1370	1440	6,3	1000	6,5	12,8	53
3	8	1070	1130	5,0	770	7,3	13,3	57
4	16	940	1010	7,0	720	7,4	14,4	51
5	64	810	870	8,3	600	9,6	17,9	59
6	3000	630	700	8,8	640	11,5	20,3	66

При выдержке образцов с $\tau=8$ мин. тенденция к снижению уровня прочностных свойств сохраняется на том же уровне и составляет $\Delta\sigma_{0,2} \sim 300$ МПа, $\Delta\sigma_B \sim 300$ МПа, как и незначительное увеличение пластических свойств $\Delta\delta=0,5\%$, $\Delta\psi=4\%$.

Выдержка образцов в течение 16 мин. приводит к снижению темпа уменьшения прочностных свойств ($\Delta\sigma \sim 120$ МПа) и повышению относительного удлинения на $\Delta\delta = 1,1\%$, однако относительное сужение уменьшается на $\Delta\psi = 6\%$. На кривой растяжения, помимо зуба текучести, появляется псевдоплощадка текучести, примыкающая к линейному периоду

сосредоточенной стадии, вследствие чего трудно различима (кривая 4 на рис. 4.6).

Более длительная выдержка при $\tau=64$ мин. приводит к незначительному падению напряжения течения на $\Delta\sigma \sim 140$ МПа к значительному увеличению пластических характеристик ($\Delta\delta = 3,5\%$, $\Delta\psi = 8\%$), а также к появлению ярко выраженной площадки текучести величиной $\delta_T = 2,8\%$ (кривая 5 на рис. 4.6)..

Наиболее длительная выдержка в течение 3000 минут приводит к формированию в стали 38Г2Ф оптимального сочетания прочностных и вязкопластических свойств ($\sigma_{0,2} = 630$ МПа, $\sigma_B = 700$ МПа, $\delta = 20,3\%$, $\psi = 66\%$).

В таблице 4.2 приведены механические свойства на линейном и степенном периоде равномерной стадии деформации, так как здесь формируется доминирующий вклад в пластичность металла.

Таблица 4.2 - Параметры пластичности кривых растяжения образцов стали 38Г2Ф на равномерной стадии деформации

№ обр.	δ_T , %	Линейный период			Степенной период			
		δ_L , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\Delta\sigma/\Delta\delta$, МПа/%	$\delta_{ст}$, %	$\sigma_{ст}^H$, МПа	n	$\Delta\sigma/\Delta\delta$, МПа/%
1	-	0,7	1630	124,3	1,1	1715	0,17	50,0
2	-	0,6	1370	71,7	1,3	1410	0,08	22,3
3	-	2,1	1070	24,8	0,4	1120	0,05	10,0
4	0,8	1,5	940	22,0	1,2	975	0,09	28,3
5	1,4	1,6	810	23,8	2,5	845	0,08	9,6
6	1,2	2,2	625	25,5	2,8	680	0,09	8,2

Из данных таблицы 4.2 видно, что линейная стадия равномерной деформации при отпуске $\tau = 2$ мин. имеет продолжительность $\delta_L = 0,7\%$ и наибольший модуль упрочнения $\Delta\sigma/\Delta\delta = 124,3$ МПа/%, а соответственно и наибольший угол наклона кривой $\sigma - \delta$ к оси деформации.

Продолжительность степенного периода составляет $\delta_{ст} = 1,1 \%$ и характеризуется показателем степени $n = 0,17$, что говорит о высоком модуле упрочнения равным ~ 50 МПа/%.

При увеличении продолжительности отпуска до $\tau = 4$ мин. продолжительность линейной и сосредоточенной стадии в пределах погрешности остается на том же уровне ($\delta_{л} = 0,7 \%$, $\delta_{ст} = 1,3 \%$) в то время, как почти в два раза падает модуль упрочнения $\Delta\sigma/\Delta\delta = 71,7$ и $22,3$ МПа/%, соответственно. Как было показано в гл. 3, на линейном периоде равномерной стадии деформации происходят процессы компенсационной релаксации, не связанные с контактным взаимодействием дислокаций. Степенному периоду характерна аннигиляционная релаксация дислокаций. Падение модуля упрочнения может говорить о том, что процессы компенсационной и аннигиляционной релаксации идут более интенсивно, чем при выдержке $\tau = 2$ мин.

Повышение продолжительности отпуска до $\tau = 8$ мин. приводит к существенному увеличению продолжительности линейного периода $\delta_{л} = 2,1 \%$, что сопровождается появлением площадки текучести. Так же значительно падают значения модуля упрочнения с $71,7$ МПа/% при $\tau = 4$ мин до $24,8$ МПа/% при $\tau = 8$ мин. соответственно. Продолжительность степенного периода при данной выдержке составляет $\delta_{ст} = 0,4 \%$, что является минимальным значением среди всех обработок.

Стоит отметить, что при повышении времени выдержки, вплоть до 3000 минут уровень модуля упрочнения на линейном периоде находится в диапазоне $22...26$ МПа/%, что может говорить нам об одинаковости происходящих процессов на линейном периоде, развитой пластической деформации, высокой подвижности дислокаций, без их аннигиляции.

При дальнейшем повышении выдержки до 16 мин. наблюдается существенное понижение продолжительности линейного периода до $\delta_{л} = 1,5 \%$ можно объяснить появлением площадки текучести $\delta_{т} = 0,8\%$. Величина

степенного периода составляет $\delta_{\text{ст}} = 1,2 \%$, однако, в отличии от предыдущих обработок величина модуля упрочнения на степенном периоде превышает модуль упрочнения на линейном периоде и составляет $28,3 \text{ МПа}/\%$.

Высокотемпературный отпуск в течение 64 мин. приводит к увеличению продолжительности всех периодов равномерной стадии: площадка текучести увеличивается по сравнению с $\tau = 16$ мин. с $0,8$ до $1,4\%$, продолжительность линейного периода возрастает в пределах погрешности с $1,5$ до $1,6\%$ соответственно, величина $\delta_{\text{ст}}$ увеличивается в два раза с $1,2$ до $2,5$ соответственно. Существенное возрастание продолжительности степенного периода наряду с падением модуля упрочнения до $9,6 \text{ МПа}/\%$ говорит о высокой интенсивности проходящих процессов релаксации напряжений, а, соответственно и развитости пластического течения.

Максимальная выдержка в течение 3000 минут приводит к незначительному уменьшению площадки текучести с $1,4$ до $1,2\%$, увеличению линейного периода равномерной стадии деформации с $1,6$ до $2,2\%$ и увеличению степенного периода с $2,5$ до $2,8 \%$ (табл. 4.2). Модуль упрочнения на степенном периоде падает до минимального уровня среди проводимых обработок $\Delta\sigma/\Delta\delta = 8,2 \text{ МПа}/\%$.

Процессы, происходящие на равномерной стадии, закладывают фундамент для деформационного поведения металла на сосредоточенной стадии, а в последующем и разрушении. В табл. 4.3 приведены параметры пластичности стали 38Г2Ф на сосредоточенной стадии деформации.

Период I сосредоточенной стадии характеризуется горизонтальным ходом кривой (рис 4,7 а), который связан с появлением нового механизма релаксации – трещинообразования. Продолжительность первого периода δ_1 , растет с увеличением продолжительности отпуска от $0,4$ при $\tau = 2$ мин. до $2,9 \%$ при $\tau = 3000$ мин., что говорит об увеличении интенсивности пластического течения металла. Это подтверждается постепенным падением модуля упрочнения с $12,5$ до $1,7 \text{ МПа}/\%$.

Таблица 4.3 - Параметры пластичности кривых растяжения образцов стали 38Г2Ф на сосредоточенной стадии деформации

№ обр.	Период I			Период II			Период III		$\delta_c, \%$
	$\delta_I, \%$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\Delta\sigma/\Delta\delta, \text{МПа}/\%$	$\delta_{II}, \%$	$\sigma_{II}^H, \text{МПа}$	$\Delta\sigma/\Delta\delta, \text{МПа}/\%$	$\delta_{III}, \%$	$\Delta\sigma/\Delta\delta, \text{МПа}/\%$	
1	0,4	1770	12,5	3,6	1765	96,4	1,2	144,2	5,2
2	0,6	1443	8,3	4,8	1438	68,3	1,1	99,1	6,5
3	1,1	1125	4,6	5,5	1120	51,1	0,7	94,3	7,3
4	1,2	1009	4,2	5,9	1004	42,9	0,3	103,3	7,4
5	1,6	868	3,1	5,3	863	24,0	2,7	50,4	9,6
6	2,9	704	1,7	5,5	700	18,0	3,1	44,2	11,5

В конце I — начале II периода ход кривой меняется на степенной, в связи с возникновением и распространением магистральной трещины. Значения модуля упрочнения на данном участке кривой увеличивается в ~9 раз по сравнению с I периодом, что свидетельствует о существенной релаксации напряжений, возникающей вследствие распространения магистральной трещины.

По мере увеличения продолжительности высокотемпературного отпуска продолжительность II периода растет от 3,6% при $\tau = 2$ мин. до 5,9% при 16 мин. Дальнейшего увеличения δ_{II} не наблюдается, значения лежат в диапазоне 5,4...5,9 %. Показатель модуля упрочнения при повышении температуры отпуска от 2 до 3000 минут понижается в диапазоне от 96,4 до 18 МПа/%, соответственно. Понижение величины модуля упрочнения говорит об увеличивающейся интенсивности пластического течения образца.

На периоде III по мере увеличения скорости распространения магистральной трещины ход кривой растяжения меняется со степенного (на периоде II) на линейный. По-видимому, это связано с приближением МТр к поверхности образца. Величина модуля упрочнения по сравнению со II

периодом сосредоточенной стадии увеличивается в $\sim 1,5...2$ раза, а значит и скорость распространения магистральной трещины кратно выше, чем на предыдущем участке кривой растяжения.

После выдержки 2-16 минут продолжительность третьего периода сосредоточенной стадии уменьшается от 1,2 до 0,3 % соответственно, при дальнейшем повышении до 3000 минут величина δ_{III} лежит в диапазоне 2,7...3,1%.

Для более детального анализа процессов, происходящих при растяжении образцов стали 38Г2Ф подвергшихся изотермическому отпуску, помимо прочностных и вязко-пластических свойств, необходимо понимание градиентных, таких характеристик как $\Delta\sigma/\Delta\delta$, отражающих деформационное поведение металла. На рис. 4.7 приведена зависимость напряжения (σ) и его изменения ($\Delta\sigma$) от удлинения δ стали 38Г2Ф с выделением стадий (периодов).

На линейном периоде равномерной стадии идут процессы компенсационной релаксации. Поля упругих далекодействующих напряжений дислокаций разных знаков при их сближении приводят к частичной компенсации этих напряжений. Компенсационная релаксация не требует контактного взаимодействия дислокаций. С повышением продолжительности отпуска угол наклона кривой $\Delta\sigma/\Delta\delta - \delta$ к оси деформации уменьшается, что свидетельствует об уменьшении модуля (скорости) упрочнения. Связано это с увеличением скорости релаксации вносимых напряжений вследствие повышения мобильности дислокаций.

Изменение угла наклона модуля упрочнения к оси деформации на степенном периоде связано с появлением нового механизма релаксации. Аннигиляционная релаксация – взаимное уничтожение дислокаций разных знаков. В процессе растяжения в ферритной матрице образуется дислокационно-ячеистая структура, в ячейках которой дислокации свободно двигаются и имеют возможность контактного взаимодействия при

нахождении в одной экстраплоскости. Например, угол наклона кривой модуля упрочнения к оси деформации на степенном периоде при выдержке $\tau = 4$ мин (рис. 4.7, б) заметно меньше, чем при выдержке $\tau = 2$ мин. (рис. 4.7, а).

На рис. 4.7 видно, что периоды, выделенные на кривой $\sigma - \delta$, коррелируют с участками кривой $\Delta\sigma/\Delta\delta - \delta$, а именно - угол наклона кривой модуля упрочнения на линейном периоде равномерной стадии отличен от угла наклона на степенном периоде.

На I периоде сосредоточенной стадии при достижении металлом значений σ_v происходит смена моды пластического течения, а именно – локализация деформации в шейке образца. Введённые в процессе растяжения новые дислокации, при слиянии образуют хрупкие очаговые трещины, которые также приводят к релаксации напряжений. Наряду с образованием очаговых трещин с разной степенью интенсивности идут процессы порообразования, образовавшиеся в результате слияния вакансий. Основным отличием порообразования от трещинообразования является отсутствие у первых полей упругих напряжений, а соответственно и способность к релаксации напряжений у пор отсутствует.

На кривой модуля упрочнения (рис. 4.7. а,б,в,г) между I и II периодами сосредоточенной стадии наблюдаются резкие падения напряжений, так как трещинообразование является самым радикальным механизмом релаксации. Однако, на рис 4.7 (д, ж) ход кривой не меняется, что говорит нам об отчаянно развитом пластическом течении металла и о том факте, что на данном участке кривой образование пор является доминирующим процессом.

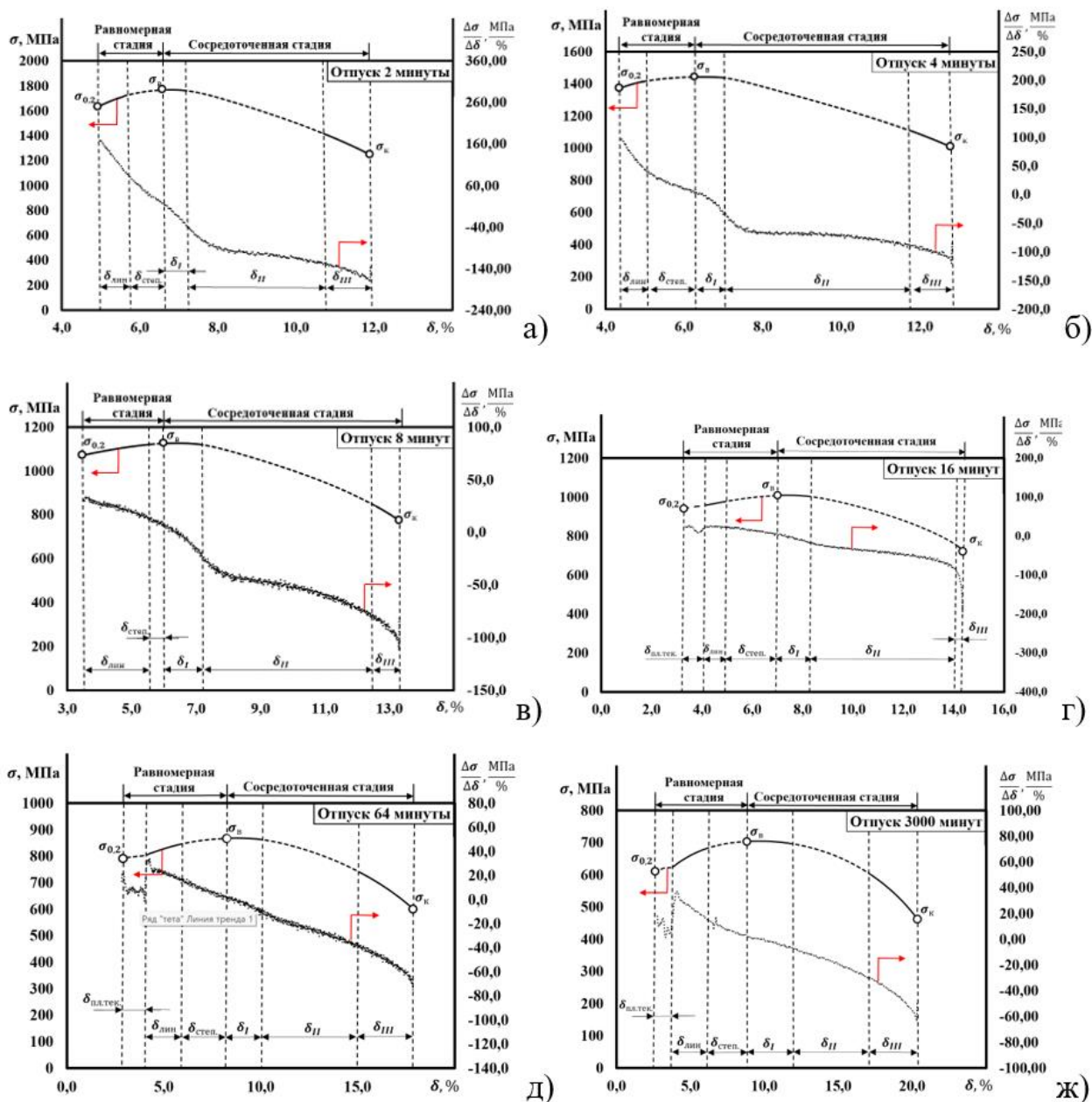


Рисунок 4.7 - Зависимость напряжения (σ) и его изменения ($\Delta\sigma$) от удлинения δ стали 38Г2Ф с выделением стадий (периодов): упругой деформации ($\delta_{\text{упр}}$), линейного ($\delta_{\text{лин}}$) и степенного ($\delta_{\text{ст}}$) периодов на равномерной стадии, периодов I (δ_I), II (δ_{II}), III (δ_{III}) на сосредоточенной стадии деформации после отпуска с различной продолжительностью выдержки: а) – 2 мин., б) – 4 мин., в) – 8 мин., г) – 16 мин., д) – 64 мин., ж) – 3000 мин.

Характерным и доминирующим процессом, идущим на II периоде, является образование и активный рост магистральной трещины. Отличием магистральной трещины от очаговых является то, что магистральная трещина распространяется под действием нормальных напряжений, и разрушает перемычки между очаговыми трещинами и порами.

На рис 4.7 видно, что II период сосредоточенной стадии имеет наибольшую продолжительность среди всех участков кривой растяжения. Кривая модуля упрочнения имеет довольно не большой угол к оси деформации, что свидетельствует о том, что скорость распространения магистральной трещины на данном участке кривой является постоянной.

На заключительном III периоде сосредоточенной стадии деформации происходит окончательное разрушение образца магистральной трещиной по зоне λ или губ среза (ГС).

Таким образом каждый из периодов равномерной и сосредоточенной стадии вносит свой вклад в общую пластичность металла. Величина каждого из них будет говорить о поведении металла, природе его пластичности и способности сопротивляться разрушению. Аналогично принципу суперпозиции механизмов упрочнения уравнение общей пластичности будет выглядеть следующим образом:

$$\delta = \Delta\delta_{\text{пл.тек}} + \Delta\delta_{\text{лин.}} + \Delta\delta_{\text{степ.}} + \Delta\delta_{\text{соср.}}^I + \Delta\delta_{\text{соср.}}^{II} + \Delta\delta_{\text{соср.}}^{III}.$$

С повышением продолжительности высокотемпературного отпуска значения относительного удлинения растут от $\delta = 11,9\%$ при $\tau = 2$ мин. до $\delta = 20,3\%$ при $\tau = 3000$ мин. Однако повышение пластичности обеспечивается не за счет пропорционального роста всех составляющих. Процессы, происходящие на каждом периоде, вносят определенный вклад в общую пластичность. Относительная доля периодов на кривой растяжения приведена на рис. 4.8.

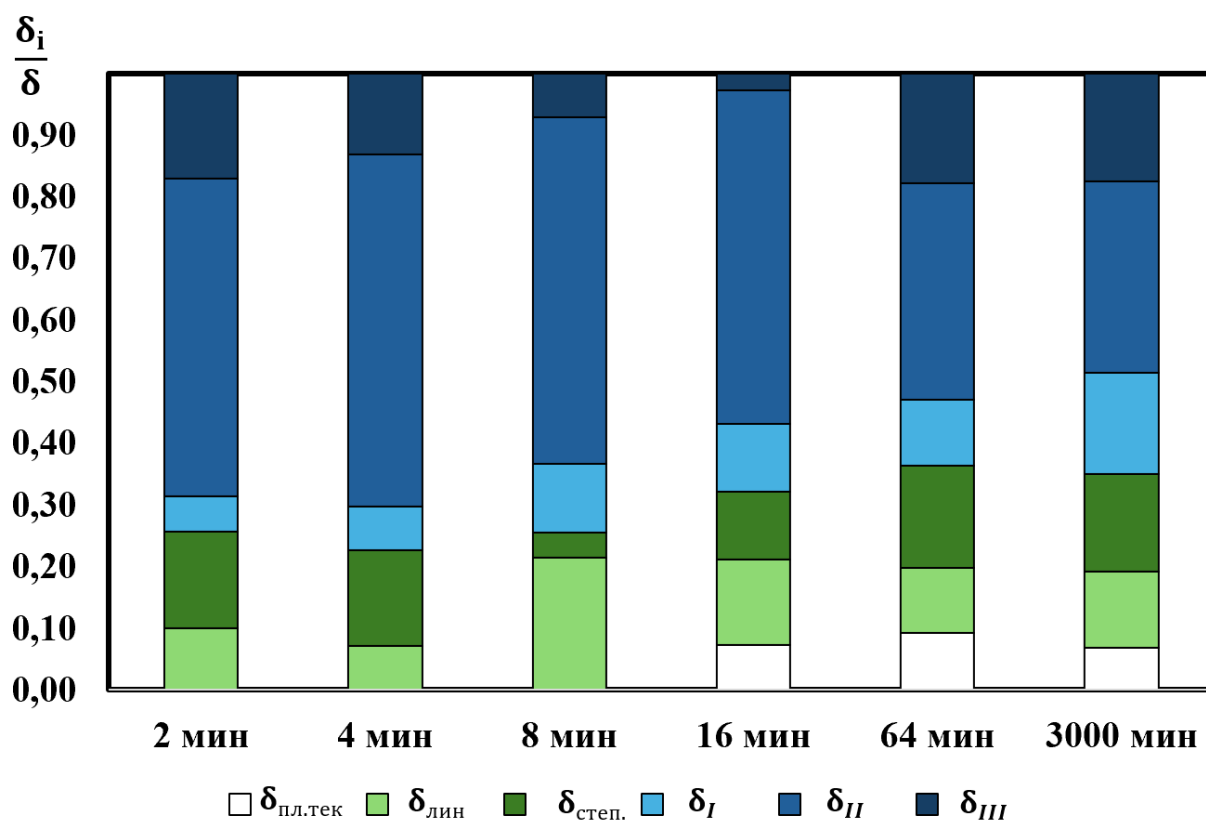


Рисунок 4.8 - Относительная доля периодов на кривой растяжения стали 38Г2Ф в зависимости от продолжительности отпуска

Как видно из рис. 4.8. с увеличением времени выдержки при отпуске от $\tau = 2$ мин. до $0,35 \tau = 3000$ мин. и, соответственно, повышением пластичности увеличивается доля равномерной стадии при с одновременным уменьшением доли сосредоточенной стадии.

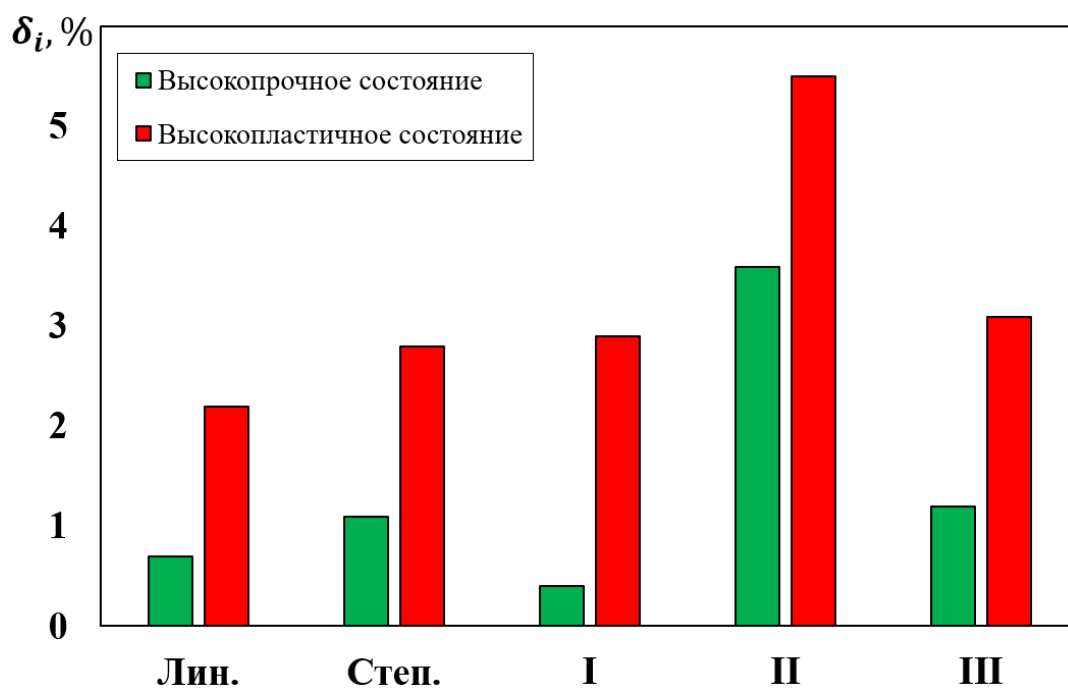
При выдержке образцов 38Г2Ф от 2 до 8 мин уровень относительной доли равномерной стадии находится в диапазоне 0,22...0,26. При этом доля линейного периода у образцов с выдержкой 2–4 мин. 0,7...0,10, тогда как с повышением выдержки до 8 мин. доля линейного периода увеличивается до 0.21.

Повышение продолжительности выдержки от 16 до 3000 минут приводит к уменьшению доли линейного периода до уровня 0,11...0,14. Однако общая доля равномерной стадии увеличивается с 0,22...0,26 при коротких выдержках (от 2 до 8 минут), до 0,31...0,35. Увеличение доли

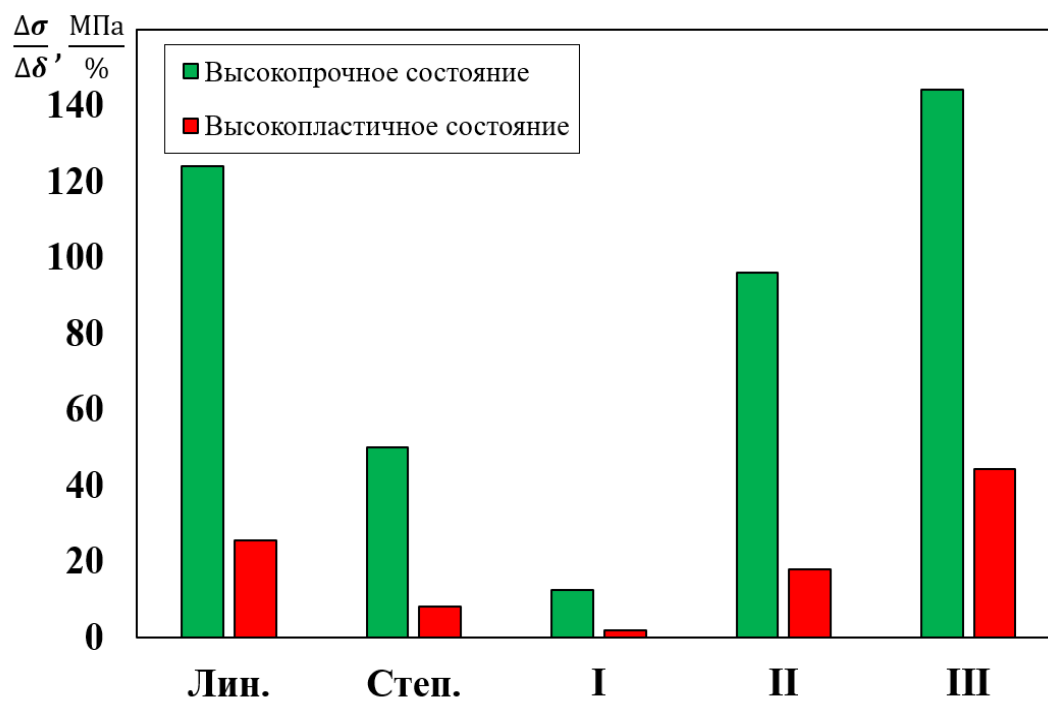
равномерной стадии происходит за счет прироста степенного периода и появления площадки текучести.

Повышение уровня пластичности при повышении времени выдержки от 2 до 3000 минут сопровождается уменьшением доли сосредоточенной стадии с 0,74 до 0,64 соответственно. При этом относительная доля первого периода сосредоточенной стадии растет от значений 0,06 при $\tau = 2$ мин. до 0,16 при $\tau = 3000$ мин. Уменьшение доли III периода сосредоточенной стадии с повышением времени выдержки от 2 до 16 минут коррелирует с уменьшением доли степенного периода равномерной стадии.

На рис. 4.9 приведено соотношение протяженности периодов растяжения и модуля упрочнения/разупрочнения в высокопрочном (после закалки) и высокопластичном ($\tau_{отп} = 3000$ мин.) состоянии. Видно, что переход от высокопрочного состояния (I стадия отпуска) к высокопластичному (III стадия отпуска) сопровождается принципиальными изменениями в характере пластической деформации, которые проявляются в увеличении продолжительности линейного и степенного периодов равномерной стадии деформации и снижении модуля упрочнения. Короткая линейная стадия ($\delta_l < 1\%$) в сочетании с высоким модулем упрочнения $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_l \sim 100...150$ МПа/%) характерна для состояний с пониженной пластичностью, обусловленной затрудненной подвижностью дислокаций.



а)



б)

Рисунок 4.9 - Соотношение протяженности периодов растяжения (а) и модуля упрочнения/разупрочнения (б) в высокопрочном (после закалки) и высокопластичном ($\tau_{\text{отп}} = 3000$ мин.) состоянии.

Напротив, при переходе в высокопластичное состояние наблюдается значительное удлинение линейного периода ($\delta_{\text{л}} \sim 2 \dots 3 \%$) и снижение модуля упрочнения до $20 \dots 30$ МПа/%, что свидетельствует об увеличении подвижности дислокаций и, как следствие, активизации механизмов релаксации напряжений, а также образование площадки текучести ($\delta_{\text{т}} \sim 0,8 \dots 1,2 \%$), связанной с проявлением эффекта деформационного старения. Подобная тенденция наблюдается и на сосредоточенной стадии деформации.

Таким образом пластичность стали формируется за счёт последовательного развития процессов компенсационной и аннигиляционной релаксации на равномерной стадии деформации, а также пластического течения и трещинообразования на сосредоточенной стадии. С ростом продолжительности отпуска наблюдается увеличение доли равномерной стадии и снижение доли сосредоточенной, что коррелирует с увеличением δ и ψ .

5.5 Фрактографические параметры разрушения

Излом образца после растяжения – это поверхность разрушения, которая образуется под действием внутренних напряжений, вызванных накоплением в образце несплошностей (дислокаций, пор, микротрещин, магистральной трещиной) на разных стадиях деформации. Анализ структуры излома позволяет определить причину разрушения. Разрушенные после испытания на растяжение образцы стали 38Г2Ф были исследованы несколькими способами. Поверхность разрушения образцов стали 38Г2Ф приведена на рис. 4.10.

Образцы стали 38Г2Ф после отпуска $t_{\text{отп}} = 650^{\circ}\text{C}$ и выдержки $\tau = 2$ минуты имеют хрупкий излом, который состоит только из центральной зоны и губ среза. Изломы образцов после всех выдержек от 4 до 3000 минут имеют развитую радиальную зону с извилистыми радиальными трещинами. При выдержке $\tau = 2$ мин центральная и радиальная зона неотличимы друг от друга, вследствие большой хрупкой компоненты и одинакового течения металла. Геометрические параметры изломов стали 38Г2Ф приведены в табл. 4.4.

Таблица 4.4 - Геометрические параметры изломов стали 38Г2Ф

$\tau_{\text{отп}}$, мин.	$F_{\text{изл.}}$, мм^2	$F_{\text{Ц+Р}}$, мм^2	$F_{\text{Ц}}$, мм^2	$F_{\text{Р}}$, мм^2	$F_{\text{ГС}}$, мм^2
2	14,5	6,2	6,2	-	8,4
4	13,1	6,6	1,4	5,2	6,5
8	12,6	9,5	0,5	9,0	3,1
64	12,2	7,9	0,6	7,3	4,3
3000	10,9	6,5	1,7	4,8	4,4

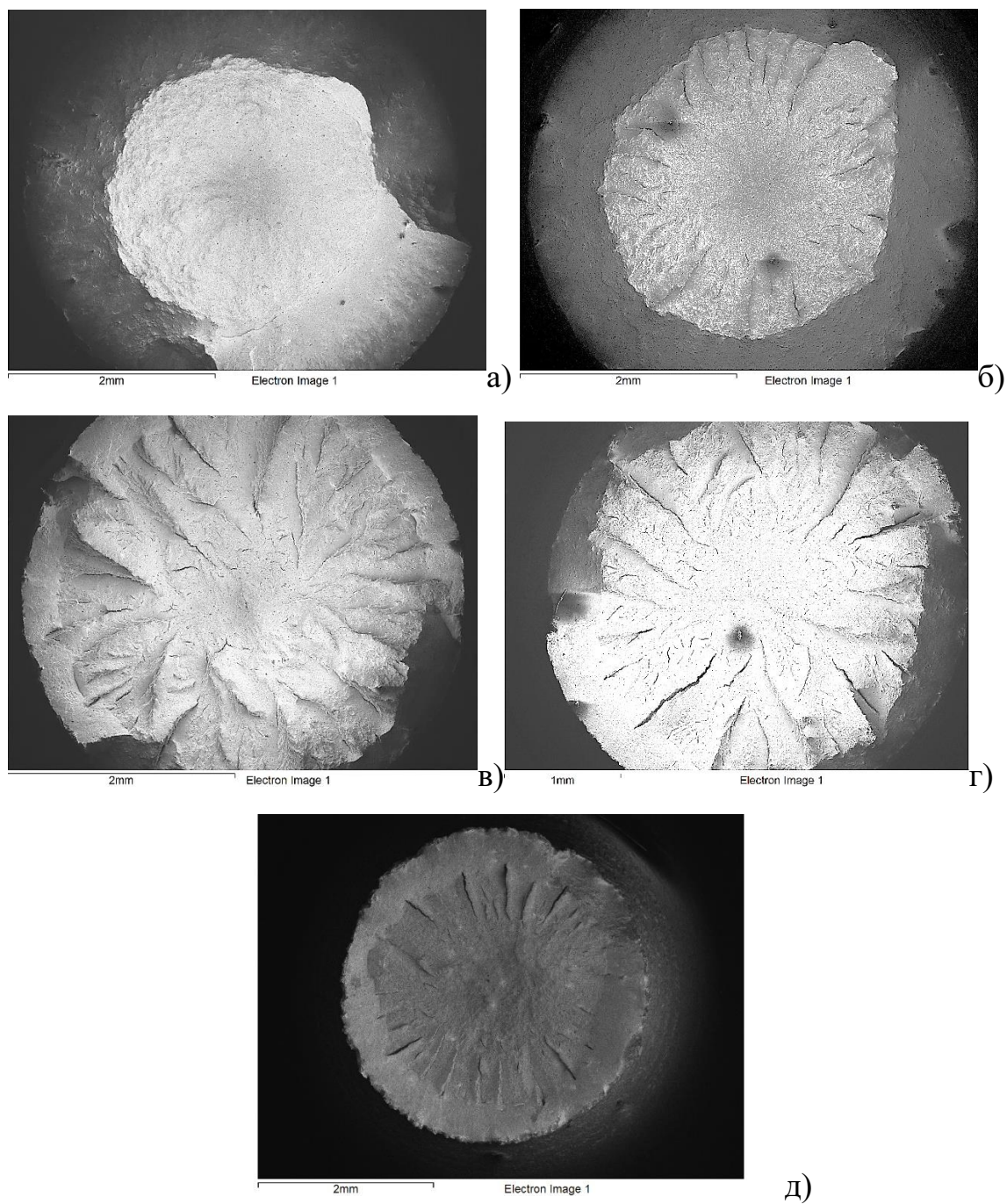


Рисунок 4.10 - Поверхности разрушения образцов после растяжения стали 38Г2Ф подвергшихся отпуску $t_{\text{отп}} = 650^{\circ}\text{C}$ в течение $\tau_{\text{отп}}$: а) = 2 мин.; б) 4 мин.; в) 8 мин.; г) 64 мин.; д) 3000 мин.

Формирование различных структуры излома связано с характерной особенностью движения магистральной трещины от центра к периферии образца вдоль различных зон, находящихся в разном напряженном состоянии. Чем более пластичный образец, тем более контрастна структура зон, выявляемых магистральной трещиной.

Центральная зона формируется в области одноосного растяжения. Благоприятные условия для движения дислокаций приводят к образованию преимущественно волокнистого рельефа. Исключение составляют образцы после выдержки 2 мин., в структуре излома присутствуют большая часть хрупких элементов разрушения, наряду с вязкими.

Зона губ среза в связи с близостью к поверхности находится в области двухосного напряженного состояния, приводящих к образованию шейки. Зона двухосного напряженного состояния является наиболее благоприятной для движения и взаимодействия дислокаций, а также близость к поверхности, являющейся источником дислокаций у всех образцов, приводит к 100% вязкому излому.

При растяжении образца появление шейки создает радиальное напряжение в ней [80]. Однако, Поворотные моды деформации имеют место с самого начала движения дислокаций, приводя к непрерывному возрастанию разориентации микрообъемов материала. К ним подстраиваются окружающие зерна, образуя трансляционно-ротационные вихри (ТРВ). Весь деформируемый образец состоит из таких трансляционно-ротационных вихрей. При этом направления поворота смежных вихрей оказываются противоположными. Неравноосность ТРВ создает зоны стесненной деформации и связанные с ними мезоконцентраторы напряжений (мезоКН).

Возникновение радиальной зоны в образце связано с трансляционно-ротационной природой металла. В процессе растяжения образца имея достаточный уровень пластичности в образце возникают тангенсальные напряжения, приводящие к локальному развороту отдельных слоев металла (рис. 4.11 ↑) Движение дислокаций в зоне, находящейся в трехосном

напряженном состоянии затруднено, в связи с этим происходит накопление напряжений, которые в свою очередь приводят образованию хрупких радиальных трещин. Однако сами по себе радиальные трещины, хоть и являются хрупкими, не являются показателем хрупкости в образце, так как для появления РТр необходим определенный уровень пластичности. Схематическое расположение радиальных трещин приведено на рис. 4.11.

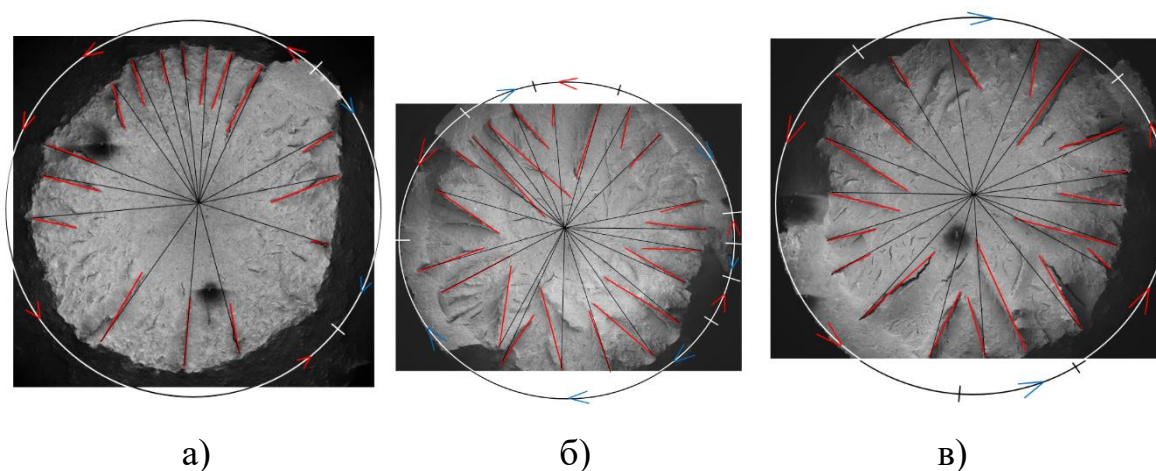


Рисунок 4.11 - Вид радиальных трещин в изломе образцов стали 38Г2Ф после отпуска в течение: а) $\tau = 4$ мин.; б) $\tau = 8$ мин.; в) $\tau = 64$ мин.

Количество радиальных трещин в образцах стали 38Г2Ф варьируется от 17 шт. при $\tau = 4$ мин., до 22 при $\tau = 8$ мин. (при $\tau = 64$ мин количество радиальных трещин равно 20).

Радиальными трещинами считались те трещины, которые зарождаются на окраине радиальной зоны, почти от губ среза и направлены в центр образца с определенным углом отклонения от радиального направления. Длина радиальной трещины говорит о величине радиальной зоны.

При выдержке 4 минуты центральная зона образца имеет признаки как хрупкого, так и вязкого излома. Радиальные трещины занимают от $0,13 R_R$ (где R_R – ширина радиальной зоны) до $0,40...0,45 R_R$. Встречаются так же радиальные трещины, которые занимают $0,50...0,52 R_R$. Гистограмма распределения радиальных трещин по длине приведена на рис. 4.12.

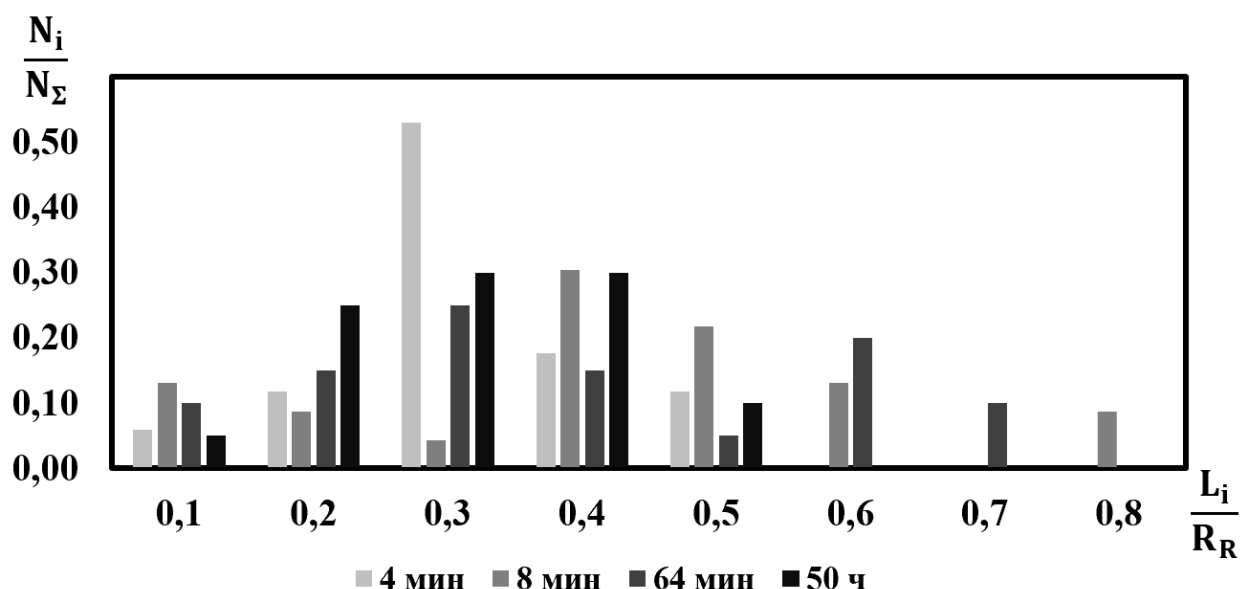


Рисунок 4.12 - Гистограмма распределения радиальных трещин по длине в стали 38Г2Ф после отпуска разной продолжительности.

При выдержке образцов $\tau = 8$ мин. излом образца более вязкий. Центральная зона занимает меньшую площадь, чем при $\tau = 4$ мин. Количество радиальных трещин выросло с 17 до 22. Длина радиальных трещин существенно увеличилась. Встречаются трещины длиной $0,13 R_R$, однако крайне редко. В основном все трещины имеют длину $0,4 \dots 0,6 R_R$. Встречаются трещины, которые доходят до $0,86 R_R$, то есть занимают практически всю зону излома и, скорее всего, заходят даже в центральную.

При выдержке образцов $\tau = 64$ мин характер излома существенно не отличается от излома с выдержкой $\tau = 8$ мин. Количество радиальных трещин уменьшается с 22 до 20. Встречаются трещины минимальной длины $0,14 R_R$. Длина основной массы трещин лежит в диапазоне $0,3 \dots 0,6 R_R$.

Действие тангенсальных напряжений на структуру излома выражается также в отклонении радиальной трещины от радиального направления. Угол раскрытия говорит об угле разворота локальных областей металла. Средний угол отклонения R_{Tr} от радиального направления при выдержке 4 минуты равен $\phi \sim 6^\circ$. При увеличении времени выдержки до 8 и 64 минут средний угол

отклонения РТр увеличивается до 8 и 10° соответственно. Стоит отметить, что в каждом образце присутствуют РТр без отклонения от радиального направления 7-8 шт. при выдержке 4 и 8 минут и 5 шт. при выдержке 64 минуты.

При увеличении продолжительности отпуска и повышении пластичности металла длина радиальных трещин увеличивается (рис. 4.12). Причем чем больше длина РТр, тем больше их угол отклонения от радиального направления. Зависимость длины РТр от угла ее отклонения от радиального направления приведена на рис. 4.13.

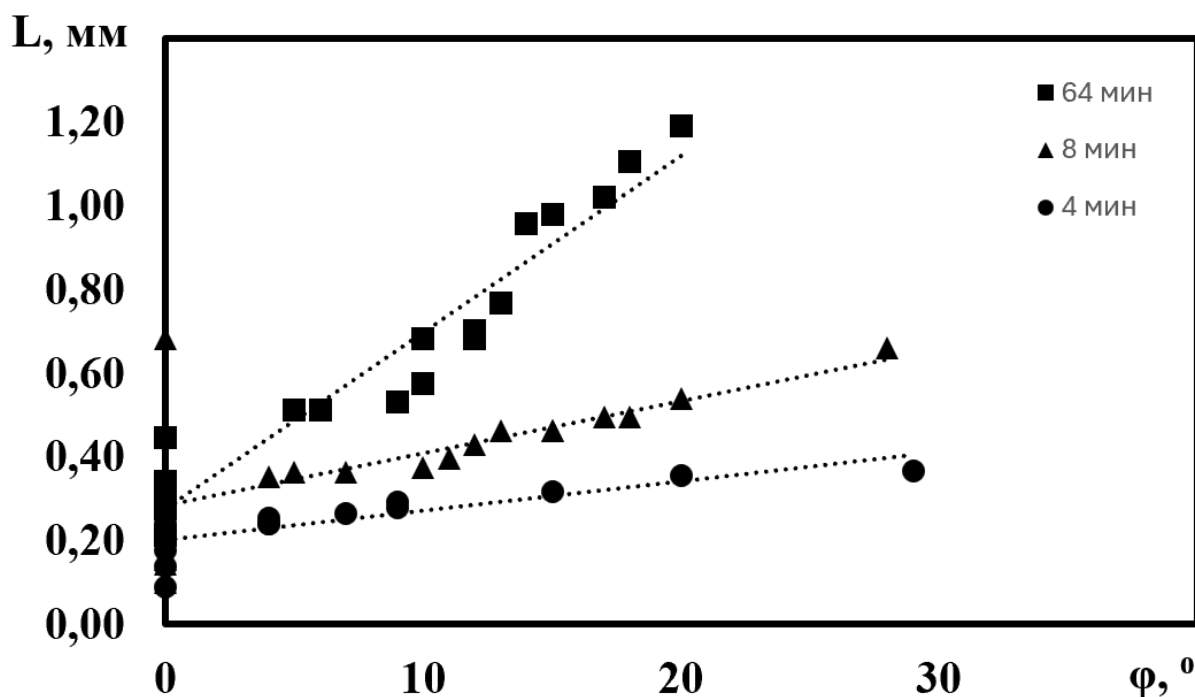


Рисунок 4.13 - Соотношение длин радиальных трещин и угла отклонения от радиального направления.

Для более глубокого анализа радиальных трещин, помимо изучения поверхности излома, требуется также анализ профиля изломов в радиальном сечении (рис 4.14), а именно их глубины и угла раскрытия. На рис. 4.14 приведены профили изломов образцов стали 38Г2Ф после выдержек на 4 мин (а), 8 мин (б), 64 мин (в) при $t_{\text{отп}} = 650^\circ\text{C}$.

На профиле излома образца, подвергнутому выдержке $\tau=4$ мин. насчитывается 12 очаговых трещин, средняя глубина которых составляет ~ 80 мкм при среднем угле раскрытия 80° . При этом самые крупные очаговые трещины являются радиальными (РТр), глубиной 120...140 мкм. имеют угол раскрытия $15...25^\circ$.

Профиль излома образца с продолжительностью выдержки $\tau=64$ мин. имеет более развитый, чем в образце, отпущенном на 4 минуты, рельеф и насчитывает 13 очаговых трещин со средней глубиной 105 мкм. при среднем угле раскрытия 90° .

При увеличении продолжительности выдержки образцов до $\tau=64$ мин. количество очаговых трещин уменьшается до 8, однако их глубина значительно увеличилась. Средняя глубина очаговых трещин составляет 135 мкм., при этом величина самой большой составляет 470 мкм. Так же увеличивается и средний угол раскрытия и составляет 100° .

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

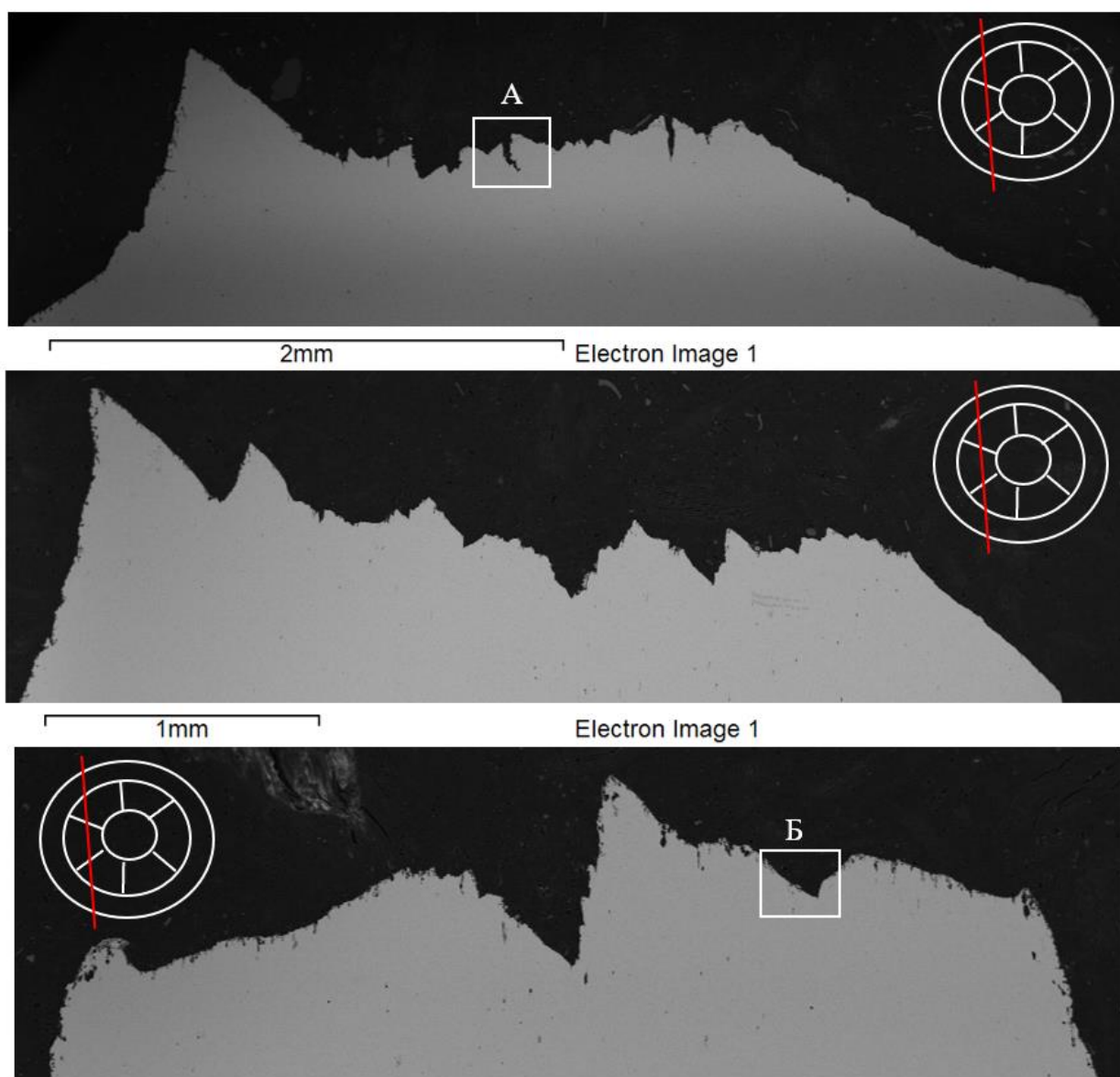


Рисунок 4.14 - Профили излома в радиальном сечении стали 38Г2Ф после отпуска в течение:

а) 4 мин.; б) 8 мин.; в) 64 мин.

На профиле изломов образцов присутствуют два вида раскрытия радиальных трещин (рис.4.14): хрупкое (а) и вязкое (б).

На рисунке 4.15 (а) показано устье радиальной трещины образца, подвергнутому выдержке $\tau = 4$ мин. Извилистый рельеф стенок состоит из округлых впадин размером от 5 до 20 мкм и ступенек размером от 10 до 40 мкм. Замечено, что выступ на одной стенке РТр практически соответствует

впадине с другой ($\longleftrightarrow$ на рисунке 4.15). Их некоторое несоответствие объясняется трансляционно-ротационным механизмом пластического течения металла в окрестностях растущей РТр.

На рис. 4.15 (б) приведено изображение вязкой радиальной трещины после выдержки $\tau=64$ мин. Одна стенка РТр имеет плоский рельеф с наличием хрупких ступенек, другая – развитый вязкий рельеф с большим количеством пор, вытянутых в процессе деформации. Поры располагаются преимущественно строчками ($\longrightarrow$ на рис. 4.15 б), вдоль полос скольжения.

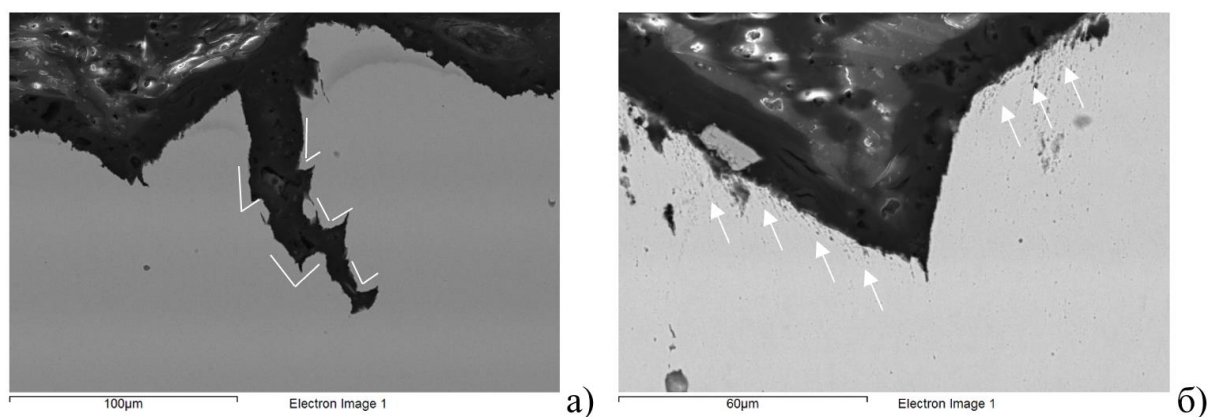


Рисунок 4.15 - Радиальные трещины при выдержке $\tau=4$ мин (а) и $\tau=64$ (б) стали 38Г2Ф

Об уровне напряжений в металле можно судить по анализу микротвердости. Микротвердость - локальная прочность участка металла, показывающая интенсивность пластического течения. Карта микроиндентирования стали 38Г2Ф после отпуска на $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ $\tau=64$ мин. на сосредоточенной стадии приведена на рис. 4.16.

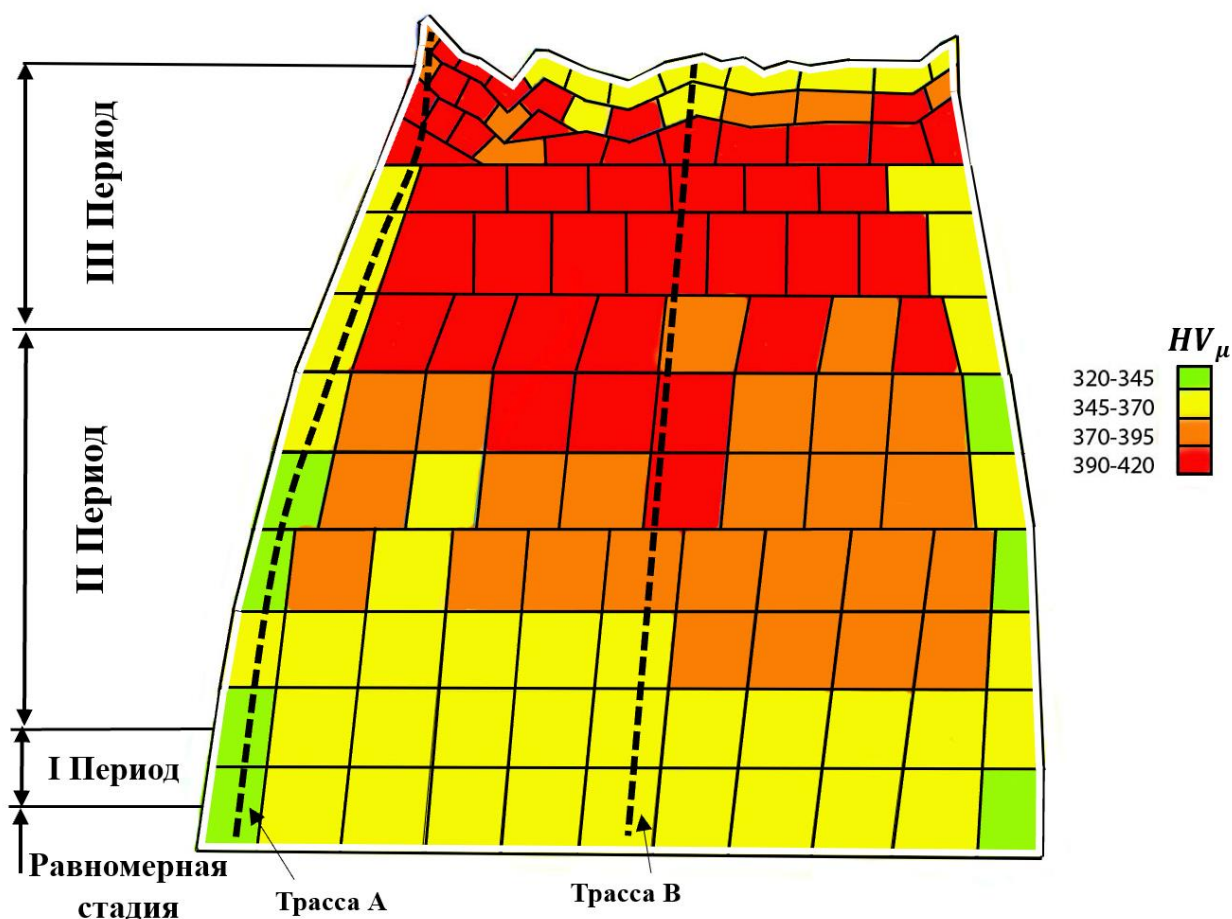


Рисунок 4.16 - Карта микроиндентирования стали 38Г2Ф после отпуска на 650 °C $\tau=64$ мин. на сосредоточенной стадии

Уровень микротвердости в области, прилегающей к равномерной стадии, находится на уровне 320–350 HV_{μ} . При измерении микротвердости в шейке образца, повышается степень деформации, а соответственно и значения микротвердости, которые доходят до значений 420 HV_{μ} .

Стоит отметить, что микротвердость в области образца, подвергшегося пластической деформации, распределена неравномерно. Так, в области близкой к поверхности образца, где интенсивность деформации максимальна, значения микротвердости на 20...50 HV_{μ} меньше, чем в центральной части. По всей видимости понижение значений микротвердости связано с глубокой релаксацией напряжений в зоне λ или губ среза (ГС). На рис 4.17 приведена зависимость микротвердости от относительного сужения.

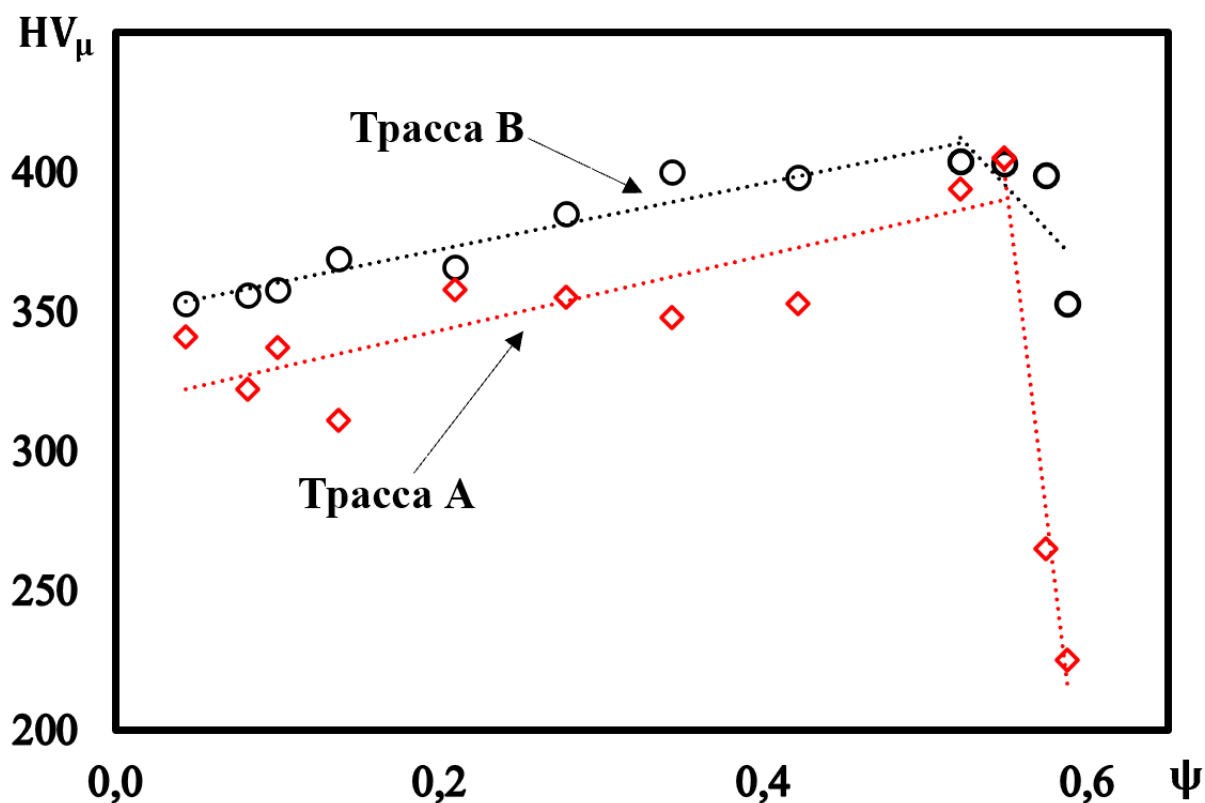


Рисунок 4.17 - Микротвердость образца стали 38Г2Ф $\tau_{\text{отп}} = 64$ мин. в зависимости от относительного сужения по трассам А и В.

Увеличение микротвердости происходит до уровня относительного сужения 0,55 в центральной части и 0,57 в области близкой к поверхности. При дальнейшем повышении величины относительного сужения, вплоть до разрушения, происходит снижение значений микротвердости, по-видимому, связанных с появлением большого количества несплошностей (пор и очаговых трещин).

Таким образом фрактографический анализ показал, что характер разрушения меняется от преимущественно хрупкого ($\tau = 2$ мин.) к вязко-хрупкому и вязкому ($\tau \geq 64$ мин.). Радиальные трещины (РТр) увеличиваются по длине, углу отклонения и глубине с ростом пластичности. Средняя глубина РТр увеличивается от 80 до 135 мкм, угол отклонения — от 6° до 10° .

Микротвердость в зоне шейки возрастает до 420 HV_μ, что отражает локальное упрочнение вследствие накопления дислокаций и образования пор. При этом наблюдается неравномерное распределение микротвердости по сечению, связанное с неравномерной деформацией по сечению образца.

5.6 Взаимосвязь параметров пластичности и разрушения

Поведение металла на равномерной стадии формирует основу для работы металла с МТр на сосредоточенной стадии. Тогда как поведение металла на сосредоточенной, а именно движение МТр от центра к периферии, формирует структуру излома. На I первом периоде сосредоточенной стадии продолжают идти процессы пластического течения металла, начавшиеся на равномерной стадии, но в локальной области - шейке образца. Ведущую роль в процессе разрушения МТр начинает играть только на II и III периодах.

Зависимость относительной доли II и III периода от площади излома образцов стали 38Г2Ф приведена на рис 4.18.

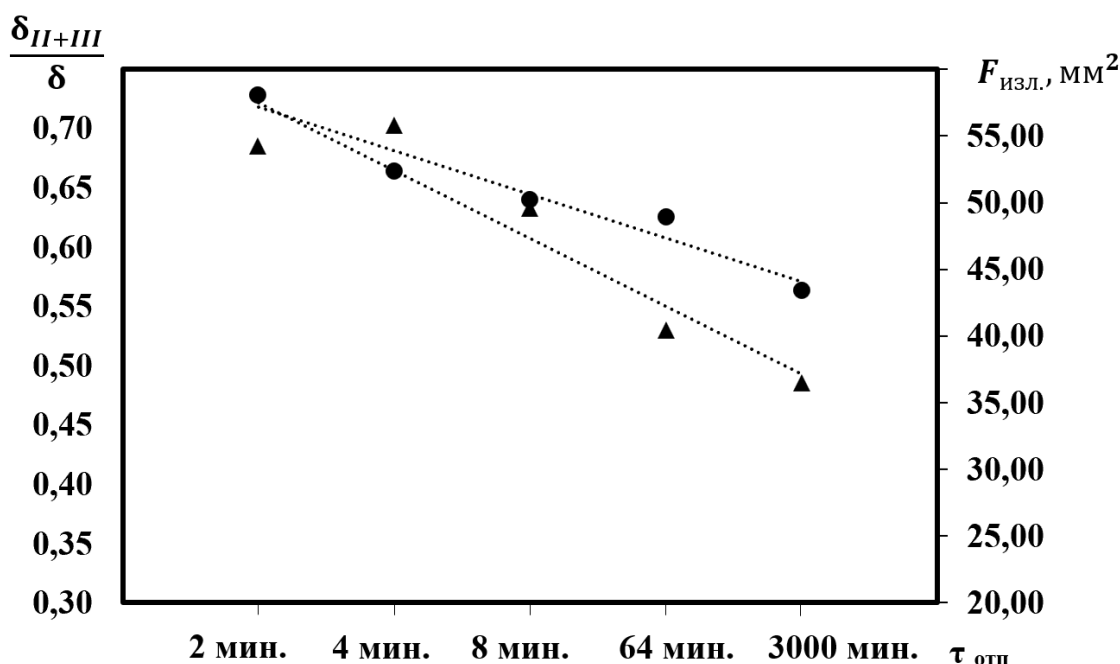


Рисунок 4.18 - Зависимость протяженности II+III периода сосредоточенной стадии и площади излома от продолжительности отпуска стали 38Г2Ф

Из данных рисунка 4.18 видно, что уменьшение относительной доли II и III периода сосредоточенной стадии ведет за собой уменьшение площади излома образцов стали 38Г2Ф.

В процессе движения МТр от центра к поверхности образца происходит локальная релаксация напряжений и формирование области пластической деформации (ОПД). В зависимости от напряжений в металле величина ОПД может изменяться. В момент, когда ОПД доходит до поверхности образца, происходит разрушение образца по вязкому механизму формируя губы среза, так называемую зону λ . Зависимость площади зоны λ и относительной доли III периода от продолжительности отпуска приведена на рис. 4.19.

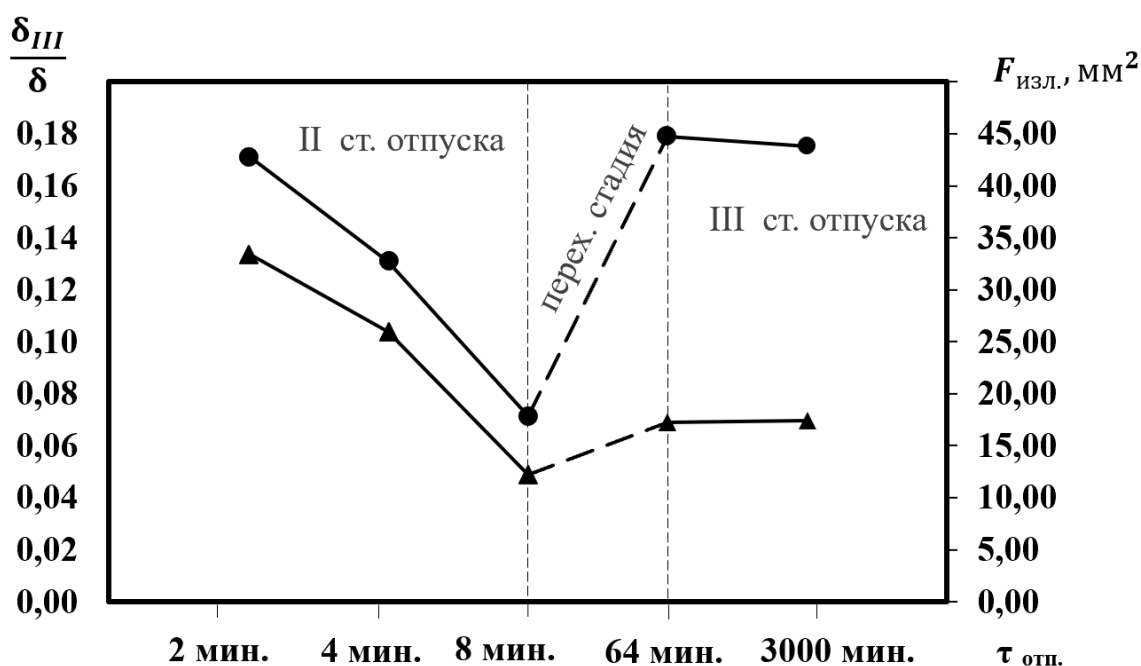


Рисунок 4.19 - Зависимость продолжительности III периода сосредоточенной стадии и площади губ среза от $\tau_{отп.}$.

На рис. 4.19 видно, что с уменьшением относительной доли III периода при повышении продолжительности отпуска от 2 до 8 минут приводит к уменьшению площади зоны λ . Также, при последующем увеличении

продолжительности отпуска до 3000 минут продолжительность III периода растёт, как и площадь зоны λ .

Поведение металла на III периоде сосредоточенной стадии по всей видимости связано с его поведением на равномерной стадии, а именно с продолжительностью аннигиляционной релаксации. Чем меньше по продолжительности аннигиляционная релаксация, тем в более напряжённом состоянии металл остаётся на сосредоточенной стадии, так как в процессе предшествующей аннигиляционной, компенсационной релаксации формируются остаточные напряжения.

Поведение металла на равномерной стадии определяет его способность к пластическому течению, тогда как состояние металла на сосредоточенной стадии отражает накопленные внутренние напряжения и реализуется в виде структуры излома. Чем выше пластичность, тем более выражена зона λ (губа среза) и тем больше вклад III периода сосредоточенной стадии.

4.7 Выводы по главе 4

1. Исследование влияния изотермического отпуска стали 38Г2Ф при $t_{\text{отп}} = 650^{\circ}\text{C}$ с $\tau_{\text{отп}} = 2 \dots 3000$ мин., позволило изучить распад мартенсита и выделить стадийность процесса с возможностью изучения протяженности перехода между стадиями. Термокинетика отпуска стали 38Г2Ф демонстрирует чёткое разделение на три стадии разупрочнения: средний отпуск (II стадия разупрочнения), сопровождающийся интенсивным снижением прочности, и высокий отпуск (III стадия разупрочнения), характеризующийся стабилизацией структуры и свойств. Применение параметра разупрочнения позволило установить границы переходных состояний и уточнить температурно-временные режимы. Разупрочнение на II стадии отпуска связано преимущественно с коагуляцией цементитных частиц и интенсивным снижением плотности дислокаций. Падение прочности на ранних стадиях отпуска (2–8 мин при 650°C) достигает ~ 100 МПа/мин, что указывает на доминирование дислокационного механизма упрочнения. На III стадии отпуска ($\tau \geq 64$ мин) наблюдается формирование субзеренной структуры, характеризующейся высокой стабильностью, низким темпом разупрочнения (0,1 МПа/мин) и ростом параметров δ и ψ .

2. Установлено, что в пределах каждой стадии отпуска протекают монотонные и единообразные структурно-фазовые превращения. На II стадии разупрочнения происходит коагуляция ранее сформировавшихся частиц цементита, выделение и рост частиц VC. Сравнительно небольшое количество частиц VC не препятствует быстрой перестройке и аннигиляции дислокаций (их плотность ρ_d падает от $4,0 \times 10^{11}$ до $0,5 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$). Речная структура остается стабильной – средняя ширина рек $\sim 0,65$ мкм не меняется, как и их угол разориентировки ($\Theta \leq 5^{\circ}$), вероятно, вследствие образования на их границах почти сплошных лент цементита.

3. Показано, что даже при длительном отпуске, вплоть до $\tau=3000$ мин. в стали 38Г2Ф сохраняется речная морфология мартенсита, сфероидизация цементита в переходной области и на III стадии отпуска высвобождает границы рек, и во всем объеме образца возникают округлые субзерна средним размером $\sim 0,35$ мкм, а выделения VC (размером 100–200 Å) не оказывают значительного влияния из-за низкой плотности.

4. Оценка компонент упрочнения по параметрам структуры позволила определить, что основными компонентами упрочнения, отвечающими за уровень прочностных свойств стали при отпуске, являются дислокационное (II стадия разупрочнения) и субзеренное (III стадия разупрочнения) упрочнения, относительная доля которых при изученных режимах отпуска составляет более 80 % от $\sigma_{0,2}$. Главным фактором интенсивного разупрочнения стали 38Г2Ф на II стадии отпуска является снижение плотности дислокаций при коагуляции частиц Fe_3C , а слабая интенсивность разупрочнения на III стадии отпуска ($\tau_{\text{отп}} \geq 64$ мин.) обусловлена высокой устойчивостью субзерен к росту.

5. Обнаружено, что пластичность стали формируется за счёт последовательного развития процессов компенсационной и аннигиляционной релаксации на равномерной стадии деформации, а также пластического течения и трещинообразования на сосредоточенной стадии. Повышение уровня пластичности при повышении времени выдержки от 2 до 3000 минут сопровождается уменьшением доли сосредоточенной стадии с 0,74 до 0,64 соответственно. При этом относительная доля первого периода сосредоточенной стадии растет от значений 0,06 при $\tau=2$ мин. до 0,16 при $\tau=3000$ мин. Уменьшение доли III периода сосредоточенной стадии с повышением времени выдержки от 2 до 16 минут коррелирует с уменьшением доли степенного периода равномерной стадии.

6. Фрактографическое исследование образцов стали 38Г2Ф после изотермического отпуска показало, что после выдержки $\tau=2$ мин. излом

состоит из двух зон центральной и губ среза. Появление радиальных трещин наблюдается при τ от 4 до 3000 мин. Установлено, что радиальные трещины (РТр) увеличиваются по длине, углу отклонения и глубине с ростом пластичности. Средняя глубина РТр увеличивается от 80 до 135 мкм, угол отклонения — от 6° до 10° .

ГЛАВА 5 ВЛИЯНИЕ ТМО НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СТАЛЕЙ С ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

5.1 Влияние параметров термомеханической обработки

Микролегирование и температура аустенитизации. Распад переохлажденного аустенита в экспериментальных сталях 32Г2ФА, 38Г2Ф и 42Г2ФТ был изучен для двух температур нагрева ($t_a = 850$ и 1000°C), моделирующих температуру окончания прокатки в редуccionном и раскатном станах, соответственно.

Охлаждение с $t_a = 850^\circ\text{C}$. При охлаждении в диапазоне близких к скорости охлаждения трубы на воздухе ($v_{\text{охл}} = 0.5 \dots 6^\circ\text{C}/\text{с}$) в структуре стали 32Г2ФА присутствует бейнит ($q_b = 10 \dots 20\%$), а также феррит и перлит. (рис. 5.1, а). В структуре всех образцов видна наследственная полосчатость (рис. 5.1), которая связана с ликвацией марганца при отливке трубных заготовок. Феррит выделяется как в виде отдельных зерен, так и в виде сетки на границах исходного аустенитного зерна. Стоит отметить, что феррит и перлит выделяются в областях, обедненных по марганцу. Бейнит же, напротив, выделяется в более богатых по марганцу областях. С повышением скорости охлаждения твердость стали возрастает, что связано с увеличением количества бейнита в структуре (рис. 4.5, б).

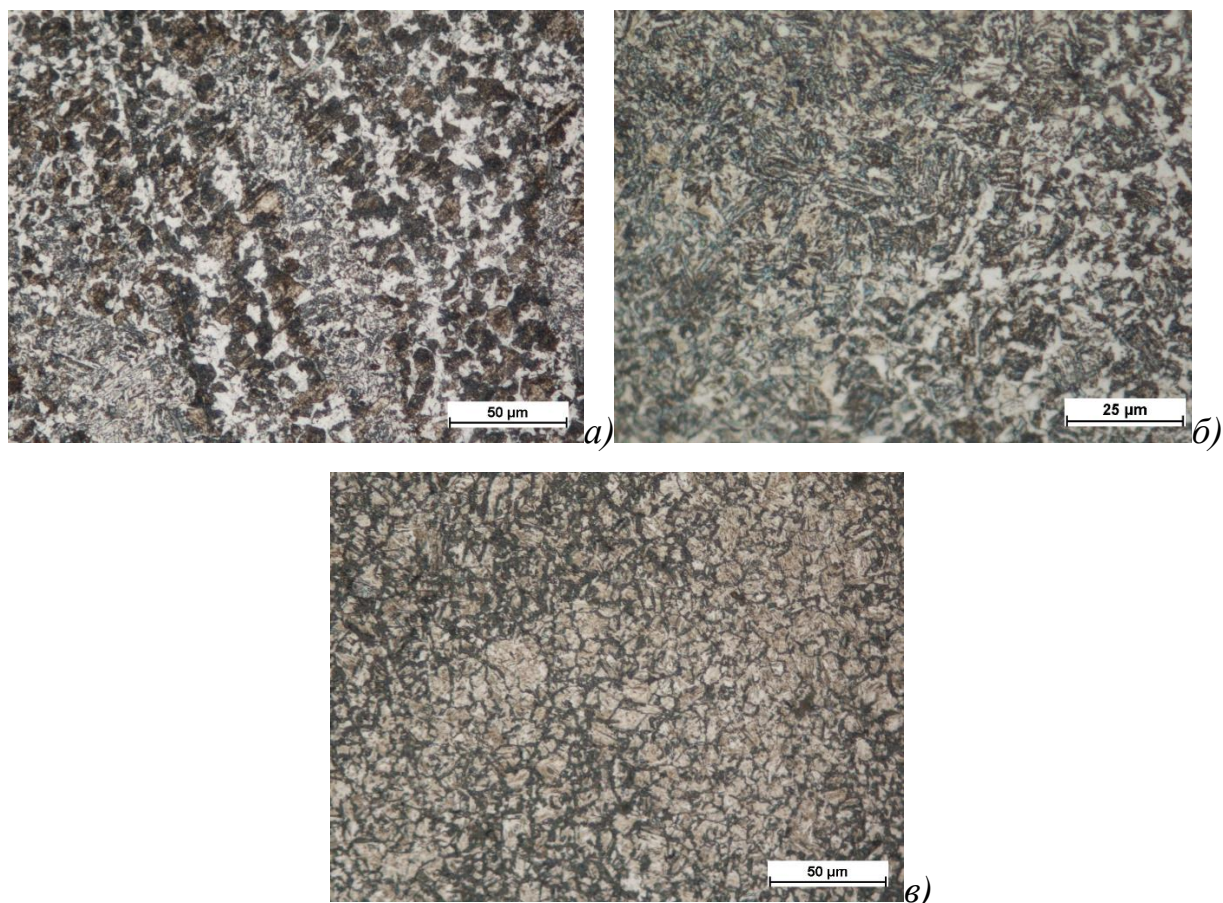


Рисунок 5.1 - Микроструктура стали 32Г2ФА после охлаждения от температуры $T_H=850^{\circ}\text{C}$ с различными скоростями:
а) $V_{\text{охл}} = 0,5^{\circ}\text{C/с}$; б) $V_{\text{охл}} = 6^{\circ}\text{C/с}$; в) $V_{\text{охл}} = 25^{\circ}\text{C/с}$.

При повышении $v_{\text{охл}}$ до $15-25^{\circ}\text{C/с}$ в структуре стали заметно уменьшается количество продуктов распада по первой ступени, а именно перлита и феррита ($q_{\text{ф}}=1...5\%$; $q_{\text{п}}= 10\%$). Резкое повышение твердости обусловлено появлением в структуре сдвиговых продуктов распада ($q_{\text{м}}=35...47\%$). По границам исходного аустенитного зерна образуется бейнит, а в теле зерна выделяется мартенсит (рис. 5.1, в). Структурная диаграмма стали 32Г2ФА приведена на рис. 5.2

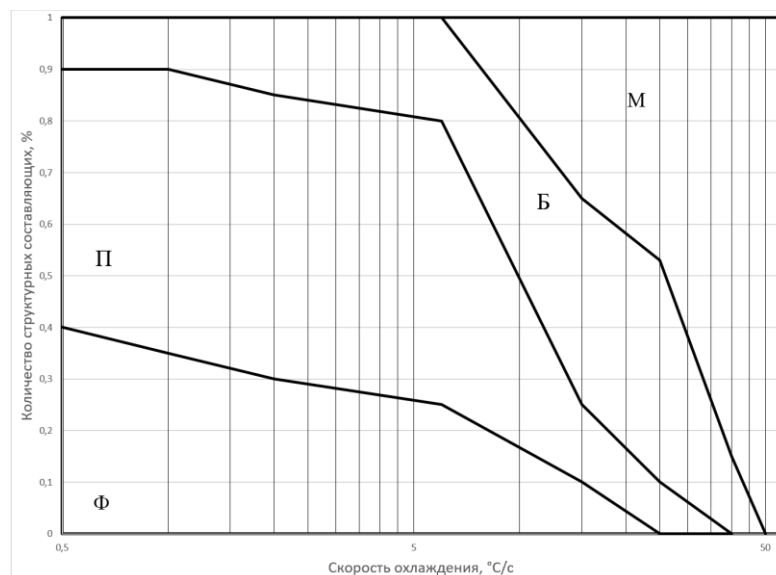


Рисунок 5.2 - Структурная диаграмма распада переохлажденного аустенита в стали 32Г2ФА, $t_a=850$ °С.

После охлаждения образцов стали 38Г2Ф со скоростью $V_{\text{охл}} = 0,5$ °С/с структура стали представляет собой феррито-перлитную смесь, в которой избыточный феррит ($q_{\text{ф}} = 20\text{--}25\%$) наблюдается как в виде широкой незамкнутой сетки, так и в виде отдельных зерен (рис. 5.3, а). На дилатометрической кривой охлаждения отчетливо виден температурный интервал только диффузионного превращения.

При увеличении $V_{\text{охл}}$ до $1\text{--}3$ °С/с в структуре стали наряду с продуктами диффузионного превращения заметно появление верхнего бейнита (рис. 4.3, б), который по твердости (25–27 ед. HRC) сопоставим с перлитом и не оказывает большого влияния на общую твердость смеси (рис. 4.4, б).

При охлаждении со скоростью $V_{\text{охл}} = 1$ °С/с количество бейнитных продуктов распада переохлажденного аустенита составляет $q_{\text{б}} \sim 5\text{--}10$ % (рис. 4.4, а), вследствие чего практически невозможно на дилатометрической кривой охлаждения выделить температурный интервал сдвигового превращения. Это удастся сделать при $V_{\text{охл}} = 3$ °С/с, когда доля бейнитной составляющей в структуре увеличивается до $q_{\text{б}} \sim 50\text{--}55$ % (рис. 5.3, б).

Возрастание скорости охлаждения $V_{\text{охл}}$ от 3 до 6 °C/с сопровождается появлением в структуре нижнего бейнита (рис. 5.3, в), трудно отличимого на изображении микроструктуры стали от верхнего бейнита, но выявляемого по повышению твердости феррито-перлитно-бейнитной смеси до 33–34 ед. HRC (рис. 5.4, б). Оценка твердости гетерофазной структуры по правилу смесей с учетом того условия, что твердость перлита и верхнего бейнита близки (25-27 ед. HRC), позволила условно выделить на структурной диаграмме распада переохлажденного аустенита стали 38Г2Ф при $t_a = 850^\circ\text{C}$ температурный диапазон скоростей охлаждения для появления в структуре нижнего (Н.Б) и верхнего (В.Б) бейнита (рис. 5.4, а).

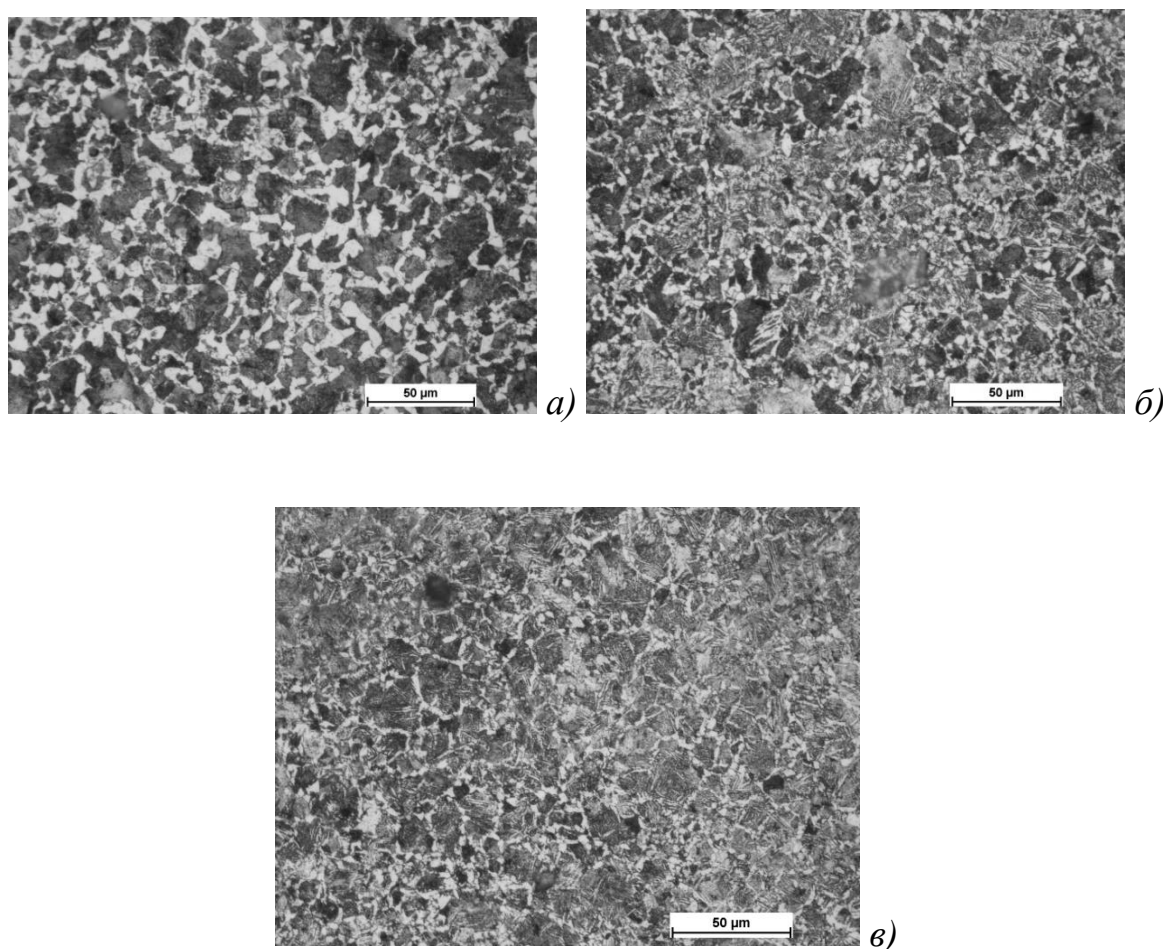


Рисунок 5.3 - Микроструктура стали 38Г2Ф после охлаждения с различными скоростями, $t_a = 850^\circ\text{C}$:

а) $V_{\text{охл}} = 0,5 \text{ } ^\circ\text{C/с}$; б) $V_{\text{охл}} = 3 \text{ } ^\circ\text{C/с}$; в) $V_{\text{охл}} = 6 \text{ } ^\circ\text{C/с}$.

При повышении скорости охлаждения до $V_{\text{охл}} = 15 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в структуре стали наблюдаются мартенсит и выделяющиеся по границам бывших аустенитных зерен, более темно травящиеся, участки нижнего бейнита, доля которого в структуре составляет не менее $q_{\text{нб}} \sim 20\text{-}25 \text{ } \%$ (рис. 5.4, а), твердость такой смеси составляет 53-54 ед. HRC (рис. 5.4, б).

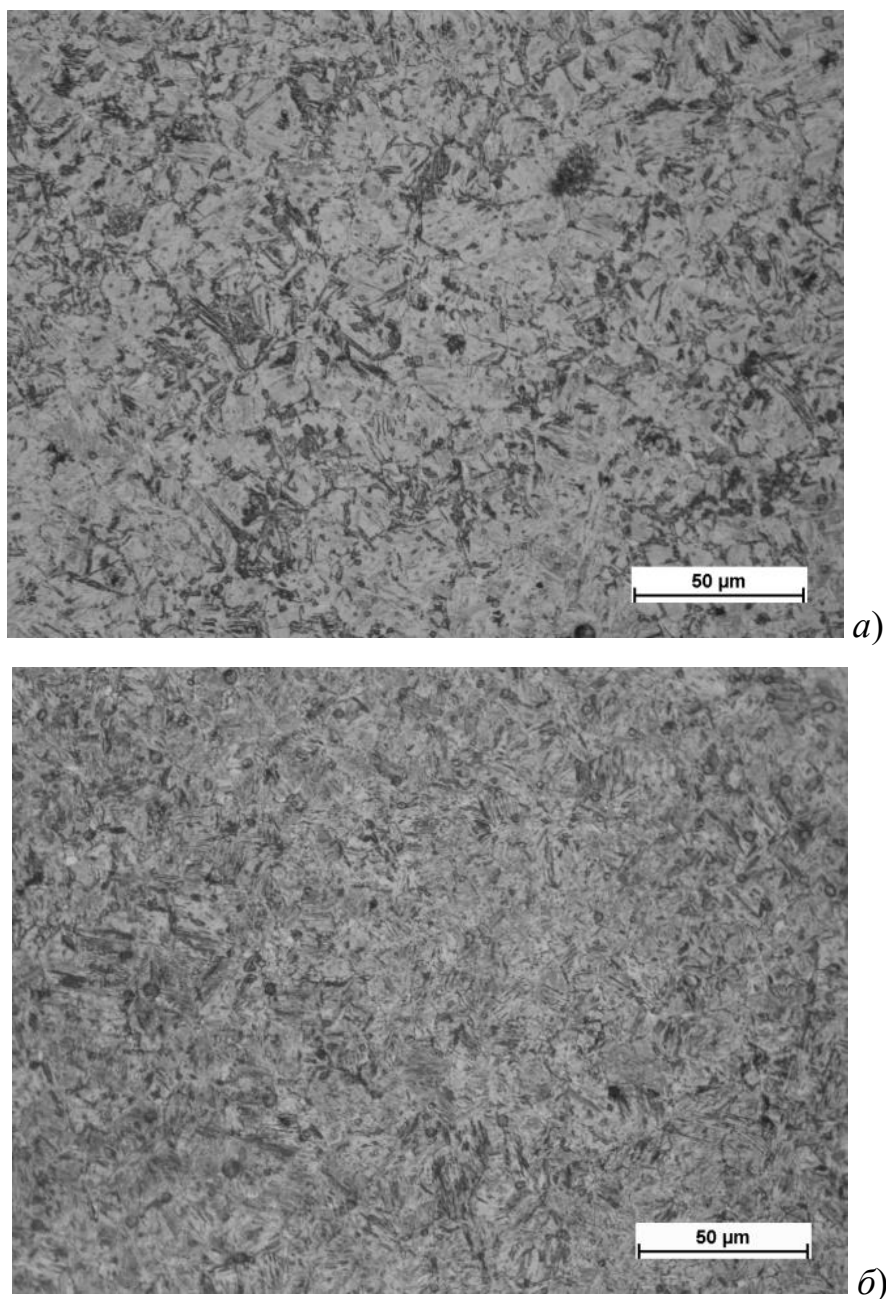


Рисунок 5.4 - Микроструктура стали 38Г2Ф после охлаждения с различными скоростями ($t_a = 850^{\circ}\text{C}$): а) $V_{\text{охл}} = 15 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$; б) $V_{\text{охл}} = 30 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

При $V_{\text{охл}} \geq 30$ °C/с в структуре стали 38Г2Ф после аустенитизации при 850°C наблюдается только мартенсит с твердостью 56–57 ед. HRC (рис. 4.4, б), а на дилатометрической кривой охлаждения можно выделить температуру начала мартенситного превращения. Структурное поле стали 38Г2Ф после охлаждения с температуры 850°C приведено на рис. 5.5.

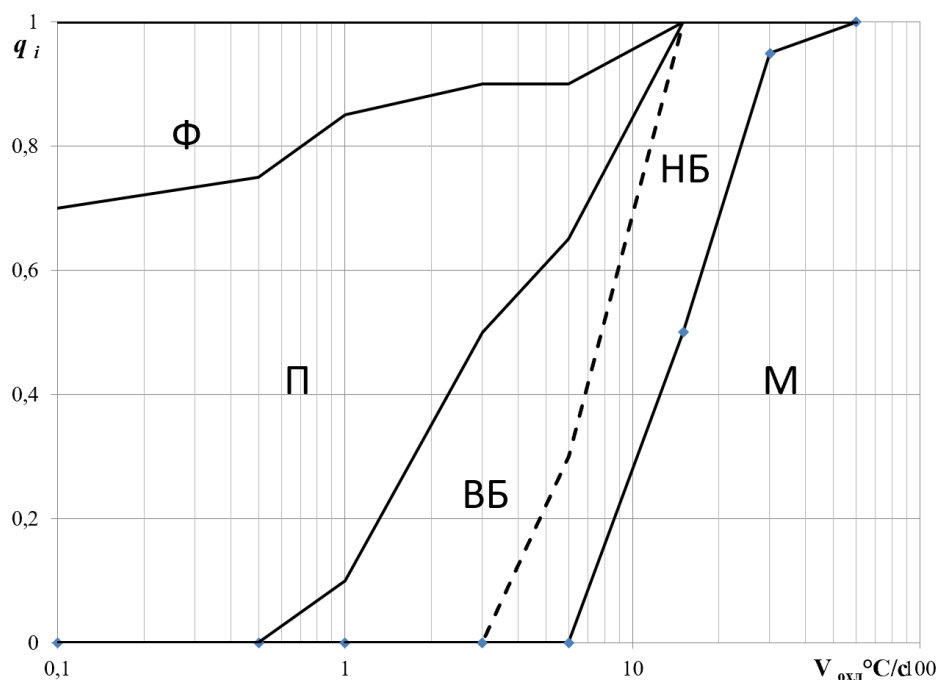


Рисунок 5.5 - Структурная диаграмма распада переохлажденного аустенита в стали 38Г2Ф $t_a=850^\circ\text{C}$

После охлаждения образцов стали 42Г2ФТ со скоростью $V_{\text{охл}} = 0,5$ °C/с структура стали представляет собой феррито-перлитную смесь, в которой избыточный феррит ($q_{\text{ф}} \sim 10\%$) наблюдается в виде тонкой незамкнутой сетки, (рис. 4.6, а). На дилатометрической кривой охлаждения отчетливо виден температурный интервал только диффузионного превращения.

При увеличении $V_{\text{охл}}$ до 1 °C/с в структуре стали наряду с продуктами диффузионного превращения заметно появление верхнего бейнита (рис. 4.6, б, рис. 6.7 а), микротвердость которого составляет 33–35 ед. HRC. При содержании верхнего бейнита в структуре в количестве $q_{\text{в.б.}} \sim 40\%$, общая твердость гетерофазной смеси составляет 29 ед. HRC.

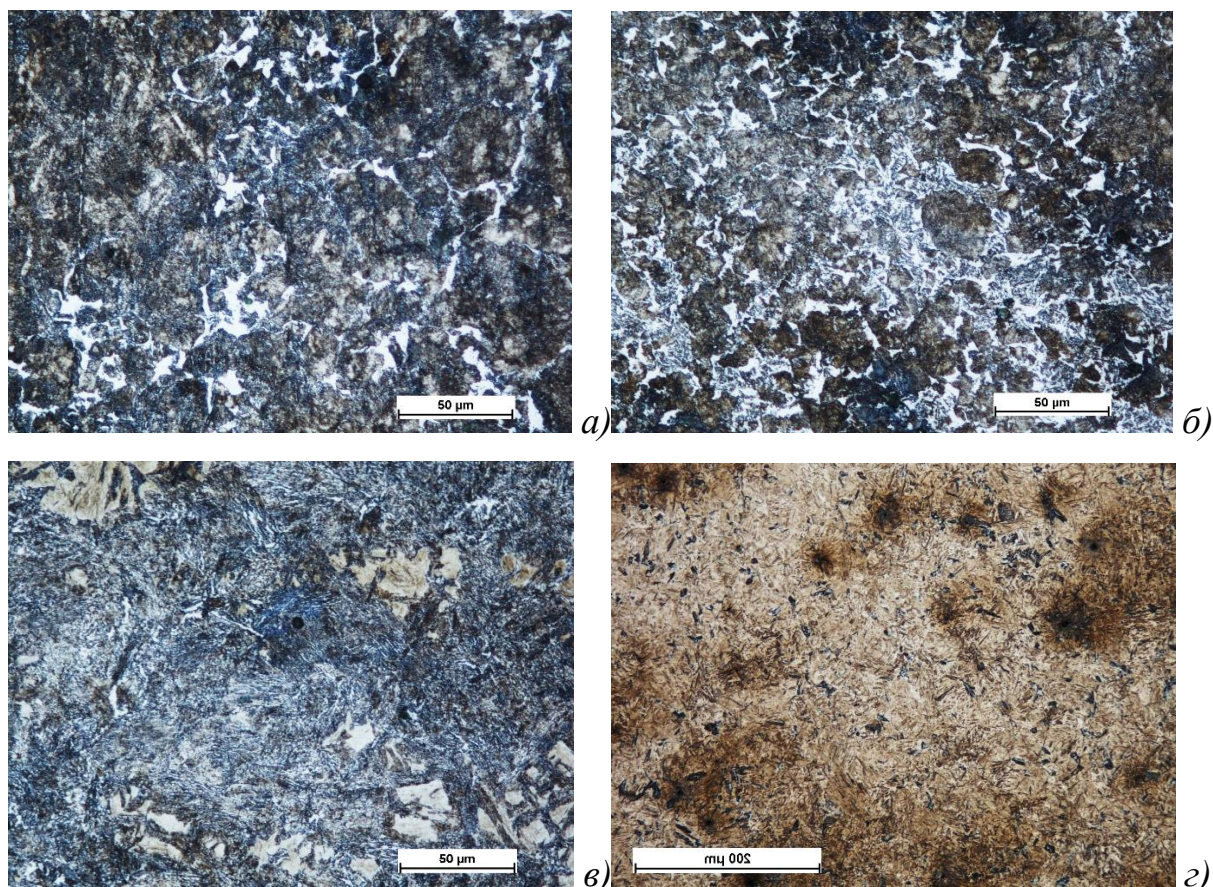


Рисунок 5.6 - Микроструктура стали 42Г2ФТ после охлаждения с различными скоростями ($t_a = 850^\circ\text{C}$):
 а) $V_{\text{охл}} = 0,5^\circ\text{C/с}$; б) $V_{\text{охл}} = 1^\circ\text{C/с}$; в) $V_{\text{охл}} = 3^\circ\text{C/с.}$; з) $V_{\text{охл}} = 6^\circ\text{C/с}$.

При охлаждении со скоростью $V_{\text{охл}} = 3^\circ\text{C/с}$ в структуре стали присутствуют продукты диффузионно-сдвигового и сдвигового распадов. В данной структуре оптически невозможно отделить верхний бейнит от нижнего, интервал превращения на дилатометрической кривой охлаждения охватывает температуру от 490 до 320°C , соответственно может включать в себя как верхний бейнит, так и мартенсит. Твердость смеси составила 35 ед. HRC. По правилу смесей, учитывая, что твердость мартенсита в структуре составляет 57 HRC, а твердость нижнего бейнита 39 HRC, был вычислен количественный состав структурных составляющих гетерофазной смеси ($q_{\text{в.б.}} \sim 30\%$, $q_{\text{н.б.}} \sim 60\%$, $q_{\text{м}} \sim 10\%$) (рис. 4.6, в),

Охлаждение дилатометрических образцов со скоростью $V_{\text{охл}} = 6 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ приводит к образованию в структуре исключительно мартенсита (рис. 5.6, г). Оценка твердости гетерофазной структуры по правилу смесей с учетом того условия, что твердость перлита в структуре составляет порядка 22-23 ед. HRC а твердость феррит 10 ед. HRC позволила составить структурную диаграмму распада переохлажденного аустенита стали 42Г2ФТ при $t_a = 850^{\circ}\text{C}$, а так же выделить диапазон скоростей охлаждения для появления в структуре нижнего (Н.Б) и верхнего (В.Б) бейнита (рис. 5.7, а). Структурная диаграмма стали 42Г2ФТ после охлаждения с 850°C представлено на рис. 5.7

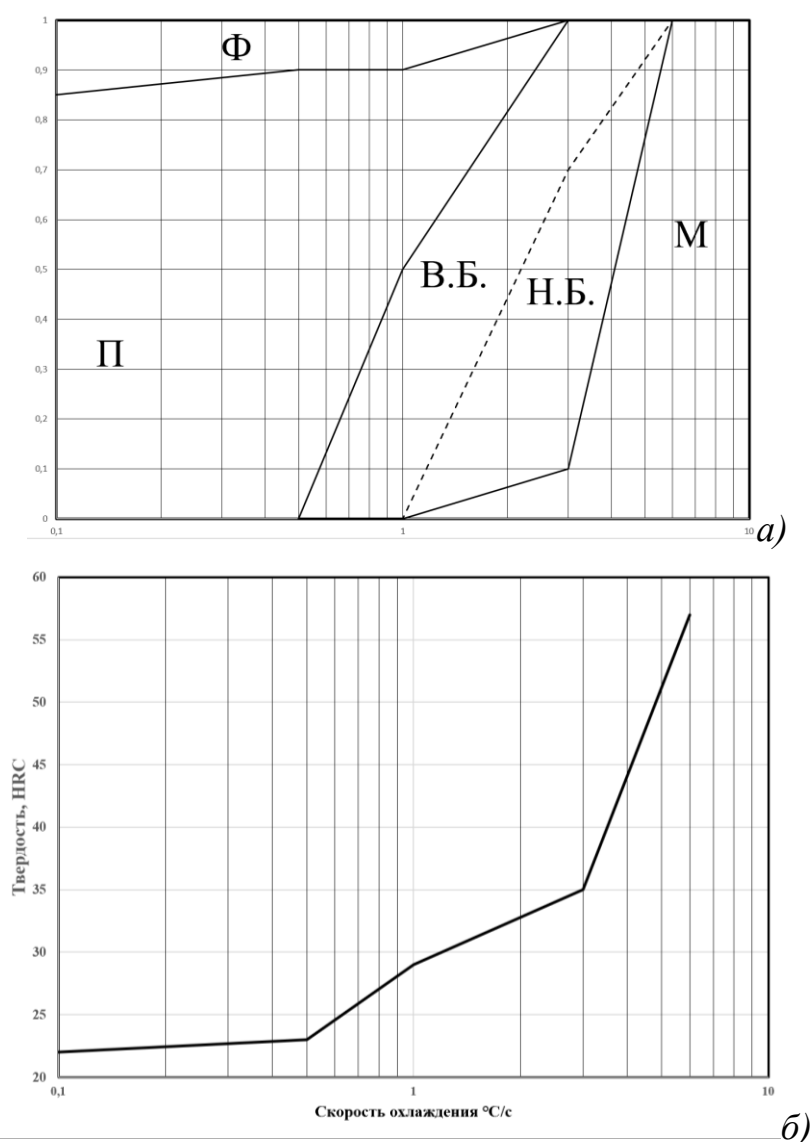


Рисунок 5.7 - Структурная диаграмма распада переохлажденного аустенита (а) и влияние скорости охлаждения на твердость (б) в стали 42Г2ФТ ($t_a = 850^{\circ}\text{C}$).

Совместный структурный, дюраметрический и дилатометрический анализ исследуемых сталей позволил построить термокинетическую диаграмму, которая приведена на рис. 5.8

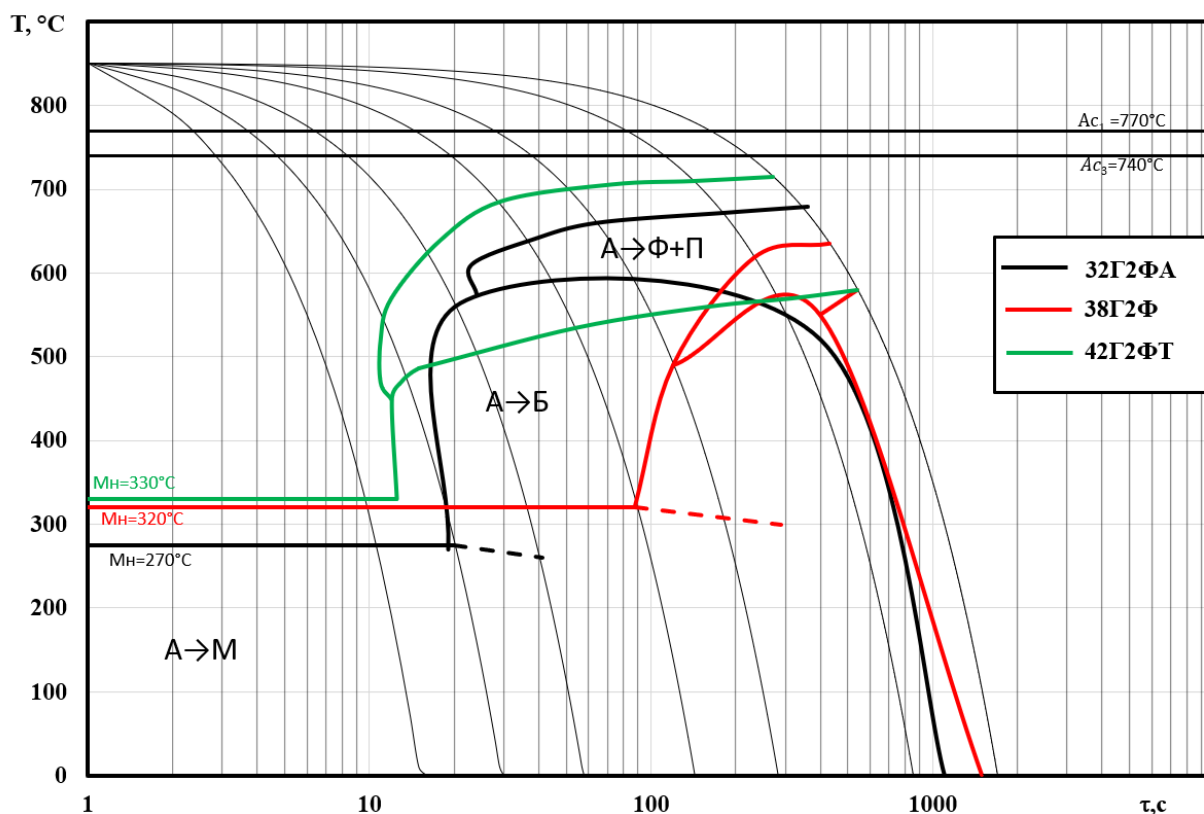


Рисунок 5.8 - Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита сталей 32Г2ФА, 38Г2Ф и 42Г2ФТ от $t_a = 850^\circ\text{C}$.

Сопоставление ТКД после аустенитизации при от $t_a = 850^\circ\text{C}$. позволило количественно оценить влияние состава сталей на фазовые превращения при охлаждении (рис. 5.8).

- Температурный диапазон распада переохлажденного аустенита по I ступени сужается ($\Delta t_1 \sim 130^\circ\text{C}$ у стали 32Г2ФА, $\Delta t_1 \sim 50^\circ\text{C}$ у стали 42Г2ФТ), а сама область смещается в сторону более низких скоростей охлаждения: так, у стали 32Г2ФА продукты диффузионного превращения наблюдаются в

структуре стали при $V_{\text{охл}} \sim 15 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, а в стали 42Г2ФТ в интервале скоростей охлаждения $V_{\text{охл}} \sim 1\text{--}3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ [55].

-Температурный диапазон распада переохлажденного аустенита по II ступени практически не изменяется $\Delta t_{\text{II}} \sim 580\text{--}450^{\circ}\text{C}$, однако сама область не смещается, а сужается со стороны $V_{\text{вкз}}$ в сторону более низких скоростей охлаждения (см. рис. 5.8): так, в стали 32Г2ФА величина $V_{\text{вкз}}$ составляет $30 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, в стали 38Г2Ф $\sim 15^{\circ}\text{C}/\text{с}$, а в стали 42Г2ФТ $\sim 6 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. В то же время нижняя критическая скорость охлаждения (начала появления бейнитных продуктов распада) близка для всех сталей ($V_{\text{нкз}} = 0,5\text{--}1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) [55].

Охлаждение с $t_a = 1000^{\circ}\text{C}$. Согласно металлографическим исследованиям, при непрерывном охлаждении стали 32Г2ФА со скоростью $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в структуре формируются феррит, перлит и бейнит (рис. 5.9, а). С повышением скорости охлаждения до $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в структуре увеличивается количество продуктов распада аустенита по второй ступени (рис. 5.9, б). Охлаждение со скоростью $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приводит к появлению отдельных участков перлита, сетки феррита и значительного количества бейнита, который по морфологии и температуре образования близок к верхнему бейниту (рис. 5.9, в).

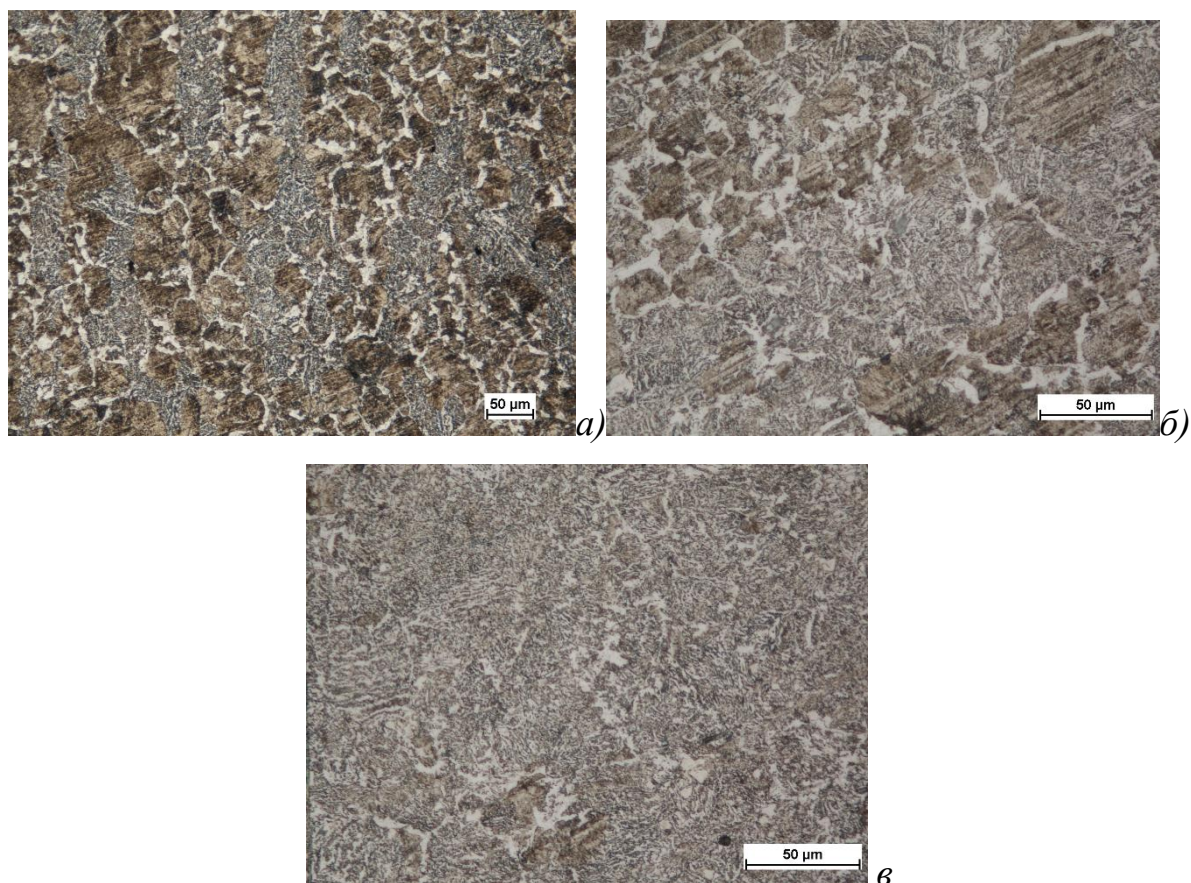


Рисунок 5.9 - Микроструктура стали 32Г2ФА после охлаждения с различными скоростями с $T_n=1000^{\circ}\text{C}$: а) $-v_{\text{охл}} = 0,5^{\circ}\text{C/c}$; б) $-v_{\text{охл}} = 1^{\circ}\text{C/c}$; в) $-v_{\text{охл}} = 2^{\circ}\text{C/c}$;

Микроструктура стали 32Г2ФА после охлаждения от температуры аустенитизации 1000°C в диапазоне скоростей $0,5 \dots 2^{\circ}\text{C/c}$ приведена на рис. 5.9. Структурное поле приведено на рис. 5.10.

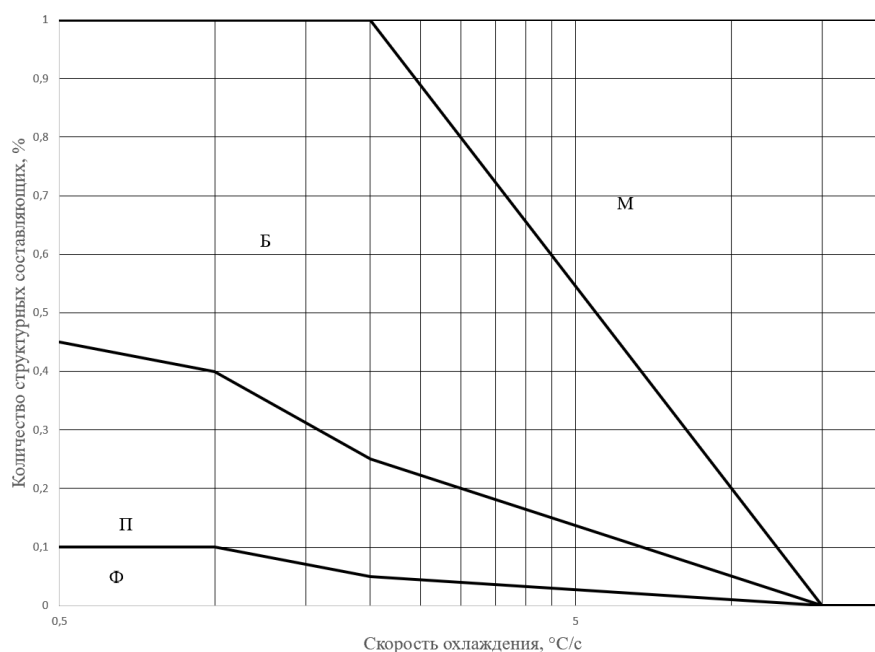


Рисунок 5.10 - Структурная диаграмма распада переохлажденного аустенита в стали 32Г2ФА_{At}=1000°C

После охлаждения образцов стали 32Г2ФА со скоростью $V_{\text{охл}} = 0,5 \text{ } ^\circ\text{C/c}$ структура стали представляет собой феррито-перлитную смесь, в которой доля избыточного феррита, выделяющегося по границам бывших аустенитных зерен в виде тонкой замкнутой сетки толщиной 5–10 мкм, составляет $q_{\text{ф}} \sim 15\text{--}20 \text{ } \%$ (рис. 5.11, а, рис. 5.12, а). На дилатометрической кривой охлаждения отчетливо виден температурный интервал только диффузионного превращения.

При этом на дилатометрической кривой охлаждения при $V_{\text{охл}} = 1 \text{ } ^\circ\text{C/c}$ нельзя однозначно выделить температурный интервал сдвигового превращения. Однако металлографический анализ показал, что в структуре стали наряду с продуктами диффузионного превращения наблюдаются участки верхнего бейнита (рис. 5.11, б), доля которых $q_{\text{вб}}$ возрастает с 15–20 до 80–85 % при увеличении $V_{\text{охл}}$ с 1 до 3 $^\circ\text{C/c}$ (рис. 5.12, а).

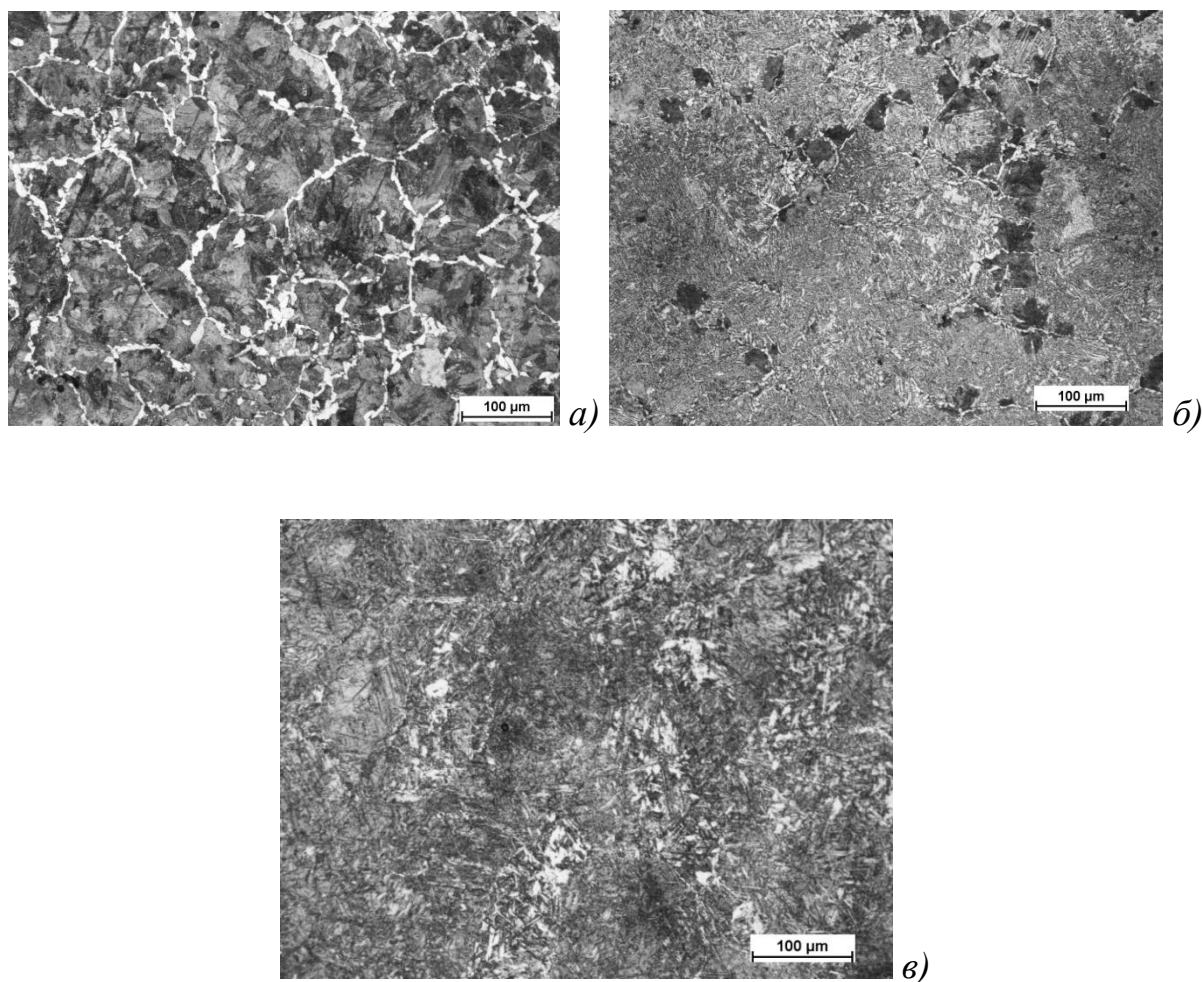


Рисунок 5.11 - Микроструктура стали 38Г2Ф после охлаждения со скоростями ($t_a = 1000^\circ\text{C}$):
а) $0,5^\circ\text{C/s}$; б) 3°C/s ; в) 6°C/s .

Этот факт, наряду со слабым изменением твердости (26–28 ед. HRC, см. рис. 5.11, б) в рассматриваемом диапазоне скоростей охлаждения ($V_{\text{охл}} = 1\text{--}3^\circ\text{C/s}$), свидетельствует о близкой по величине твердости перлита и верхнего бейнита. При повышении скорости охлаждения $V_{\text{охл}}$ до 3°C/s на дилатометрической кривой охлаждения можно выделить температурный интервал сдвигового превращения $\Delta t_{\text{II}} \sim 370\text{--}580^\circ\text{C}$.

При $V_{\text{охл}} = 6^\circ\text{C/s}$ в структуре стали наблюдаются только низкотемпературные продукты распада переохлажденного аустенита – мартенсит и нижний бейнит, относительная доля которых, оцененная по

правилу смесей, составляет ~ 60 и 40 %, соответственно (рис. 5.11, в, рис. 4.12).

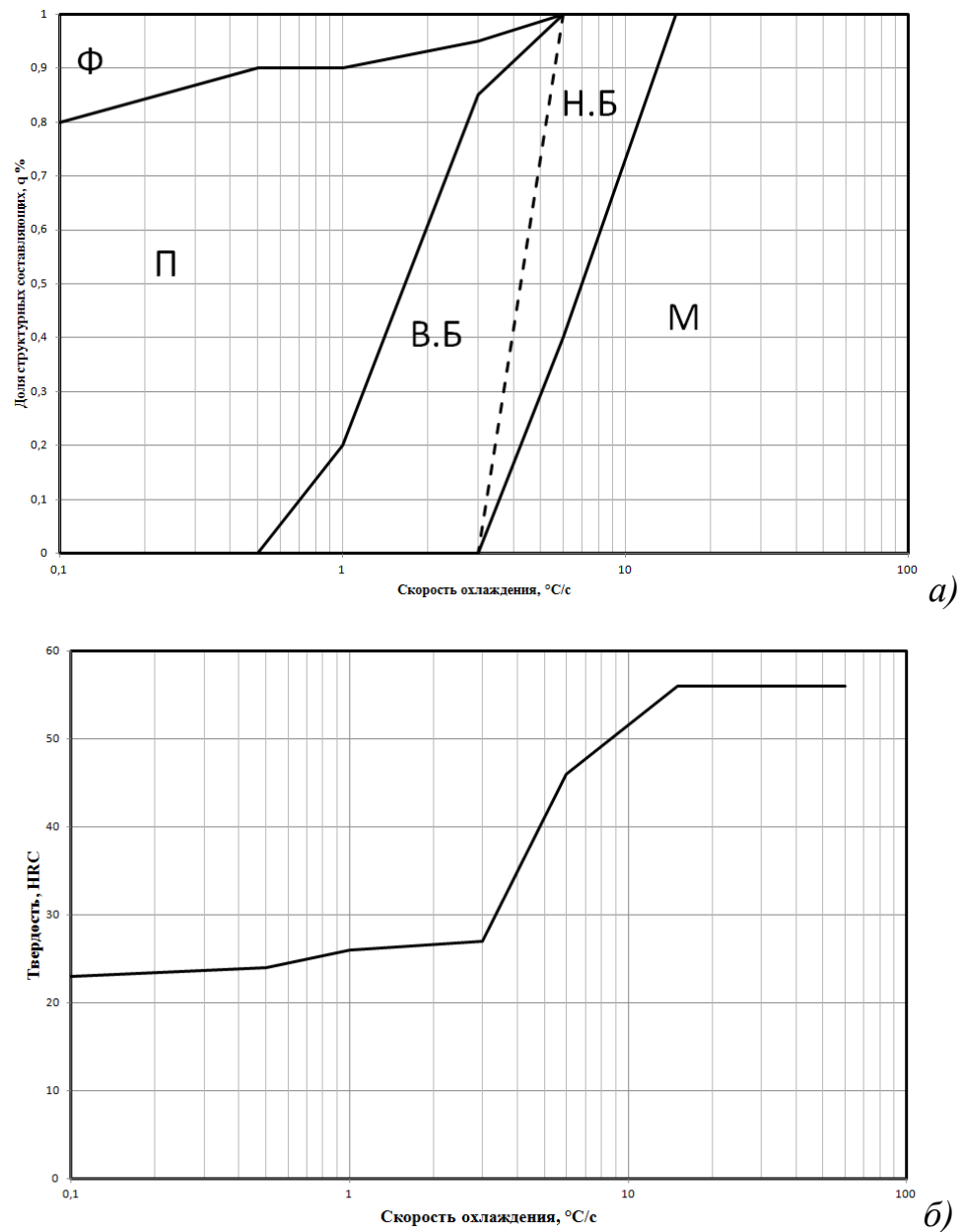


Рисунок 5.12 - Структурная диаграмма распада переохлажденного аустенита (а) и влияние скорости охлаждения на твердость (б) в стали 32Г2ФА ($t_a = 1000^\circ\text{C}$).

При $V_{\text{охл}} = 15 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ в структуре стали 32Г2ФА после аустенитизации при 1000°C наблюдается только мартенсит с твердостью 56-57 ед. HRC

(рис. 5.12 и 5.13), а на дилатометрической кривой охлаждения можно выделить только температуру начала мартенситного превращения.

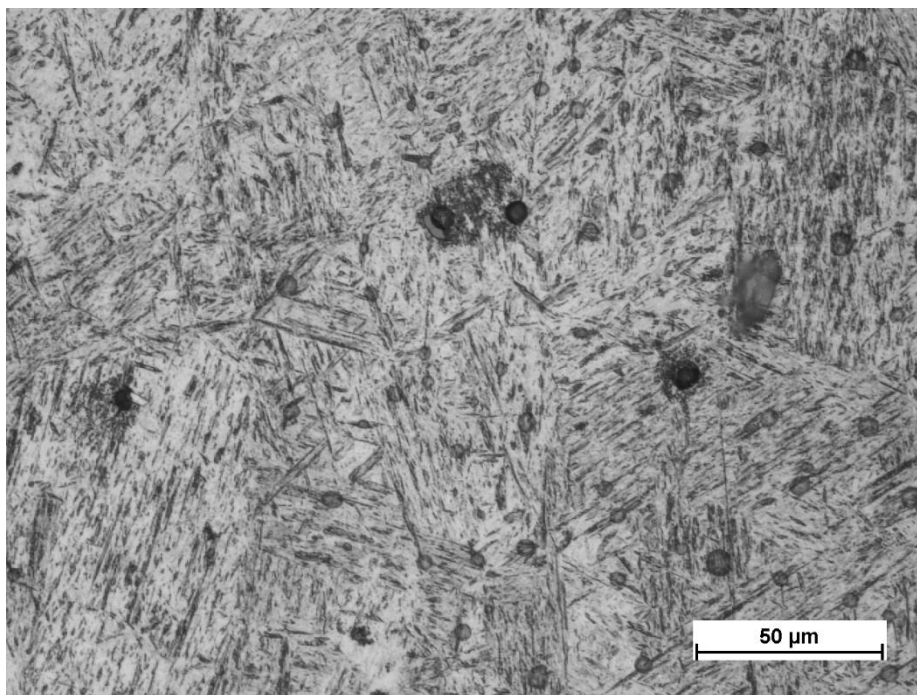


Рисунок 5.13 - Микроструктура стали 32Г2ФА после охлаждения со скоростью $V_{\text{охл}} = 15 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ($t_a = 1000^{\circ}\text{C}$).

Температурный диапазон распада переохлажденного аустенита по I ступени сужается $\Delta t_I \sim 650\text{--}580^{\circ}\text{C}$, а сама область смещается в сторону более низких скоростей охлаждения: так, при $t_a = 850^{\circ}\text{C}$ продукты диффузионного превращения наблюдаются в структуре стали при $V_{\text{охл}} \sim 15 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$, а при повышении температуры аустенитизации – при $V_{\text{охл}} \sim 3 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

После охлаждения образцов стали 42Г2ФТ со скоростью $V_{\text{охл}} = 0,5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ структура стали представляет собой феррито-перлитно-бейнитную смесь, в которой доля избыточного феррита, выделяющегося по границам бывших аустенитных зерен в виде тонкой не замкнутой сетки толщиной 5–10 мкм, составляет $q_f \sim 10 \%$ (рис. 5.14, а, рис. 5.15, а). На дилатометрической кривой охлаждения отчетливо виден температурный интервал только диффузионного превращения, однако структурный и дюриметрический

анализ показал наличие в структуре небольшого количества верхнего бейнита $q_{в.б.} \sim 20 \%$. При увеличении скорости охлаждения до $V_{охл} = 1 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$, количество верхнего бейнита в структуре стали увеличивается до $q_{в.б.} \sim 30 \%$, а также, помимо феррита и перлита, в стали появляется и нижний бейнит в количестве $q_{н.б.} \sim 20 \%$.

Значительное количество бейнита в структуре позволило на дилатометрической кривой охлаждения выделить температурный интервал диффузионно-сдвигового превращения.

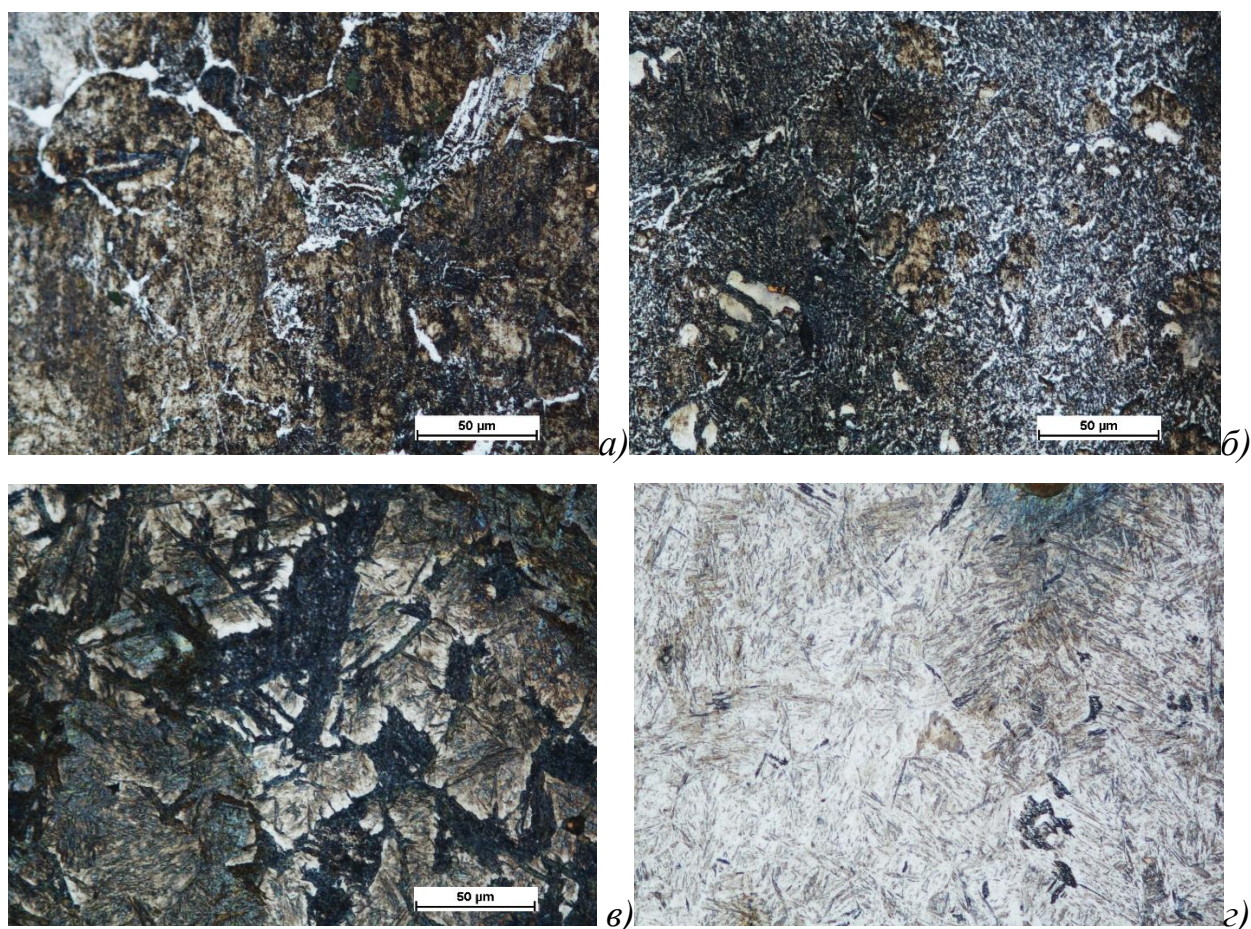


Рисунок 5.14 - Микроструктура стали 42Г2ФТ после охлаждения с различными скоростями ($t_a = 1000^{\circ}\text{C}$):

а) $V_{охл} = 0,5 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$; б) $V_{охл} = 1 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$; в) $V_{охл} = 3 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$; г) $V_{охл} = 6^{\circ}\text{C/с}$.

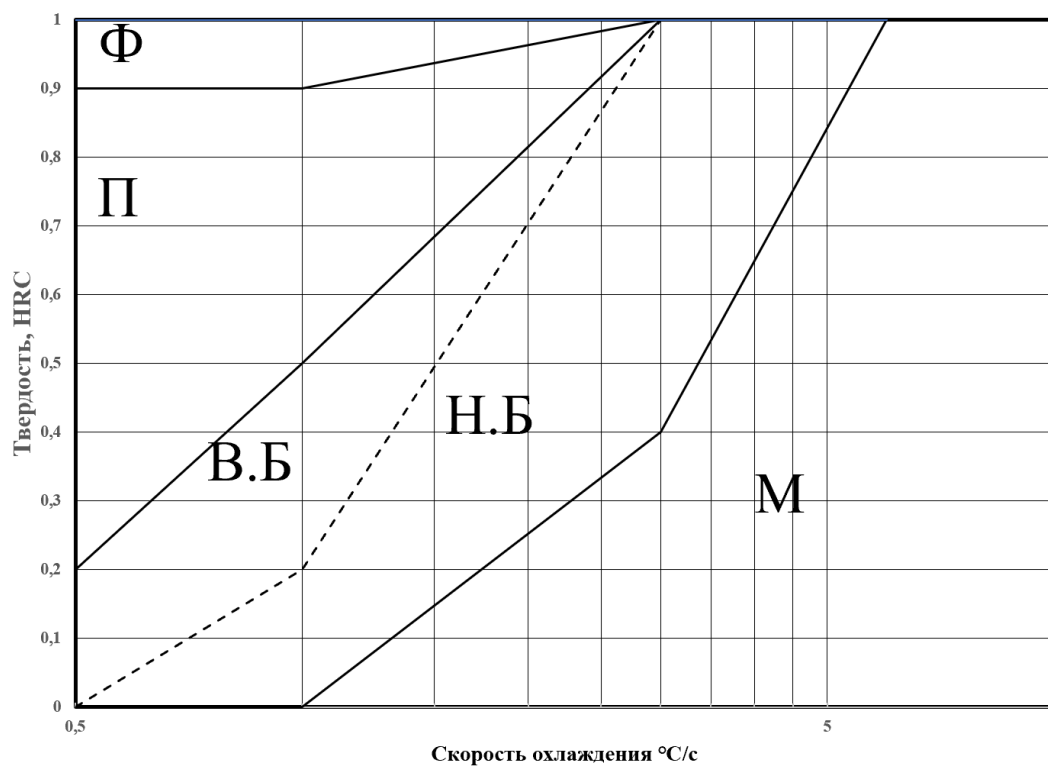
При $V_{охл} = 3 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$ структура стали представлена только низкотемпературными продуктами распада переохлажденного аустенита –

мартенсит и нижний бейнит, относительная доля которых, оцененная по правилу смесей, составляет ~ 60 и 40 %, соответственно (рис. 5.14, в.).

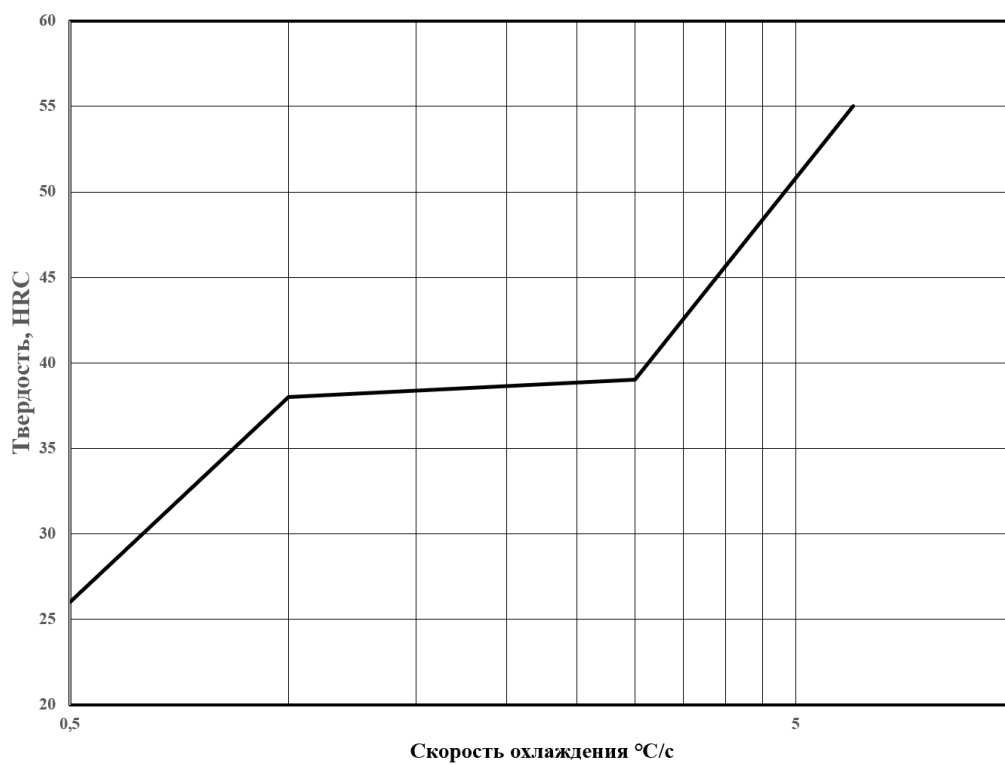
Повышая скорость охлаждения до $V_{\text{охл}} = 6 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ в структуре стали 42Г2ФТ после аустенитизации при 1000°C наблюдается только мартенсит с твердостью 56–57 ед. НР (рис. 5.14, г), а на дилатометрической кривой охлаждения можно выделить только температуру начала мартенситного превращения.

Проведенный структурный, дилатометрический и дюрOMETрический анализ стали 42Г2ФТ (рис. 5.15, а) свидетельствует о том, что в данном интервале скоростей охлаждения получение ферритно-перлитной структуры без продуктов распада по II ступени невозможно.

Совместный структурный, дюрOMETрический и дилатометрический анализ исследуемых сталей позволил построить термокинетическую диаграмму от $t_a = 1000 \text{ } ^\circ\text{C}$, которая приведена на рис. 5.16



a)



б)

Рисунок 5.15 - Структурная диаграмма распада переохлажденного аустенита (*a*) и влияние скорости охлаждения на твердость (*б*) в стали 42Г2ФТ ($t_a = 1000^\circ\text{C}$).

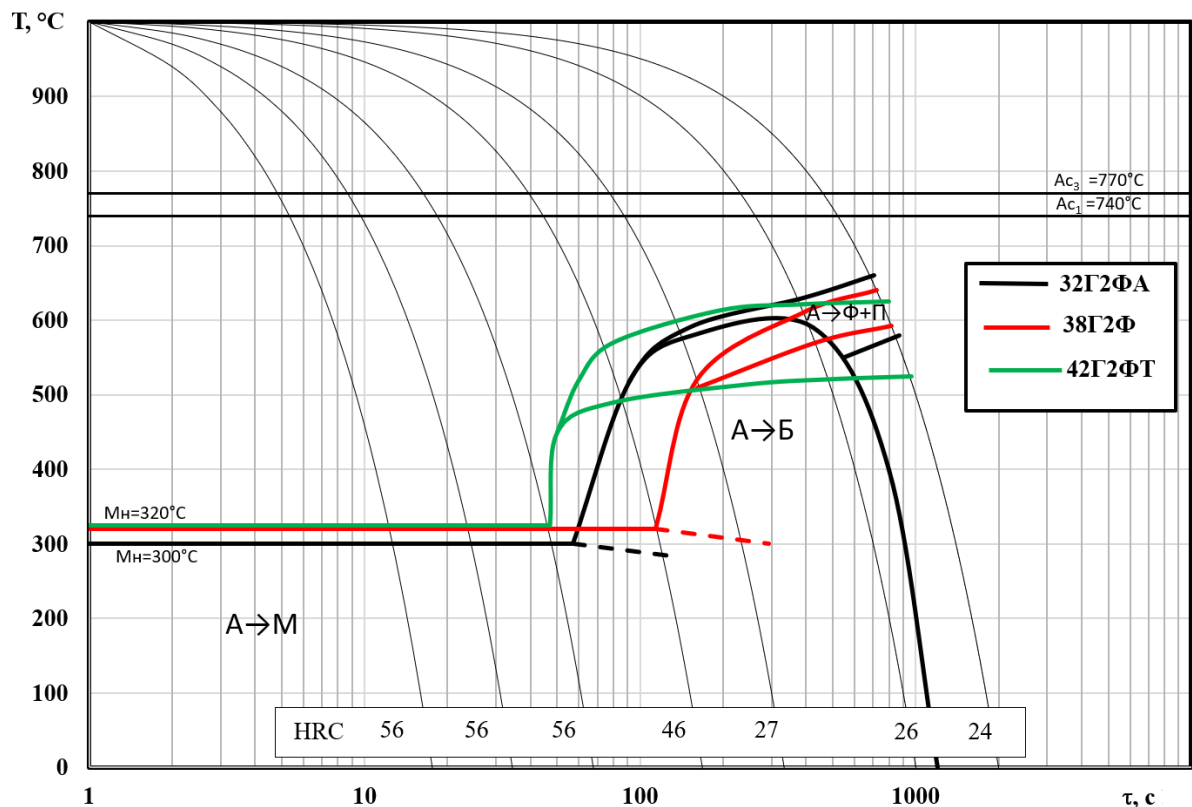


Рисунок 5.16 - Термокинетические диаграммы распада
переохлажденного аустенита сталей 32Г2ФА, 38Г2Ф и 42Г2ФТ от
 $t_a = 1000^{\circ}\text{C}$.

Таким образом, данные оптической металлографии совместно с измерением микротвердости позволили установить, что наблюдаемые в феррито-перлитной структуре стали 38Г2Ф вытянутые участки с морфологией отличной от перлита являются участками верхнего бейнита, твердость которого сопоставима с твердостью перлита ($\sim 290\text{-}300$ ед. HV_{μ}).

Сопоставление ТКД после аустенитизации при 850 и 1000°C позволило количественно оценить влияние температуры аустенитизации на фазовые превращения в стали 38Г2Ф при охлаждении (рис. 5.16).

Таким образом, исследование сталей 32Г2ФА, 38Г2Ф, 42Г2ФТ после охлаждения с различными скоростями в интервале от $0,5$ до $60^{\circ}\text{C}/\text{с}$ от температур аустенитизации 850 и 1000°C позволило показать, что:

Повышение содержания углерода от 0,35 до 0,42%, и кремния с 0,21 до 0,35% при $t_a = 850^\circ\text{C}$ приводит к увеличению устойчивости переохлажденного аустенита по первой и второй ступени. Так, например для стали 32Г2ФА верхняя критическая скорость закалки составляет $V_{\text{БКЗ}} \sim 30^\circ\text{C}/\text{с}$, тогда как у стали 38Г2Ф $V_{\text{БКЗ}} \sim 6^\circ\text{C}/\text{с}$. Температурный диапазон диффузионного превращения смещается с $\Delta t_1 \sim 670-570^\circ\text{C}$ у стали 32Г2ФА до $\Delta t_1 \sim 620-580^\circ\text{C}$ у стали 38Г2Ф. Температурный диапазон распада переохлажденного аустенита по II ступени практически не изменяется $\Delta t_{II} \sim 580-450^\circ\text{C}$.

Микролегирование V, Nb, Ti при температурах аустенитизации $t_a = 850^\circ\text{C}$ не оказывает существенного влияния на устойчивость переохлажденного аустенита, поскольку все микролегирующие элементы находятся не в твердом растворе, а в карбидах типа MeC.

Повышение температуры нагрева до $t_a = 1000^\circ\text{C}$ приводит к растворению карбидов (V, Nb, Ti)C, что приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита. Температурный диапазон распада переохлажденного аустенита по I ступени стали 32Г2ФА сужается $\Delta t_1 \sim 650-580^\circ\text{C}$, а сама область смещается в сторону более низких скоростей охлаждения: так, при $t_a = 850^\circ\text{C}$ в стали продукты диффузионного превращения наблюдаются в структуре при $V_{\text{охл}} \sim 15^\circ\text{C}/\text{с}$, а при повышении температуры до $t_a = 1000^\circ\text{C}$ аустенитизации – при $V_{\text{охл}} \sim 3^\circ\text{C}/\text{с}$.

Также с повышением температуры аустенитизации в сталях микролегированных ванадием (32Г2ФА, 38Г2Ф) сужается область выделения избыточного феррита: так при $V_{\text{охл}} \sim 0,5^\circ\text{C}/\text{с}$ и температуре аустенитизации 850°C сетка феррита широкая 10-15 мкм и незамкнутая, когда при аустенитизации 1000°C сетка замкнутая и толщина находится в пределах 5-10 мкм. Совместное микролегирование ванадием, титаном и молибденом приводит к увеличению температурного диапазона диффузионного превращения с $\Delta t_1 \sim 640-570^\circ\text{C}$ в стали 38Г2Ф до $\Delta t_1 \sim 640-520^\circ\text{C}$.

Температура и степень деформации. Исследованы структура и механические свойства труб разных типоразмеров (93,2x13,0 мм, 168,3x8,9 мм, 110x12,5 мм, 88,9x13,0 мм, 127x16,0 мм, 127x20,0 мм, 203x25,0 мм), изготовленных путем термомеханической обработки (ТМО) по разным режимам. Режимы термообработки приведены на рис.5.17

В качестве основного режима проката труб (режим 1) принимался тот, при котором трубы перед калибровочным станом (КС) подвергались подогреву в печи с шагающими балками или индукционном устройстве. Термометрирование показало, что фактическая температура калибровки труб с величиной обжатия $\varepsilon \sim 6\%$ при термомеханической обработке по режиму 1 составляла $t_k \sim 890-910^\circ\text{C}$ (рис. 5.17).

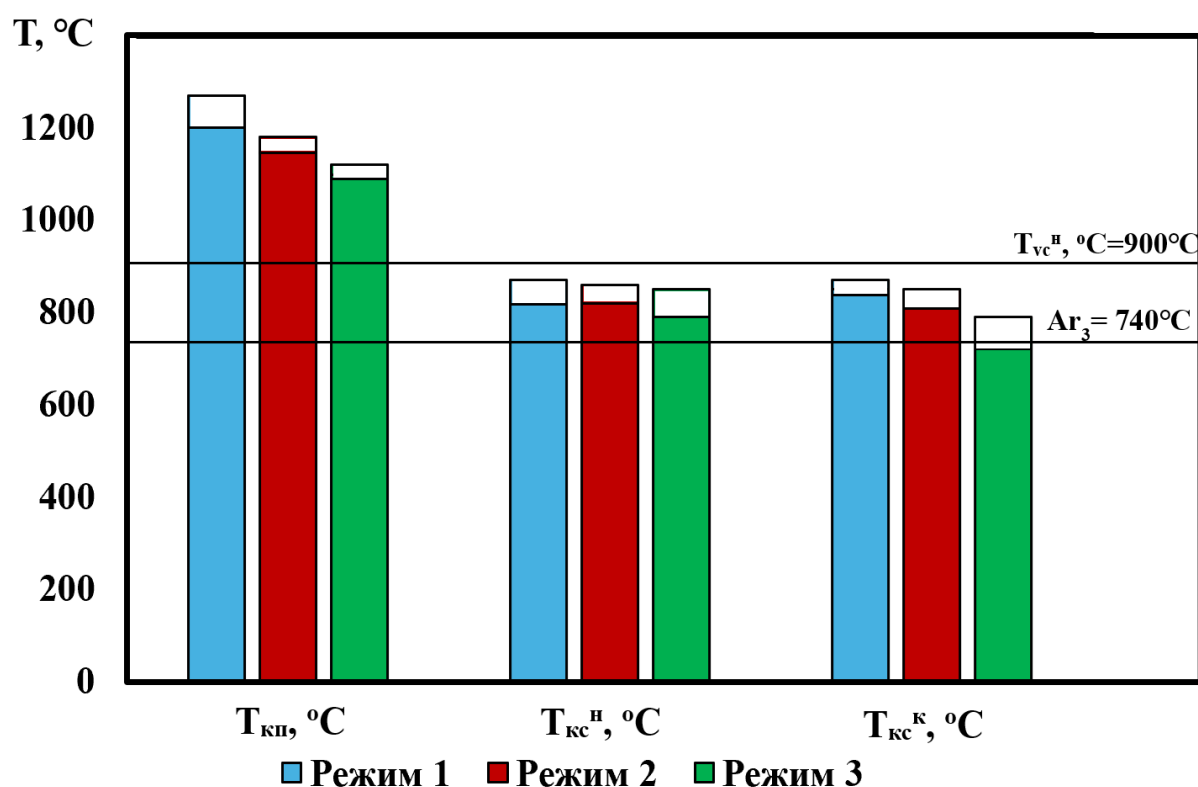


Рисунок 5.17 - Температуры нагрева трубной заготовки ($T_{кп}$), начала ($T_{кc}^H$) и конца калибровки ($T_{кc}^K$) труб 127x16,0 мм при прокатке по разным режимам.

Особенностью термомеханической обработки труб в условиях эксперимента является отсутствие перекристаллизации структуры трубы перед калибровкой, а также небольшая степень деформации при калибровке ($\varepsilon < 10\%$), что существенно сужает возможность уменьшения размера

аустенитного зерна d_a . Для этого использовали снижение температуры нагрева трубной заготовки с $t_n = 1200-1270$ до $1170-1180^\circ\text{C}$ (режим 2), а оценку величины d_a проводили на трубах после каждой операции горячей деформации – прошивки, раскатки и калибровки. Скорость последеформационного охлаждения для всех изученных типоразмеров труб не превышала $0,5-1,0$ $^\circ\text{C}/\text{с}$.

Результаты оптической металлографии свидетельствуют о наличии низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита даже в трубах с большой толщиной стенки при последеформационном охлаждении на воздухе (рис. 5.18, *а*). Появление столь крупных вытянутых участков предположительно бейнитной составляющей ($l > 500$ мкм), наблюдаемых, в основном, вблизи внутренней поверхности трубы ($\longrightarrow$ на рис. 5.18, *а*), обусловлено малой степенью обжатия при калибровке ($\varepsilon \leq 6$ %) и, соответственно, вызванной этим неоднородностью пластической деформации по стенке трубы [97].

В то же время структура стали вблизи наружной поверхности и середины стенки трубы представляет собой феррито-перлитную смесь, в которой 10-15 % избыточного феррита выделяется как в виде отдельных зерен, так и тонкой замкнутой сетки толщиной 5-10 мкм по границам бывших аустенитных зерен размером $d_a = 60-65$ мкм (рис. 5.18, *б*).

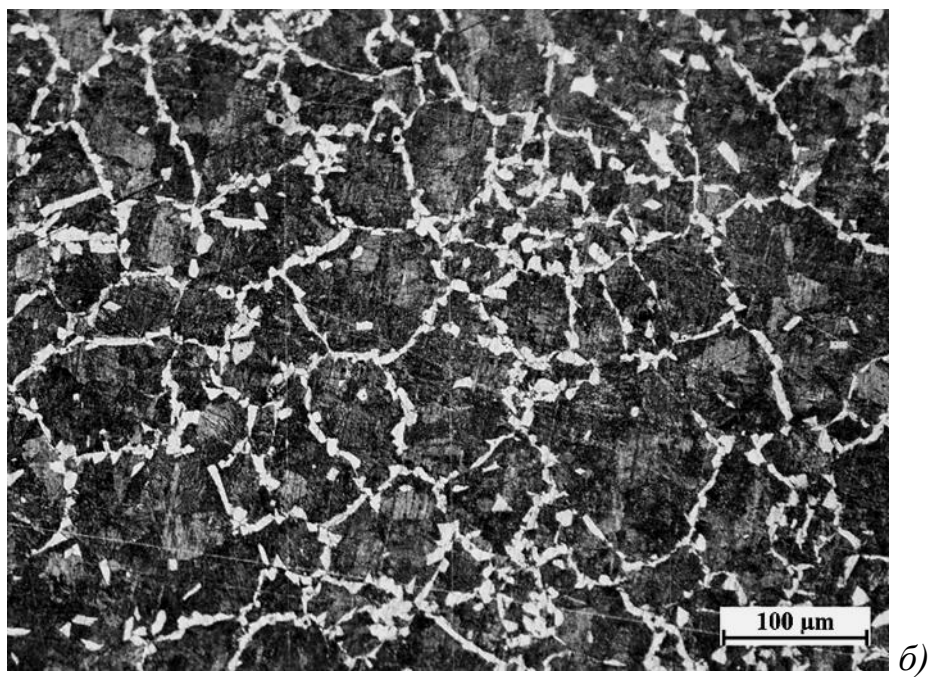
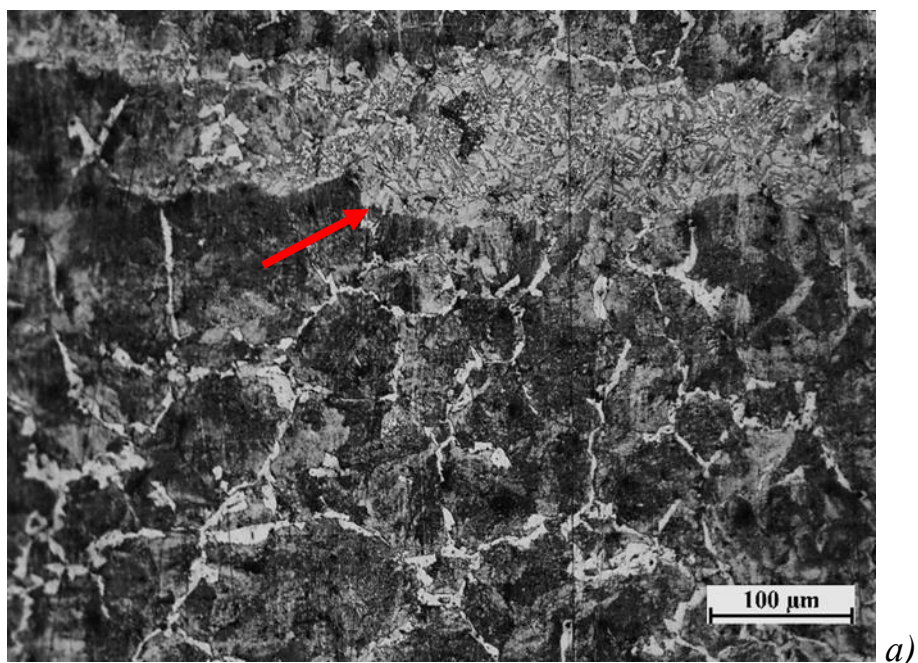


Рисунок 5.18 - Микроструктура труб из стали 32Г2ФА после обработки по режиму 1: а) 110х12,5 мм; б) 127х16,0 мм.

Твердость $HB_{\phi-п}$ такой структуры можно оценить по правилу смесей:

$$HB_{\phi-п} = q_{\phi} \cdot HB_{\phi} + q_{п} \cdot HB_{п}, \quad (1)$$

где $q_{\text{ф}} = 0,15$ и $q_{\text{п}} = 0,85$ – объемная доля феррита и перлита, $\text{HB}_{\text{ф}}$ и $\text{HB}_{\text{п}}$, – их твердость; для упрочненного частицами VC феррита $\text{HB}_{\text{ф}} = 210 \text{ кг/мм}^2$ [98], для перлита $\text{HB}_{\text{п}} = 280 \text{ кг/мм}^2$ [98], что дает $\text{HB}_{\text{ф-п}} \sim 270 \text{ кг/мм}^2$.

С другой стороны, для сталей существует прямая эмпирическая корреляция между твердостью HB и временным сопротивлением $\sigma_{\text{в}}$ [99]:

$$\text{HB} \sim 3 \cdot \sigma_{\text{в}}. \quad (2)$$

Тогда для описанного выше структурного состояния в стали 32Г2ФА уровень временного сопротивления составляет $\sigma_{\text{в}}^{\text{ф-п}} = 900 \text{ МПа}$. Превышение условия $\sigma_{\text{в}} \geq 900 \text{ МПа}$ означает, что в феррито-перлитной структуре появляются низкотемпературные (бейнитные) продукты распада переохлажденного аустенита с более высоким, чем у перлита, уровнем $\sigma_{\text{в}}$ (HB).

При термомеханической обработке труб из стали 32Г2ФА по режиму 2 интенсивная пластическая деформация происходит при температурах выше температуры начала выделения карбидов VC ($t < 900^\circ\text{C}$), поэтому интенсивный рост аустенитных зерен наблюдается после прошивки трубной заготовки при $1150\text{-}1200^\circ\text{C}$ (коэффициент вытяжки $K_{\text{в}} \sim 2,5$) и деформации трубы в раскатном стане при $950\text{-}1050^\circ\text{C}$ ($K_{\text{в}} \sim 1,5$). При этом достаточно крупный размер аустенитных зерен ($\bar{d}_{\text{а}} = 60\text{-}90 \text{ мкм}$) приводит к образованию тонкой замкнутой сетки избыточного феррита по границам бывших аустенитных зерен одновременно с выделением бейнитных продуктов распада переохлажденного аустенита (рис. 5.19, а, б).

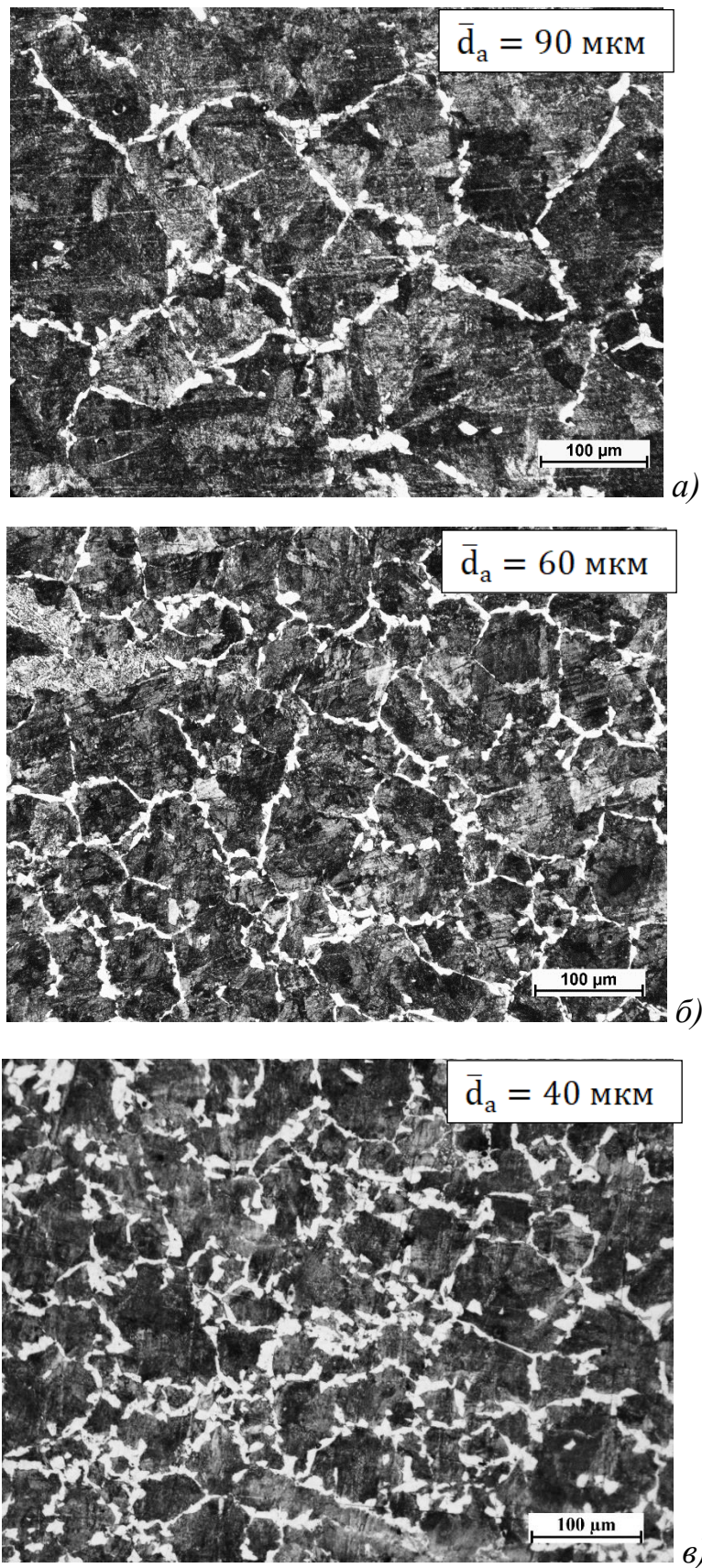


Рисунок 5.19 - Микроструктура трубы из стали 32Г2ФА на разных стадиях ТМО (охлаждение на воздухе): *а)* после прошивки; *б)* после деформации на раскатном стане; *в)* после калибровки.

Дальнейшее уменьшение размера аустенитных зерен до $\bar{d}_a = 40$ мкм, наблюдаемое после калибровки ($K_b < 0,1$), способствует снижению УПА по I ступени и, тем самым, некоторому изменению морфологии феррито-перлитной смеси: повышению до 20 % доли избыточного феррита в виде разомкнутой сетки и отдельных зерен размером 10-15 мкм, а также отсутствию бейнитной составляющей (рис. 5.19, в). Это приводит к некоторому снижению предела текучести стали 32Г2ФА, который по расчетным данным, составляет $\sigma_{0,2}^{\text{расч}} = 580$ МПа.

Механические свойства труб различных типоразмеров после проката по режиму 1 и требования к ним для группы прочности Е показаны на рис. 5.20. Из приведенных данных видно, что прочностные свойства труб с толщиной стенки $t \leq 16,0$ мм существенно превышают минимальные требования стандарта: запас прочности по пределу текучести составляет $\Delta\sigma_{0,2} = \sigma_{0,2} - \sigma_{0,2}^{\text{min}} \sim 60-140$ МПа, по временному сопротивлению еще больше – $\Delta\sigma_b = \sigma_b - \sigma_b^{\text{min}} \sim 190-270$ МПа. В то же время для труб с $t > 16,0$ мм запас прочности $\Delta\sigma_{0,2}$ находится на нижнем уровне требований ($\sigma_{0,2}^{\text{min}} = 552$ МПа) при сохранении достаточно высокого временного сопротивления $\sigma_b = 860-890$ МПа.

Изменение относительного удлинения δ практически не зависит от толщины стенки: небольшой по величине запас пластичности $\Delta\delta = \delta - \delta^{\text{min}} \sim 3-6$ % наблюдается в трубах всех типоразмеров за исключением труб размером 168,3x8,9 мм, для которых величина $\Delta\delta$ находится на нижнем уровне требований ($\delta^{\text{min}} = 13$ %).

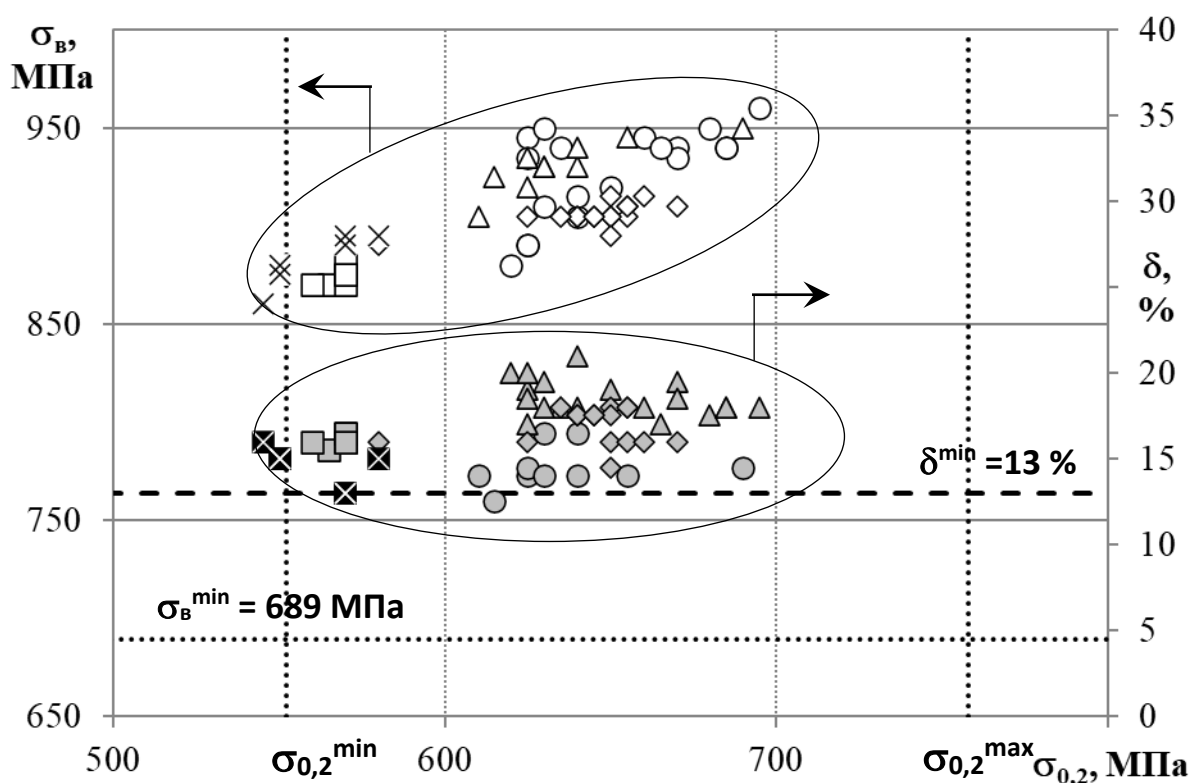


Рисунок 5.20 - Механические свойства труб из стали 32Г2ФА и требования к ним группы

прочности Е (режим 1), толщина стенки t : $\bigcirc, \bullet$ – 8,9 мм,
 $\triangle, \triangleleft$ – 12,5 мм, $\diamond, \blacklozenge$ – 16,0 мм, $\square, \blacksquare$ – 20,0 мм, $\times, \boxtimes$ – 25,0 мм.

Таким образом, совместный анализ структуры и механических свойств труб с разной толщиной стенки показал, что лимитирующим свойством для достижения группы прочности Е является величина предела текучести $\sigma_{0,2}$, а повышение прочностных свойств труб с толщиной стенки $t \leq 16,0$ мм – запаса прочности $\Delta\sigma_{0,2}$ больше 60 МПа и временного сопротивления σ_v выше 900 МПа, обусловлено появлением бейнитной составляющей в ферритоо-перлитной структуре.

Влияние термической обработки. Микроструктура стали 32Г2ФА после охлаждения на воздухе (нормализации) от различных температур нагрева представлена на рис. 5.21.

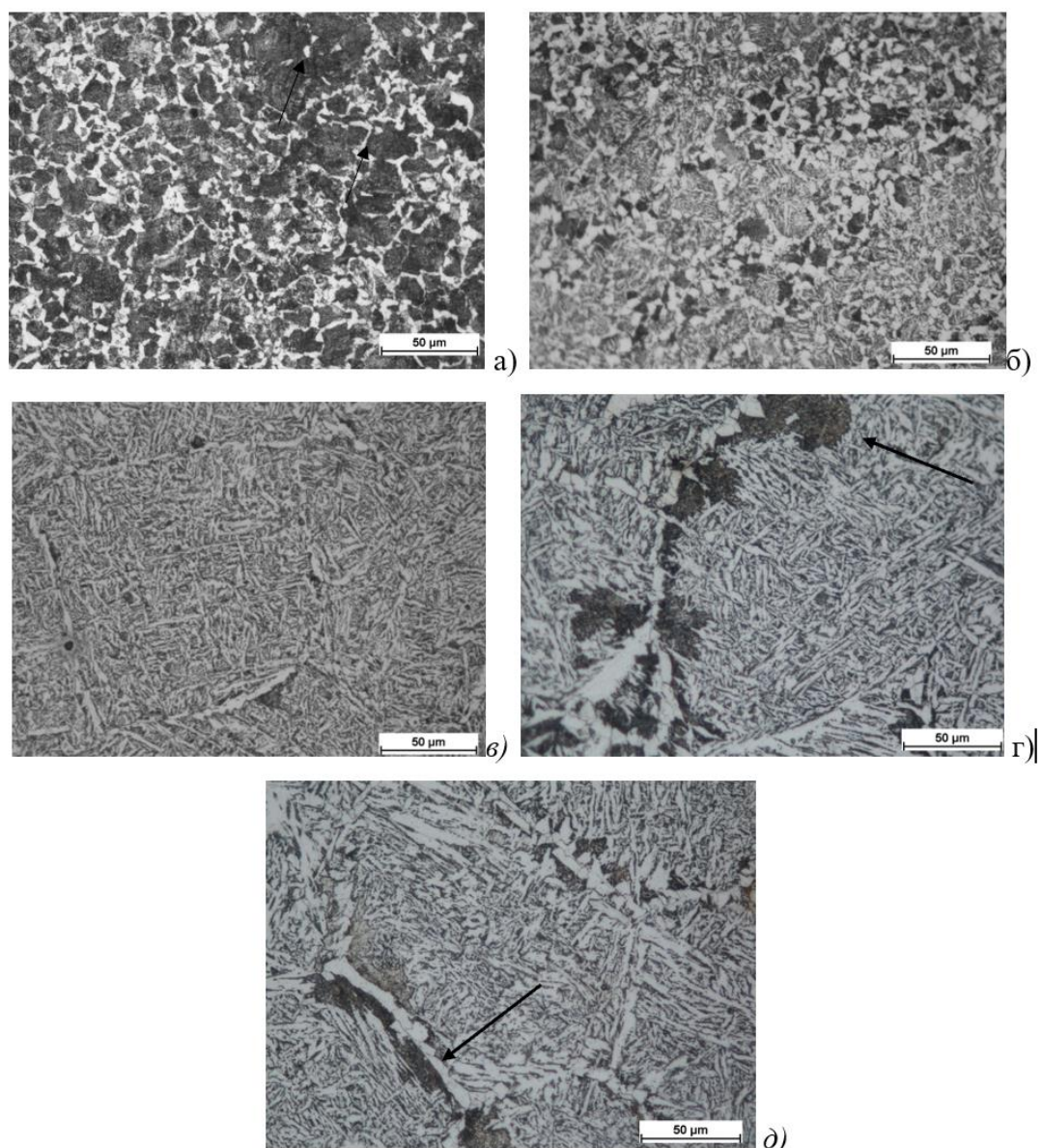


Рисунок 5.21 Микроструктура стали 32Г2ФА после охлаждения на воздухе от различных температур аустенитизации: а) 850 °С; б) 900 °С; в) 1100 °С; г) 1150 °С; д) 1250 °С.

Микроструктура стали 32Г2ФА после нормализации от температур 850 °С представляет собой феррито-перлитную структуру. Избыточный феррит выделяется как в виде замкнутой сетки толщиной 5...10 мкм, так и в виде отдельных зерен (↑ на рис 5.21, а).

Согласно металлографическим исследованиям, охлаждение стали 32Г2ФА на воздухе от температур аустенитизации T_A выше 900 °С приводит к формированию феррито-перлитно-бейнитной структуры. Феррит выделяется

как в виде отдельных зерен, так и в виде сетки по границам исходного аустенитного зерна. Увеличение температуры аустенитизации до 1100...1250 °С приводит с одной стороны к заметному росту аустенитного зерна, с другой – растворению карбидов ванадия, поэтому устойчивость переохлажденного аустенита по первой ступени возрастает. В структуре после охлаждения с этих температур возрастает количество сдвиговых продуктов распада переохлажденного аустенита, при этом также наблюдаются отдельные участки перлита (↑ на рис. 5.21, г) и феррит в виде сетки по границам исходного аустенитного зерна (↑ на рис. 5.21, д).

Микроструктура стали 32Г2ФА после закалки из аустенитной области в интервале температур нагрева 1050...1250°С представлена на рис. 5.22

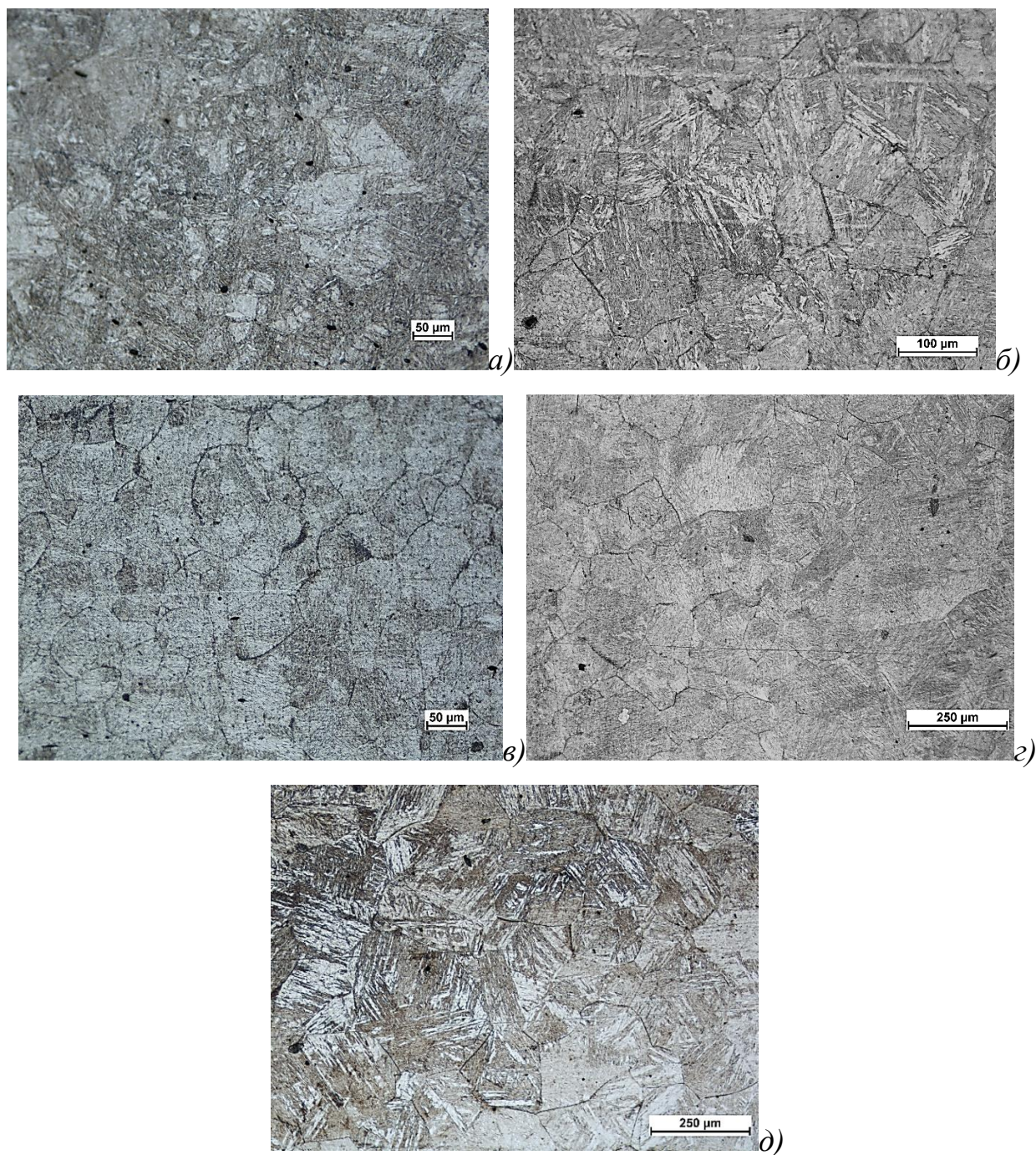


Рисунок 5.22 - Микроструктура стали 32Г2ФА после закалки из аустенитной области: а – $T_A = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$; б – $T_A = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$; в – $T_A = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$; г – $T_A = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$; д – $T_A = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$

Гистограмма распределения аустенитных зерен по размеру после закалки от $T_A = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ приведена на рис. 5.23. Средний размер бывшего зерна аустенита после аустенитизации при $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ составил порядка $10 \pm 0,5\text{ мкм}$.

Увеличение температуры аустенитизации до 1000°C приводит к незначительному росту размера бывшего аустенитного зерна до $13 \pm 0,5$ мкм

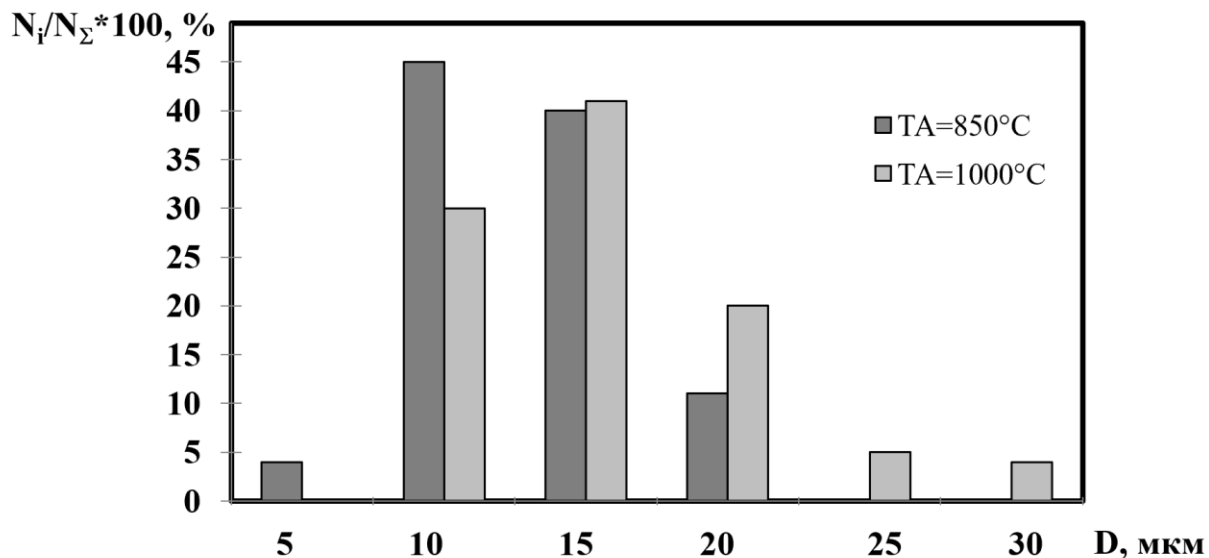


Рисунок 5.23 - Гистограмма распределения исходных аустенитных зерен по размеру после закалки от температур 850 и 1000°C.

Влияние температуры аустенитизации на размер и рост аустенитного зерна приведено на рис. 5.24.

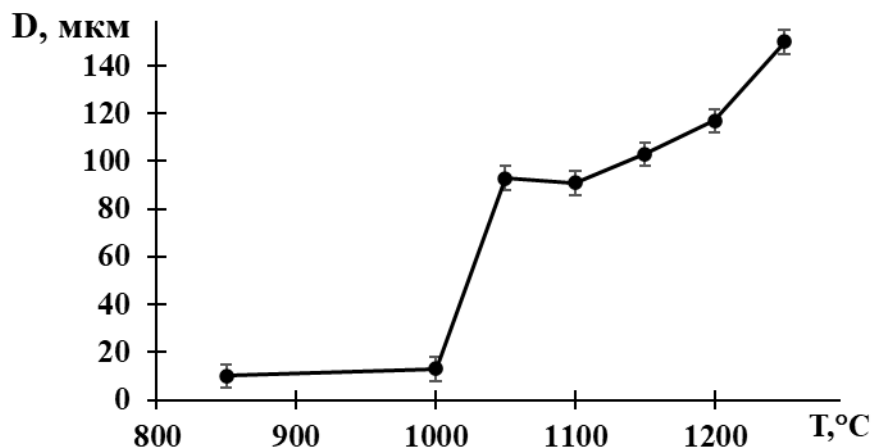


Рисунок 5.24 - Влияние температуры аустенитизации на размер и рост аустенитного зерна в стали 32Г2ФА.

Как видно из рис. 5.24, на кривой можно выделить две площадки в интервале температур нагрева 850...1000 и 1050...1100°C.

После аустенитизации в интервале температур 850...1000°C наблюдается относительно однородное аустенитное зерно. Заметный рост

аустенитного зерна происходит при нагреве до температуры 1050...1100°C, вероятно это связано с растворением частиц карбида ванадия. При полном переходе карбидообразующих элементов в твердый раствор их тормозящее влияние на движение границ снижается, и зерно аустенита получает возможность роста. При дальнейшем увеличении температуры нагрева наблюдается равномерный рост аустенитного зерна по механизму собирательной рекристаллизации.

Влияние температуры аустенитизации на твердость стали 32Г2ФА после закалки приведено на рис. 5.25.

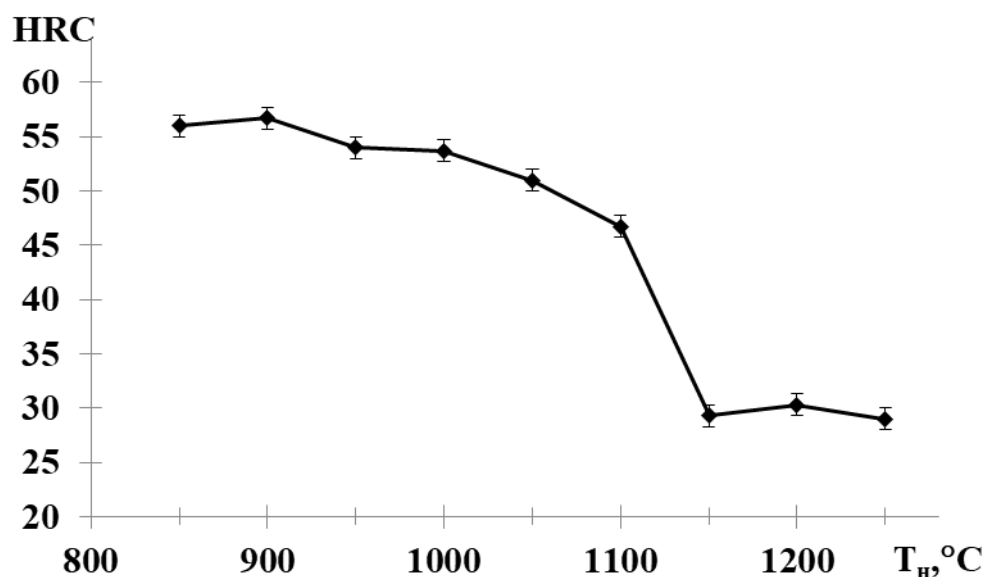


Рисунок 5.25 - Влияние температуры нагрева под закалку на твердость стали 32Г2ФА.

Как видно из рис. 5.25, в интервале температур аустенитизации 850...1000°C твердость существенно не меняется и составляет $\sim 54 \pm 2$ HRC. Заметное падение твердости 46 ± 2 HRC наблюдается после закалки от 1100°C. Существенное падение твердости, по-видимому, обусловлено ростом аустенитного зерна (до ~ 150 мкм), в результате чего после закалки формируется крупноигльчатый мартенсит.

Микроструктура стали 32Г2ФА после различных режимов обработки и отпечатки микротвердости в различных структурных составляющих представлены на рис. 5.26.

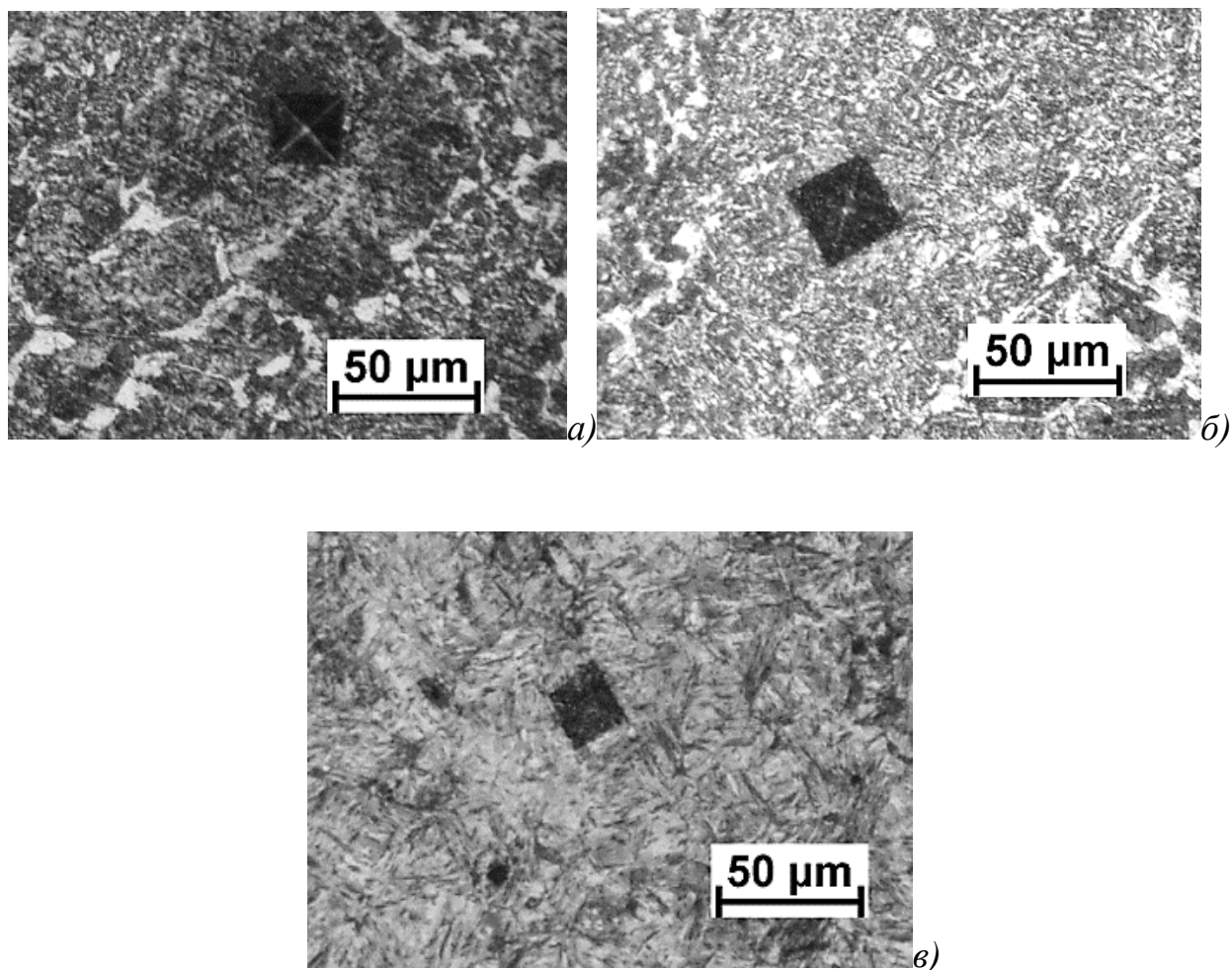


Рисунок 5.26 - Микроструктура стали 32Г2ФА после различных режимов обработки: *а*–перлит; *б* –бейнит; *в*–мартенсит.

Структура исследуемой стали, представленная на рис. 5.26 а, б, формируется в результате термообработки по режиму: $T_{\text{ауст}}=1000^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{в}}=10$ мин, $V_{\text{охл}}=0,5^{\circ}\text{C/сек}$. Закалка от температуры 1000°C приводит к образованию мартенсита в структуре стали 32Г2ФА.

Кривые индентирования отдельных структурных составляющих в стали 32Г2ФА после обработки приведены на рисунке 5.27.

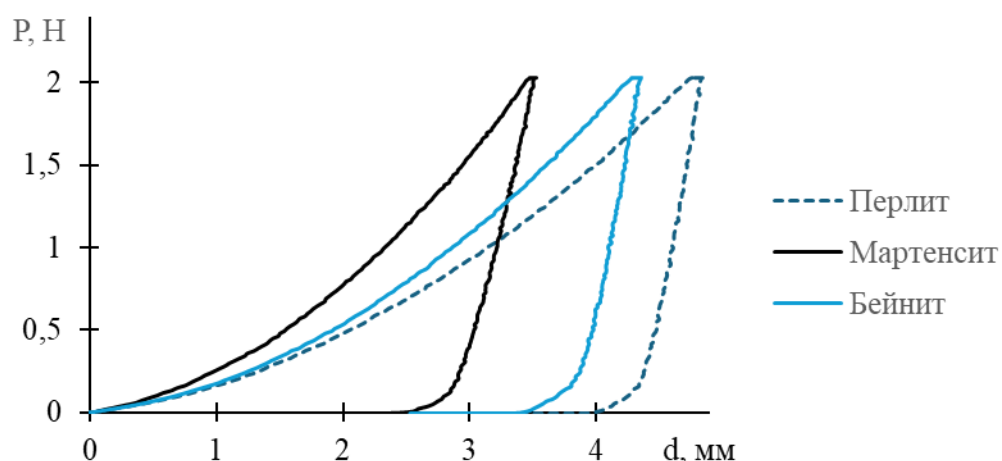


Рисунок 5.27 - Диаграммы индентирования отдельных структурных составляющих в стали 32Г2ФА.

Механические свойства разных структурных составляющих в стали 32Г2ФА, определенные по диаграммам вдавливания (H_{IT} —твердость индентирования, E_{IT} —модуль упругости при индентировании, W_{elast} —работа упругой деформации при индентировании, W_{plast} —работа пластической деформации при индентировании, W_{total} —полная механическая работа при индентировании, η_{IT} —отношение W_{elast}/W_{total}), представлены в табл.5.3.

Таблица 5.3 - Механические свойства разных структурных составляющих в стали 32Г2ФА, определенные по диаграммам вдавливания

Структурная составляющая	H_{IT} , МПа	E_{IT} , ГПа	W_{elast} , мкДж	W_{plast} , мкДж	W_{total} , мкДж	$\eta_{IT}\%$	HV
Перлит	4070	212	0,51	3,25	3,76	13,5	384
Бейнит	5179	225	0,54	2,77	3,32	16,4	488
Мартенсит	8816	233	0,64	2,01	2,65	24,2	832

Как видно из таблицы 5.3, перлит обладает самыми низкими прочностными характеристиками, а мартенсит — максимальными (H_{IT} , E_{IT}). Доля упругой деформации при индентировании h_{IT} для перлита и бейнита имеют один порядок (13,5...16,4 мкДж), тогда как для мартенсита h_{IT} имеет более высокое значение (24,2 мкДж) [84].

Таким образом, исследование сталей 32Г2ФА, 38Г2Ф, 42Г2ФТ после охлаждения на воздухе (нормализации) и закалки от различных температур аустенитизации позволило показать, что температура аустенитизации оказывает решающее влияние на микроструктуру стали 32Г2ФА. При нормализации от температур 850...900 °С формируется феррито-перлитная структура с размером зерна $10 \pm 0,5$ мкм. При нормализации от температур выше 900 °С структура представляет собой феррито-перлитно-бейнитную смесь. Феррит в этом случае выделяется как в виде сетки по границам бывших аустенитных зерен, так и в виде отдельных зерен. Повышение температуры аустенитизации до 1100...1250 °С приводит к увеличению доли диффузионно-сдвиговых продуктов распада, при этом наблюдается рост аустенитного зерна от $10 \pm 0,5$ мкм (при 850 °С) до ~150 мкм (при 1250 °С), что подтверждается данными рис. 5.24 и 5.25.

Рост зерна аустенита при повышении температуры нагрева связан с растворением карбидов ванадия. В интервале температур 1050...1100 °С наблюдается скачкообразный рост зерна, что связано с исчезновением тормозящего эффекта дисперсных частиц. При дальнейшем повышении температуры (до 1250 °С) зерно растет равномерно по механизму собирательной рекристаллизации.

Закалка стали 32Г2ФА от температур 1050...1250 °С приводит к формированию мартенситной структуры. Однако, вследствие роста зерна, твердость после закалки существенно снижается: от 54 ± 2 HRC (при 850–1000 °С) до 46 ± 2 HRC (при 1100 °С) и 30 ± 2 HRC (при 1250 °С), что зафиксировано на рис. 5.26. Это связано с

формированием крупноигльчатого мартенсита и снижением плотности дислокаций.

4.2 Оценка механизмов упрочнения

Поскольку образование бейнитных продуктов распада переохлажденного аустенита, особенно верхнего бейнита, приводит к снижению сопротивления трубы хрупкому разрушению, возникает необходимость оценки вкладов различных механизмов упрочнения в предел текучести стали 32Г2ФА с феррито-перлитной структурой.

Данные о такой оценке хорошо известны для низкоуглеродистых (до $\sim 0,2\%$ C) легированных сталей с феррито-перлитной структурой [100], в которых для повышения $\sigma_{0,2}$ используются твердорастворное $\Delta\sigma_{т.р.}$, дислокационное $\Delta\sigma_{д.}$, дисперсионное $\Delta\sigma_{д.у.}$, зернограничное $\Delta\sigma_{з.}$ и агрегатное (перлитное) $\Delta\sigma_{п.}$ упрочнение:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р.} + \Delta\sigma_{д.} + \Delta\sigma_{д.у.} + \Delta\sigma_{з.} + \Delta\sigma_{п.} \quad (3)$$

Сопротивление решетки движению свободных дислокаций или напряжение Пайерлса–Набарро принималось как $\sigma_0 \sim 30$ МПа.

Оценка вклада твердорастворного упрочнения согласно [100] показала, что для стали 32Г2ФА величина $\Delta\sigma_{т.р.}$ изменяется незначительно и составляет 27-30 МПа.

Плотность дислокаций в стали 32Г2ФА после стандартной термомеханической обработки не превышала $\sim 10^8$ - 10^9 см⁻² (рис. 5.28, а), что дает вклад в упрочнение за счет дислокаций $\Delta\sigma_{д.} \sim 30$ МПа.

Зернограничное упрочнение обычно оценивается согласно уравнению Холла-Петча:

$$\Delta\sigma_{з.} = k_y \cdot d_{\phi}^{-1/2}, \quad (4)$$

где k_y – коэффициент, зависящий от угла ориентировки зерен феррита; здесь принимался равным $k_y = 0,63 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, $d_{\text{ф}}$ – размер ферритных зерен; в случае среднеуглеродистых сталей, когда избыточный феррит выделяется в виде сетки по границам бывших аустенитных зерен, $d_{\text{ф}}$ принимался равным средней толщине ферритной сетки $t_{\text{ф}}$. По данным оптической металлографии толщина ферритной сетки составила $t_{\text{ф}} = 5\text{-}10 \text{ мкм}$ (см. рис. 5.18, б), тогда вклад зернограницного упрочнения можно оценить $\Delta\sigma_z = 200\text{-}280 \text{ МПа} \sim 240 \text{ МПа}$.

Важное значение для повышения прочности конструкционных сталей имеет механизм упрочнения частицами второй фазы. В конструкционных сталях присутствует весьма широкий набор частиц (вторых фаз), различающихся между собой по твердости, форме, размеру, характеру распределения и т.д. Их разделяют на агрегатные, у которых вторая фаза окружена несколькими зернами матрицы (обычно это структурные составляющие – перлит, бейнит, мартенсит размером до нескольких микрон), и дисперсные размером $10\text{-}500 \text{ \AA}$, где каждая частица полностью окружена одинаково ориентированной матрицей (карбиды, нитриды и др.).

Для конструкционных сталей наилучшее совпадение с результатами эксперимента дает оценка дисперсионного упрочнения по механизму Орована [101]: взаимодействие дислокаций с некогерентными частицами (карбидами, нитридами и карбонитридами), когда достигается наилучшее сочетание прочности и вязкости. На электронномикроскопическом изображении ферритного участка в стали 32Г2ФА видно, что средний размер карбидных частиц составляет $\sim 100 \text{ нм}$, а расстояние между ними $\lambda \sim 500 \text{ нм}$ (рис. 5.28, б). Учитывая тот факт, что объемная доля частиц не превышает $f = 0,1$, вклад дисперсионного упрочнения согласно [101] составляет $\Delta\sigma_{\text{д.у.}} \sim 80 \text{ МПа}$.

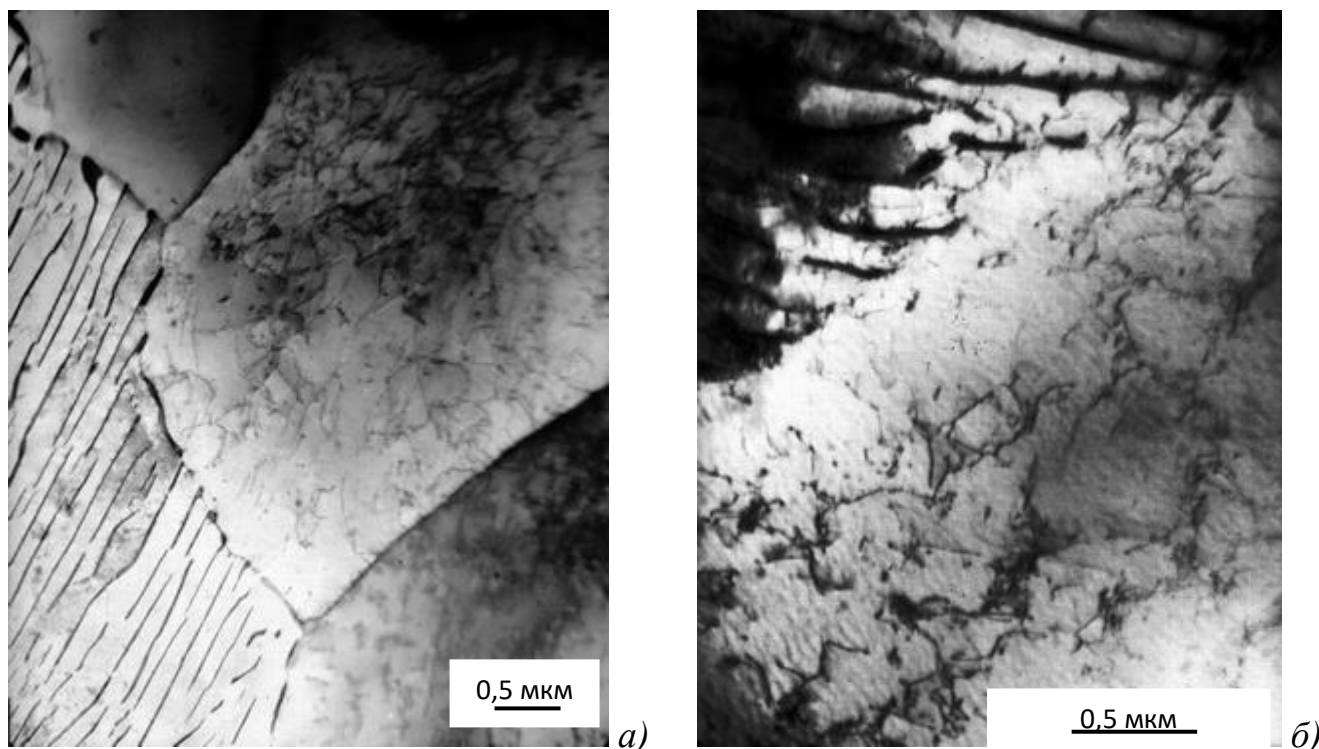


Рисунок 5.28 - Микроструктура стали 42Г2ФА, ПЭМ:

а) – $\times 12500$; б) – $\times 21000$.

Ведущая роль агрегатного упрочнения в величине предела текучести среднеуглеродистых сталей заключается в том, что в феррито-перлитной смеси перлитная составляющая будет играть роль матрицы, воспринимая упругие напряжения и сдвигая начало пластического течения в сторону больших напряжений. Для оценки вклада агрегатного упрочнения перлитом $\Delta\sigma_{\text{п}}$ можно использовать формулу, связывающую его с долей перлита $q_{\text{п}}$ (в %) в феррито-перлитной смеси через эмпирический коэффициент K , который по некоторым данным для среднеуглеродистых сталей составляет $K = 2,69-2,75 \sim 2,72$:

$$\Delta\sigma_{\text{п}} = 2,72 \cdot q_{\text{п}}, \quad (3)$$

Для стали 32Г2ФА доля перлита в феррито-перлитной смеси не превышает $q_{\text{п}} = 80-85 \%$, тогда вклад перлита в предел текучести составит $\Delta\sigma_{\text{п}} \sim 230$

МПа.

Обобщение результатов расчета показало, что основной вклад ($\sim 35-40\%$) в предел текучести среднеуглеродистых микролегированных сталей типа 32Г2ФА вносят упрочнение за счет перлита, доля которого в феррито-перлитной смеси составляет не менее 85% , и зернограницное упрочнение феррита, выделяющегося в виде тонкой замкнутой сетки толщиной $\sim 5-10$ мкм по границам бывших аустенитных зерен (рис. 5.29). При этом расчетная величина $\sigma_{0,2}^{\text{расч}} = 640$ МПа близка к середине интервала экспериментальных значений предела текучести $\sigma_{0,2}$ для труб толщиной 8,9–16,0 мм после прокатки по режиму 1, в структуре которых наблюдается именно такой тип феррито-перлитной структуры (рис. 5.19).

Параметры феррито-перлитной структуры (доля и тип избыточного феррита, размер и дисперсность перлитных колоний) при постоянной скорости последеформационного охлаждения на воздухе $V_{\text{охл}} = 0,5-1,0$ °C/с определяются устойчивостью переохлажденного аустенита (УПА) в области диффузионного превращения, величина которой, в свою очередь, зависит от структурно-фазового состояния деформированного аустенита – размера зерен и/или субзерен, плотности дефектов кристаллического строения, наличия частиц вторых фаз. При повышении количества мест зарождения новой фазы в аустените (границ зерен и субзерен, некогерентных границ двойников и полос деформации и др.) УПА по I ступени снижается, что приводит к снижению прочностных и повышению пластических характеристик феррито-перлитной смеси за счет некоторого увеличения доли избыточного феррита и изменения его морфологии, а также снижения дисперсности перлитных колоний.

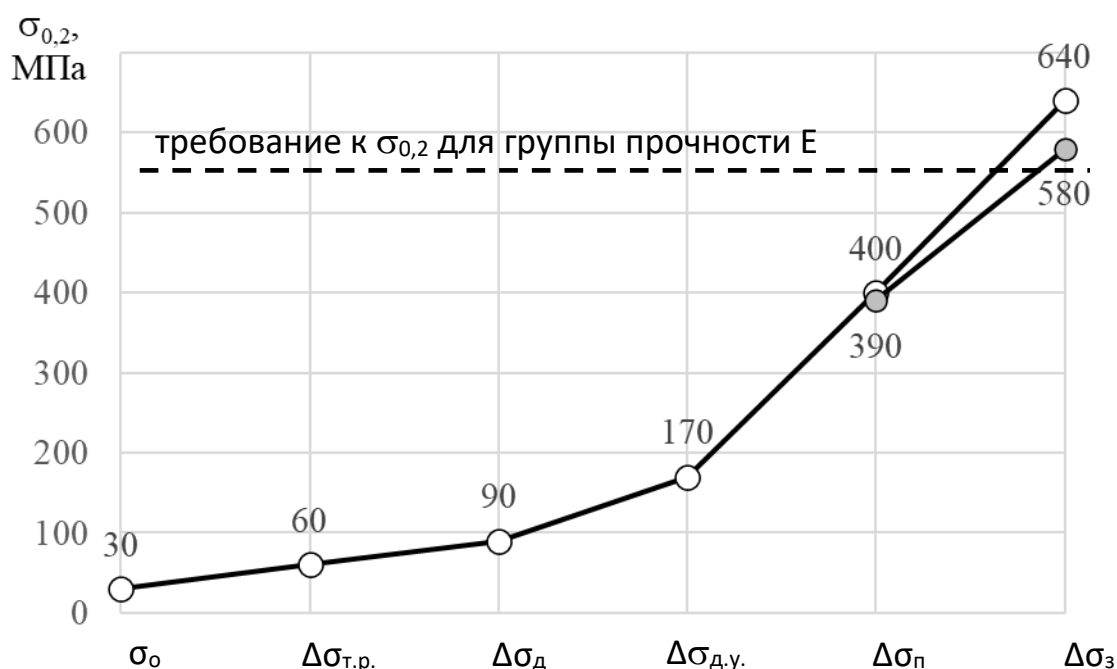


Рисунок 5.29 - Вклад разных механизмов упрочнения в предел текучести стали 38Г2Ф с феррито-перлитной структурой:

○ – режим 1, ● – режим 2.

Таким образом, снижение температуры нагрева трубной заготовки с $t_n = 1200-1270^\circ\text{C}$ до $1170-1180^\circ\text{C}$ при термомеханической обработке по режиму 2 позволило достичь в трубах размером 93,2x13,0 и 127x16,0 мм при отсутствии бейнитной составляющей в структуре комплекс механических свойств ($\sigma_{0,2} = 585-590$ МПа, $\sigma_B = 870-895$ МПа, $\delta = 15,0-17,5$ %), с запасом превышающий требования группы прочности Е как по прочностным ($\Delta\sigma_{0,2} = 30-40$ МПа, $\Delta\sigma_B = 180-200$ МПа), так и по пластическим свойствам ($\Delta\delta = 2,0-4,5$ %).

Анализ механических свойств опытных партий труб из среднеуглеродистых марганцовистых микролегированных сталей типа 38Г2Ф, полученных после термомеханической обработки по стандартному режиму, включающему нагрев трубной заготовки до $t_n = 1230-1260^\circ\text{C}$, свидетельствует о выполнении требований ГОСТ 632(633)-80 для группы прочности Е ($\sigma_{0,2} = 552-758$ МПа, $\sigma_B \geq 689$ МПа, $\delta \geq 13,0$ %) для труб всех

изученных типоразмеров (диаметром 89-203 мм с толщиной стенки 8,9-25,0 мм). Однако для труб с толщиной стенки $t > 16$ мм лимитирующим свойством для достижения заданного уровня свойств является предел текучести $\sigma_{0,2}$, поскольку его значение находится вблизи минимального уровня требований $\sigma_{0,2}^{\min} = 552$ МПа.

Расчет предела текучести по параметрам феррито-перлитной структуры стали 38Г2Ф показал, что основной вклад в величину $\sigma_{0,2}^{\text{расч}} = 640$ МПа вносят упрочнение за счет перлита, доля которого составляет 85-90 %, и зернограницное упрочнение за счет избыточного феррита, выделяющегося в виде тонкой замкнутой сетки толщиной $\sim 5-10$ мкм. Более высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} \geq 640$ МПа, $\sigma_B \geq 900$ МПа), наблюдаемый в трубах с толщиной стенки $t \leq 12,5$ мм, связан с образованием бейнитных продуктов распада переохлажденного аустенита.

Изучение структуры труб $\varnothing 127 \times 16$ и $\varnothing 93 \times 13$ мм из стали 38Г2Ф после прокатки, включающей нагрев трубной заготовки до более низких температур ($t_n = 1170-1180^\circ\text{C}$), свидетельствует о том, что при среднем размере аустенитных зерен $d_a \sim 40$ мкм избыточный феррит в количестве ~ 80 % выделяется как в виде разомкнутой сетки, так и отдельных зерен размером $\sim 10-15$ мкм, а участки бейнитной составляющей в структуре не наблюдаются. Достигаемый при этом комплекс механических свойств ($\sigma_{0,2} = 585-590$ МПа, $\sigma_B = 870-895$ МПа, $\delta = 15,0-17,5$ %) гарантированно превышает требования группы прочности Е.

5.3 Параметры пластичности и разрушения при растяжении

В условиях эксплуатации трубной продукции из низколегированных среднеуглеродистых сталей, таких как 38Г2Ф, ключевую роль играют не только прочностные характеристики, но и особенности деформационного поведения материала при статических и динамических нагрузках. Одним из наиболее информативных методов оценки пластичности и устойчивости к

разрушению является анализ кривых растяжения, позволяющий выявить закономерности изменения напряжения в зависимости от деформации на различных стадиях нагружения.

Раздел 5.3 посвящён анализу кривых растяжения образцов стали 38Г2Ф, подвергнутых различным видам термической обработки — нормализации от температур 850 и 1200 °С, а также горячей прокатке. Кривые растяжения образцов стали 38Г2Ф после горячей прокатки и нормализации от 850 и 1200°С показаны на рис. 5.30.

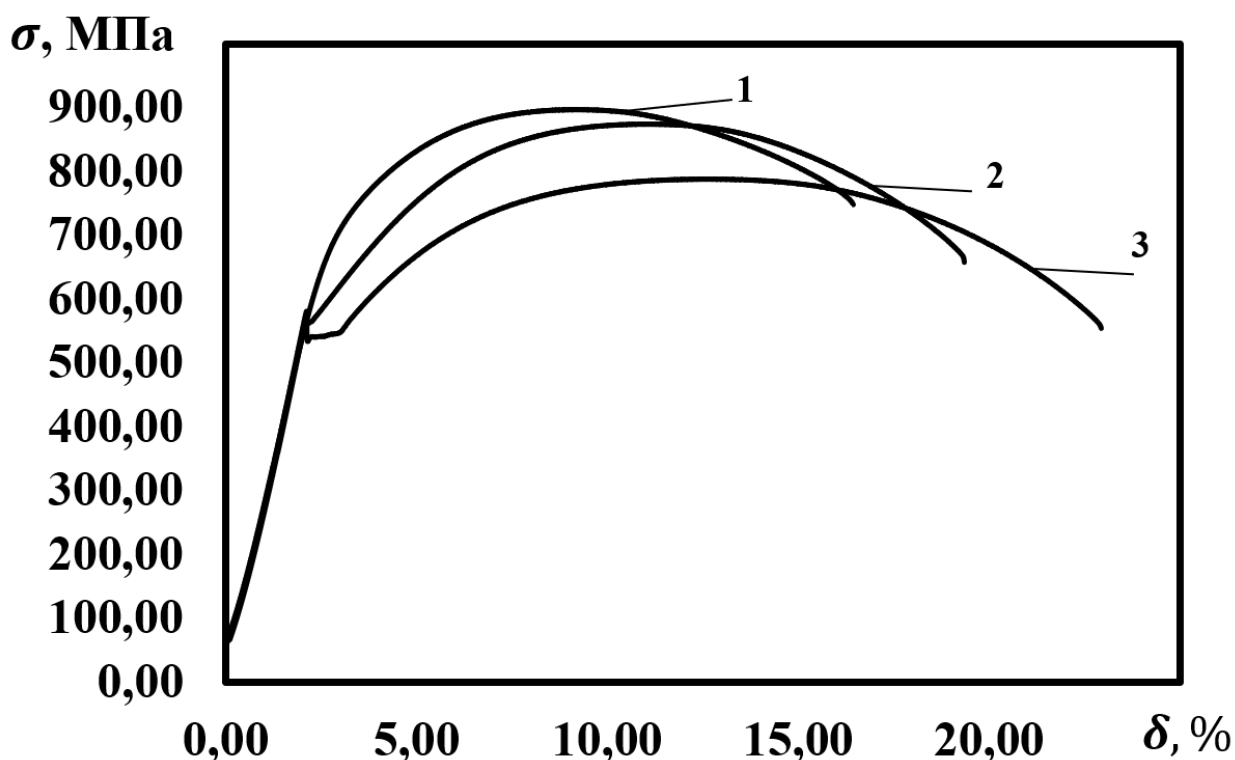


Рисунок 5.30 - Кривые растяжения образцов стали 38Г2Ф, после нормализации от 1200°С (1), горячей прокатки (2), и нормализации от 850°С (3).

Результаты механических испытаний на растяжение образцов стали 38Г2Ф свидетельствуют, что горячая прокатка приводит к достижению с хорошим запасом требований группы прочности Е по прочностным свойствам ($\sigma_{0,2} = 570$ МПа, $\sigma_b = 880$ МПа) и с невысоким по уровню

относительного удлинения ($\delta = 17 \%$) (рис. 5.30). Механические свойства стали 38Г2Ф в г/к состоянии и после нормализации приведены в табл. 5.4

Таблица 5.4 - Механические свойства стали 38Г2Ф в г/к состоянии и после нормализации

№ обр.	Обработка	$\sigma_{0,2(T)}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ_p , %	σ_K , МПа	δ , %	ψ , %
1	Нормализация 1200°C	690	900	0,75	6,3	750	16,4	36
2	Г/к состояние	570	875	0,65	9,2	660	17,0	54
3	Нормализация 850°C	540	790	0,68	9,5	560	21,0	63

Охлаждение образцов стали 38Г2Ф на воздухе от температур 850°C приводит к понижению прочностных свойств $\Delta\sigma_{0,2} \sim 30$ МПа, $\Delta\sigma_B \sim 90$ МПа и повышению пластических $\Delta\delta \sim 4\%$, $\Delta\psi \sim 9\%$. Обусловлено это, по всей видимости, увеличением количества избыточного феррита в структуре с 10-15% при горячей прокатке, до ~30% при нормализации от 850 °С.

Повышение температуры нормализации от 850 до 1200 °С приводит к заметному снижению пластических свойств ($\delta = 16,4\%$, $\psi = 34\%$) и к повышению прочностных ($\sigma_{0,2}=680$ МПа, $\sigma_B= 900$ МПа). Растворение карбидов ванадия (VC) приводит к росту аустенитного зерна (рис. 5.24) и, как следствие, повышению устойчивости аустенита по первой ступени и оголению бейнитной области. Появление верхнего и нижнего бейнита в структуре стали и приводит к повышению прочностных свойств.

Для более детального анализа процессов происходящих при растяжении образцов стали 38Г2Ф подвергшихся нормализации и горячей прокатке, помимо прочностных и вязко-пластических свойств, необходимо понимание градиентных, таких как $\Delta\sigma/\Delta\delta$, отражающих деформационное поведение металла. На рис. 5.31 приведена зависимость напряжения (σ) и его

изменения ($\Delta\sigma$) от удлинения δ стали 38Г2Ф с выделением стадий (периодов).

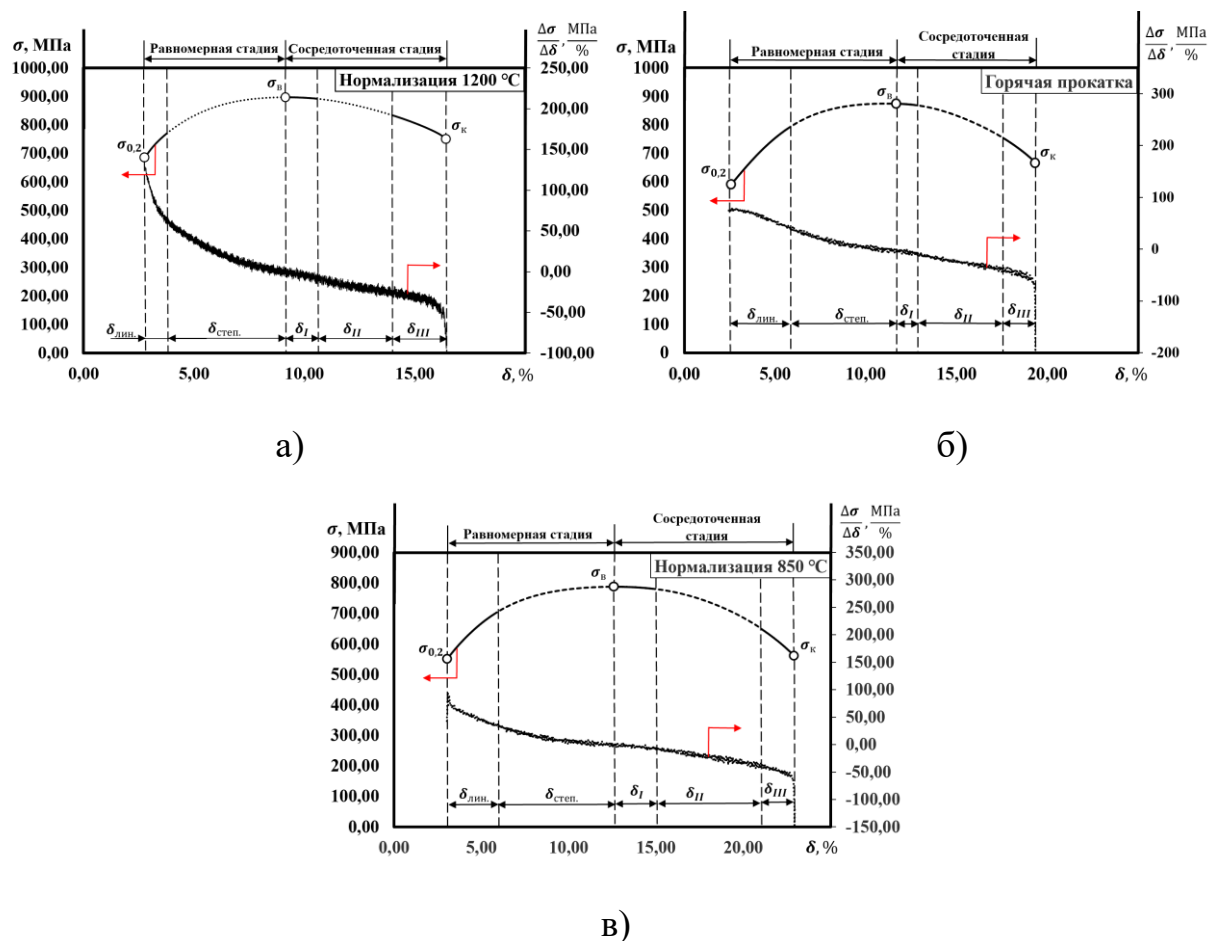


Рисунок 5.31 - Зависимость напряжения (σ) и его изменения ($\Delta\sigma$) от удлинения δ стали 38Г2Ф с выделением стадий (периодов): упругой деформации ($\delta_{упр}$), линейного ($\delta_{лин}$) и степенного ($\delta_{ст}$) периодов на равномерной стадии, периодов I (δ_I), II (δ_{II}), III (δ_{III}) на сосредоточенной стадии деформации после отпуска с различной продолжительностью выдержки: а) –Нормализация от 1200 °С, б) – Горячая прокатка, в) –Нормализация от 850 °С

Поведение металла на равномерной стадии закладывает основу поведения металла на сосредоточенной стадии, и, как следствие, на механизм

разрушения. Параметры пластичности кривых растяжения образцов стали 38Г2Ф на равномерной стадии деформации приведены в табл. 5.5.

Продолжительность линейного периода равномерной стадии деформации стали 38Г2Ф после нормализации от 1200 °С составляет всего 1%, что является минимальным значением из рассматриваемых обработок. Модуль упрочнения на данном участке кривой составляет 90 МПа/%, что в комплексе с низкой протяженностью линейного периода говорит о высокой скорости упрочнения.

При горячей прокатке продолжительность линейного периода находится на уровне $\delta_{\text{л}}=3,3\%$. При нормализации от 850°С продолжительность линейного периода незначительно уменьшается до 2,7%, однако на площадке текучести, продолжительностью 0,75%, происходят те же процессы, что и на линейном периоде, только на локальном участке. Суммарная продолжительность площадки текучести и линейного периода при нормализации составляет 3,45%

Модуль упрочнения при нормализации от 850°С составляет 43 МПа/%, в то время как при нормализации от 1200 °С - 90 МПа/%, что говорит о том, что накопление напряжений в бейнитой структуре происходит с большей скоростью, чем в феррито-перлитной. Вероятно, это связано с тем, что в феррито-перлитной структуре более развиты процессы компенсационной релаксации, препятствующие накоплению напряжений.

На степенном периоде равномерной стадии наряду с компенсационной релаксацией идут процессы аннигиляционной релаксации, что приводит к уменьшению скорости накопления напряжения (модуля упрочнения). Как и на линейном периоде, на сосредоточенном периоде равномерной стадии деформации максимальный модуль упрочнения у образцов, подвергшихся нормализации от 1200°С и составляет 25 МПа/%.

Продолжительность степенного периода коррелирует как с продолжительностью линейного периода, так и с общей продолжительностью равномерной стадии. Образцы подвергшиеся

нормализации с 1200°C имеют меньшую продолжительность равномерной стадии, и, как следствие больше не релаксированных напряжений.

Таблица 5.5 - Параметры текучести на равномерной стадии деформации образцов стали 38Г2Ф

№ обр.	δ_T , %	Линейный период			Степенной период				δ_p , %
		$\sigma_{0,2(T)}$, МПа	δ_l , %	$\Delta\sigma/\Delta\delta$, МПа/%	$\sigma_{ст}$, МПа	$\delta_{ст}$, %	n	$\Delta\sigma/\Delta\delta$, МПа/%	
1	-	680	1,01	89	770	5,25	0,17	25	6,3
2	-	540	3,3	48	700	5,9	0,14	15	9,2
3	0,8	550	2,7	43	700	6,8	0,14	13	10,3

При локализации деформации в шейке на сосредоточенной стадии, помимо механизмов релаксации, протекающих на равномерной стадии, идет релаксация напряжений путем образования несплошностей. Параметры пластичности кривых растяжения образцов стали 38Г2Ф на сосредоточенной стадии деформации приведены в табл.5.6.

На первом периоде сосредоточенной стадии образцов стали 38Г2Ф продолжает идти активное пластическое течение, с подключением нового механизма релаксации – образования несплошностей (трещинообразование). Продолжительность первого периода при горячей прокатке и нормализации от 1200°C одинакова и составляет $\delta_I=1\%$. При нормализации от 850 °C продолжительность первой стадии увеличивается в 2 раза до $\delta_I= 2,2 \%$. Аналогичным образом ведет себя и показатель модуля упрочнения 4,7-5,1 МПа/% при горячей прокатке и нормализации от 1200°C и 2,3 МПа/% при нормализации от 850°C соответственно.

Таблица 5.6 - Параметры текучести на сосредоточенной стадии деформации образцов стали 38Г2Ф

№ обр.	Период I			Период II			Период III		δ_c , %
	δ_I , %	σ_B , МПа	$\Delta\sigma/\Delta\delta$, МПа/%	δ_{II} , %	σ_{II}^H , МПа	$\Delta\sigma/\Delta\delta$, МПа/%	δ_{III} , %	$\Delta\sigma/\Delta\delta$, МПа/%	
1	1,0	900	4,7	4,0	895	15,4	2,4	34	10,2
2	1,0	880	5,0	5,1	875	23,7	1,7	54,1	7,8
3	2,2	790	2,3	6,3	785	21,0	1,9	50,0	10,4

Повышение показателя модуля упрочнения на II периоде сосредоточенной деформации говорит о том, что в металле происходит стремительное снятие напряжений путем зарождения новых несплошностей, а также образования и движения магистральной трещины. Продолжительность второго периода сосредоточенной стадии при нормализации от 850°C составляет 6,3%, и 4% при нормализации от 1200°C.

На III Периоде сосредоточенной стадии происходит окончательное разрушение образца. Уровень модуля упрочнения по сравнению со вторым периодом сосредоточенной стадии увеличивается в ~2 раза и находится в диапазоне 30...50 МПа/%. Столь существенное увеличение модуля упрочнения, по-видимому, связано с распространением магистральной трещины и окончательному разрушению образца (рис 5.32, 5.33).

На рис. 5.32 показана поверхность разрушения цилиндрического образца из стали после испытания на растяжение при комнатной температуре после горячей прокатки.

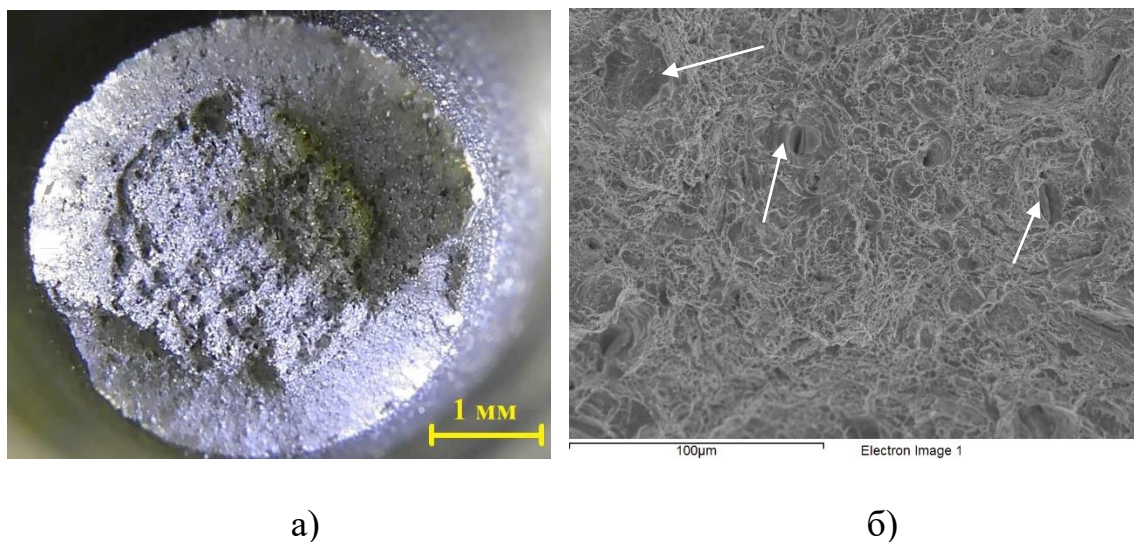
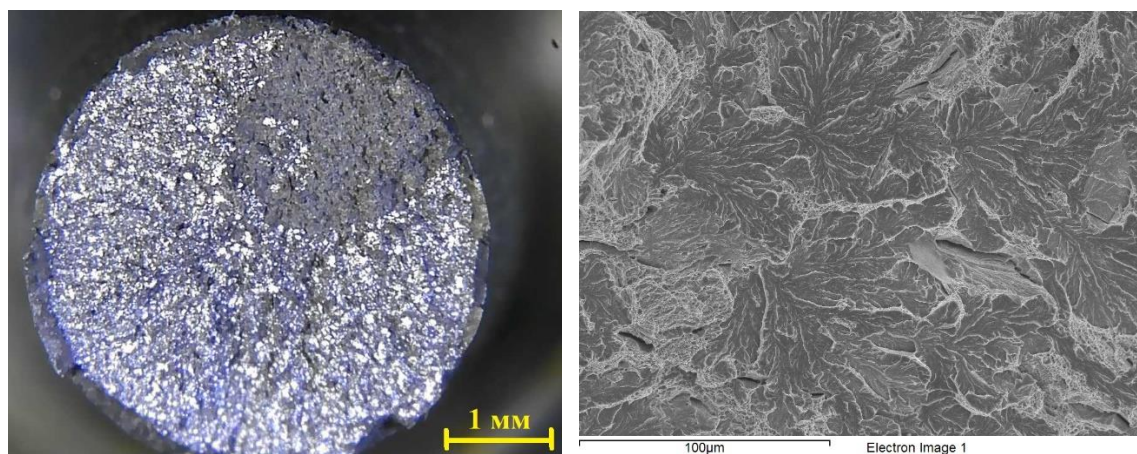


Рисунок 5.32 - Поверхность разрушения образца с оптического микроскопа (а) и РЭМ изображение (б) стали 38Г2Ф в горячекатаном состоянии.

Поверхность разрушения имеет характерный для пластичных металлов чашечный излом, сформировавшийся в результате развития шейки в процессе деформации. Центральная зона развитым ямочным рельефом, который свидетельствует о наличии микропор, образовавшихся в процессе пластической деформации и последующей их коалесценции. Эти поры формируются преимущественно вокруг неметаллических включений (например, оксидов, сульфидов), а также в местах высокой концентрации напряжений, вызванных неоднородностью микроструктуры. Наряду с развитым ямочным рельефом, встречаются элементы хрупкого разрушения, такие как фасетки скола (рис. 5.32, б ↑).

Зона губ среза более гладкая по сравнению с центральной частью и представляет собой область вязкого (пластического) разрушения. Угол наклона поверхности разрушения к оси образца составляет примерно 45° , что соответствует ориентации плоскости максимальных касательных напряжений и является типичным для вязкого разрушения сталей при растяжении.



а)

б)

Рисунок 5.33 - Поверхность разрушения с оптического микроскопа (а) и ПЭМ изображение (б) образца стали 38Г2Ф после нормализации от 1200 °С.

На рис. 5.33 показана поверхность разрушения цилиндрического образца из стали после испытания на растяжение при комнатной температуре после нормализации от 1200°С.

Поверхность разрушения представлена элементами хрупкого разрушения, 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

Проведённые исследования показали, что структура и механические свойства стали 32Г2ФА и 38Г2Ф существенно зависят от температуры аустенитизации и последующего режима охлаждения. При нормализации стали 32Г2ФА от температур ниже 900 °С формируется феррито-перлитная структура, при повышении температуры нормализации до 1100–1250 °С — феррито-перрито-бейнитная с увеличением доли сдвиговых продуктов распада и ростом аустенитного зерна.

Анализ микротвердости и механических характеристик различных структурных составляющих показал, что мартенсит обладает наибольшими значениями твёрдости и модуля упругости, в то время как перлит — наименьшими. Бейнит занимает промежуточное положение, что делает его перспективным с точки зрения сочетания прочности и пластичности.

Для стали 38Г2Ф после нормализации и горячей прокатки установлено, что повышение температуры нормализации до 1200 °С способствует росту прочностных характеристик (до $\sigma_{0,2} = 680$ МПа, $\sigma_b = 900$ МПа) за счёт растворения карбидов ванадия и формирования бейнита. Однако это сопровождается снижением пластичности. Горячая прокатка обеспечивает сбалансированные свойства с высокой прочностью и удовлетворительной пластичностью.

Градиентный анализ кривых растяжения позволил выделить особенности деформационного поведения на различных стадиях. Установлено, что структура, полученная при нормализации от 1050 °С, характеризуется более высоким модулем упрочнения и меньшей продолжительностью равномерной стадии деформации, что связано с накоплением не релаксированных напряжений в бейнитной структуре. На сосредоточенной стадии деформации наиболее интенсивное пластическое течение наблюдается при нормализации от 850 °С, что также подтверждается увеличенной продолжительностью первой стадии и сниженным модулем упрочнения.

5.4 Выводы к главе 5

1. Установлено, что образование бейнитных продуктов распада переохлажденного аустенита, особенно верхнего бейнита, в трубах из стали 32Г2ФА с толщиной стенки свыше $t > 16,0$ мм, приводит к снижению сопротивления трубы хрупкому разрушению и падению значений $\sigma_{0,2} \leq 550$ МПа, что не позволяет соответствовать группе прочности категории Е.

2. Показано, что при аустенитизации в интервале температур $1050 \dots 1100$ °С наблюдается скачкообразный рост зерна, что связано с исчезновением тормозящего эффекта дисперсных частиц, вследствие растворения карбидов ванадия. При дальнейшем повышении температуры (до 1250 °С) зерно растет равномерно по механизму собирательной рекристаллизации.

3. Экспериментально доказано, что микролегирование V, Nb, Ti при температурах аустенитизации $t_a = 850$ °С не оказывает существенного влияния на устойчивость переохлажденного аустенита, поскольку все микролегирующие элементы находятся не в твердом растворе, а в карбидах типа MeC. Повышение температуры нагрева до $t_a = 1000$ °С приводит к растворению карбидов (V, Nb, Ti)C, что в свою очередь повышает устойчивость переохлажденного аустенита. Температурный диапазон распада переохлажденного аустенита по I ступени стали 32Г2ФА сужается $\Delta t_1 \sim 650-580$ °С, а сама область смещается в сторону более низких скоростей охлаждения: так, при $t_a = 850$ °С в стали продукты диффузионного превращения наблюдаются в структуре при $V_{охл} \sim 15$ °С/с, а при повышении температуры до $t_a = 1000$ °С аустенитизации – при $V_{охл} \sim 3$ °С/с.

4. Обнаружено, что основной вклад в величину $\sigma_{0,2}^{расч.} = 640$ МПа вносят упрочнение за счет перлита, доля которого составляет 85–90 %, и зернограничное упрочнение за счет избыточного феррита, выделяющегося в виде тонкой замкнутой сетки толщиной $\sim 5-10$ мкм. Более высокий уровень

прочностных свойств $\sigma_{0,2} \geq 640$ МПа, $\sigma_B \geq 900$ МПа), наблюдаемый в трубах с толщиной стенки $t \leq 12,5$ мм, связан с образованием бейнитных продуктов распада переохлажденного аустенита.

5. Оценка вкладов компонент упрочнения по параметрам структуры в стали 32Г2ФА обработанной по режиму 1 показала, что появление низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита (верхнего и/или нижнего бейнита) при термомеханической обработке происходит при следующем комплексе механических свойств $\sigma_{0,2} \geq 640$ МПа, $\sigma_B \geq 900$ МПа, а также при величине аустенитного зерна $d > 40$ мкм.

6. Для стали 38Г2Ф после нормализации и горячей прокатки установлено, что повышение температуры нормализации до 1200°C способствует росту прочностных характеристик (до $\sigma_{0,2} = 650$ МПа, $\sigma_B = 930$ МПа) за счёт растворения карбидов ванадия и формирования бейнита. Однако это сопровождается снижением пластичности. Градиентный анализ кривых растяжения позволил выделить особенности деформационного поведения на различных стадиях. Установлено, что структура, полученная при нормализации от 1200°C , характеризуется более высоким модулем упрочнения и меньшей продолжительностью равномерной стадии деформации, что связано с накоплением не релаксированных напряжений в бейнитной структуре. На сосредоточенной стадии деформации наиболее интенсивное пластическое течение наблюдается при нормализации от 850°C , что также подтверждается увеличенной продолжительностью первой стадии и сниженным модулем упрочнения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенное исследование в низко- и среднеуглеродистых микролегированных сталях показывает, что обработка по исследованным режимам приводит к формированию широкого спектра структурно-фазовых состояний, отличающихся разным соотношением прочностных и вязко-пластических свойств. Наиболее объективным методом изучения деформационного поведения конструкционных материалов, в том числе и высоковязких, являются испытания на одноосное растяжение, позволяющие определить не только механические свойства, но и предложить новые параметры пластичности и вязкости. При этом разбиение кривых растяжения на линейный и степенной периоды равномерной стадии деформации и I, II, III периоды сосредоточенной стадии деформации позволяют проследить накопление несплошностей в металле, контролирующие упрочнение, потерю пластичности, и сопротивление образованию и распространению трещин. Полученные результаты можно обобщить следующим образом:

1. Установлено, что изменение прочностных свойств стали 38Г2Ф при изотермическом высоком отпуске характеризуется наличием двух стадий: стадия II характеризуется интенсивным разупрочнением ($\Delta HRC/\Delta \tau = 1,4$ ед./мин; $\Delta \sigma/\Delta \tau_{отп} \sim 100$ МПа/мин.) при кратковременной выдержке вплоть до $\tau_{отп} = 8$ мин., и стадия III, на которой происходит слабое разупрочнение ($\Delta \sigma/\Delta \tau_{отп} \sim 0,1$ МПа/мин.) при $\tau_{отп} \geq 64$ 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) выделение и рост частиц VC; 3) падению 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 рек; 2) полигонизация мартенситных рек с образованием субзерен размером $\sim 0,35$ мкм. Сформировавшаяся субмикрокристаллическая структура обеспечивает наилучшее сочетание прочностных ($\sigma_T = 610$ МПа, $\sigma_B = 700$ МПа) и пластических ($\delta = 22,5$ %) свойств вследствие высокой подвижности дислокаций и низкой интенсивности их накопления в ферритной матрице.

4. Предложено уравнение разупрочнения при отпуске низко- и среднеуглеродистых сталей $R_{отп} = t_{отп} \cdot (C + \lg \tau_{отп}) \cdot 10^{-3}$, где $t_{отп}$, $\tau_{отп}$ – 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 твёрдости описывается линейным уравнением $C = 9,9 - 0,14 \cdot HRC$, а для стали 38Г2Ф – $C = 23,4 - 0,39 \cdot HRC$, 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 изображения 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 $\delta < 14\%$, $\psi < 50\%$.

Рекомендации и дальнейшие перспективы исследований.

Полученные результаты открывают возможности для дальнейшей оптимизации режимов термической и термомеханической обработки экономнолегированных сталей для целенаправленного управления комплексом прочностных и пластических свойств. Перспективным направлением является распространение разработанной методики оценки параметров разупрочнения и пластичности на другие классы конструкционных сталей, а также её интеграция в цифровые модели прогнозирования свойств при проектировании технологических процессов производства труб нефтегазового сортамента.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Gladman T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels / T. Gladman. – London: The Institute of Materials, 1997. – 300 p.
2. Гольдштейн М.И. Дисперсионное упрочнение стали / М.И. Гольдштейн, В.М. Фарбер. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
3. Speer J.G. Some recent developments in microalloyed bar and forging steels / J.G. Speer, D.K. Matlock // In: Microalloyed Steel: Emerging Technologies and Applications. – 2007. – Pp. 434–441.
4. Dutta B. Modelling the kinetics of strain induced precipitation in Nb microalloyed steels / B. Dutta, E.J. Palmiere, C.M. Sellars // Acta Materialia. – 2001. – Vol. 49, no. 5. – Pp. 785–794.
5. Liu H. Precipitation law of vanadium in microalloyed steel and its performance influencing factors / H. Liu, B. Yang, Y. Chen, C. Li, C. Liu // Materials. – 2022. – Vol. 15, no. 22. – Art. 8146.
6. Mohrbacher H. Metallurgical effects of niobium in dual phase steel / H. Mohrbacher, J.-R. Yang, Y.-W. Chen, J. Rehrl, T. Hebesberger // Metals. – 2020. – Vol. 10, no. 4. – Art. 547. – DOI: 10.3390/met10040547.
7. Shrestha S. Strengthening mechanisms in vanadium microalloyed steels intended for long products / S. Zajac, T. Siwecki, W.B. Hutchinson, J. Ågren // ISIJ International. – 2000. – Vol. 40, no. 10. – Pp. 1012–1018.
8. Chen S. Strain-induced precipitation in Ti microalloyed steel by two-stage controlled rolling process / S. Chen, L. Li, Z. Peng, X. Huo, J. Gao // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9, no. 6. – Pp. 15759–15770. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.10.027.
9. Raabe D. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels / R. Song, D. Ponge, D. Raabe, J.G. Speer, D.K. Matlock // Materials Science and Engineering A. – 2006. – Vol. 441, nos. 1–2. – Pp. 1–17.

10. Raabe D. Grain boundary characterization and grain size measurement in an ultrafine-grained steel / R. Song, D. Ponge, D. Raabe // International Journal of Materials Research. – 2022. – Vol. 95, no. 6. – Pp. 513–517.
11. Song R. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation / R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M. Zehetbauer, Y.T. Zhu // JOM. – 2006. – Vol. 58, no. 4. – Pp. 33–39. – DOI: 10.1007/s11837-006-0213-7.
12. Song R. Structure and mechanical properties of ultrafine-grained metals / R.Z. Valiev // Materials Science and Engineering A. – 1997. – Vol. 234. – Pp. 59–66.
13. Valiev R.Z. Structure and mechanical properties of ultrafine-grained metals / R.Z. Valiev // Materials Science and Engineering A. – 1997. – Vol. 234. – Pp. 59–66.
14. Valiev R.Z. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation / R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M. Zehetbauer, Y.T. Zhu // JOM. – 2006. – Vol. 58, no. 4. – Pp. 33–39. – DOI: 10.1007/s11837-006-0213-7.
15. Lv W. Hydrogen embrittlement susceptibility of a newly developed grain-refined ultra-high strength steel / W. Lv, W. Yu, Z. Wu, Y. Yan, J. Shi, M. Wang // Materials. – 2025. – Vol. 18, no. 5. – Art. 987.
16. Zhu K. Effect of rapid heat treatment on mechanical properties and precipitation behavior of medium carbon low alloy steel / K. Zhu, X. Zhu, R. Xu, S. Tong, X. Liang, X. Sun, C. Yang // Journal of Materials Research and Technology. – 2025. – Vol. 35. – Pp. 5730–5745. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.02.206.
17. 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.

18. Фарбер В.М. Стали для насосно-компрессорных и обсадных труб повышенных групп прочности / В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев, Ю.В. Бодров, П.Ю. Горожанин, С.Ю. Жукова, В.А. Хотинков // *Металлург.* – 2008. – № 1. – С. 47–53.

19. Pereloma E.V. Fine-scale microstructural investigations of warm rolled low-carbon steels with and without Cr, P, and B additions / E.V. Pereloma, I.B. Timokhina, J.J. Jonas, M.K. Miller // *Acta Materialia.* – 2006. – Vol. 54. – Pp. 4539–4551.

20. Sourmail T. Microalloyed bainitic steels for high performance forged mechanical components / T. Sourmail et al. // In: 2nd International Conference Super-High Strength Steels. – Verona, Italy: AIM, 2010. – Pp. 1–10.

21. Minicucci D.J. Development of niobium microalloyed steel for railway wheel with pearlitic bainitic microstructure / D.J. Minicucci et al. // *Materials Research.* – 2020. – Vol. 22. – Art. e20190324.

22. Mousavi Anijdan S.H. The evolution of microstructure of a high Ni HSLA X100 forged steel slab by thermomechanical controlled processing / S.H. Mousavi Anijdan, M. Sabzi // In: TMS 2018 147th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings. – Cham: Springer, 2018. – Pp. 125–131. – DOI: 10.1007/978-3-319-72526-0_14.

23. Займовский В.А. Термомеханическая обработка стали / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капуткина. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.

24. Ushioda K., Takata K., Takahashi J., Kinoshita K., Sawada H. Changes in states of carbon and mechanical properties with aging at 50 °C after quenching in low carbon steel // *Materials Transactions.* – 2020. – Vol. 61, no. 4. – Pp. 668–677. – DOI: 10.2320/jinstmet.j2019018

25. Конева Н.А. Физическая природа стадийности пластической деформации / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // *Известия вузов. Физика.* – 1990. – № 2. – С. 89–106.

26. Seppälä O. In-situ SEM characterization and numerical modelling of bainite formation and impingement of a medium-carbon, low-alloy steel / O. Seppälä, A. Pohjonen, J. Mendonça, V. Javaheri, R. Podor, H. Singh, J. Larkiola // *Materials & Design*. – 2023. – Vol. 230. – Art. 111956. – DOI: 10.1016/j.matdes.2023.111956.
27. Mazini J.P. Microstructure and mechanical properties of microalloyed steels containing molybdenum / J.P. Mazini, A. Itman Filho, B.M.R. Ávila, R.V. da Silva, P.G.B. de Oliveira // *Materials Research*. – 2022. – Vol. 25. – Art. e20210608.
28. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals / N.J. Petch // *Journal of the Iron and Steel Institute*. – 1953. – Vol. 174. – Pp. 25–28.
29. Chamanfar A. Austenite grain growth and hot deformation behavior in a medium carbon low alloy steel / A. Chamanfar, S.M. Chentouf, M. Jahazi, L.-P. Lapierre-Boire // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – Vol. 9, no. 6. – Pp. 12102–12114. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.09.055.
30. Morito S. Dislocation density within lath martensite in Fe–C and Fe–Ni alloys / S. Morito, J. Nishikawa, T. Maki // *ISIJ International*. – 2003. – Vol. 43, no. 9. – Pp. 1475–1477.
31. Фарбер В.М. Характеристики кривых ударного нагружения и их взаимосвязь с параметрами излома образцов стали 32Г2Р / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, А.А. Андреев, А.Б. Овсянников // *Letters on Materials*. – 2021. – Vol. 11, no. 4. – Pp. 514–518. – DOI: 10.22226/2410-3535-2021-4-514-518.
32. Фарбер В.М. Влияние состава и режимов проката на механические свойства труб из среднеуглеродистых низколегированных сталей / П.Ю. Горожанин, Е.С. Черных, В.А. Хотинов, С.Ю. Жукова, В.М. Фарбер // *Производство проката*. – 2005. – № 12. – С. 27–31.
33. Das S. Microalloyed steels / S. Das, A. Karmakar, S.B. Singh // In: R. Rana (ed.) *High-Performance Ferrous Alloys*. – Cham: Springer, 2021. – Pp. 39–71. – DOI: 10.1007/978-3-030-53825-5_3.

34. Krauss G. Steels: processing, structure, and performance. – Materials Park, OH: ASM International, 2015. – 613 p
35. Bhadeshia H.K.D.H. Steels: Structure, Properties and Design / H.K.D.H. Bhadeshia, R.W.K. Honeycombe. – 5th ed. – Amsterdam: Elsevier, 2023. – 550 p. – ISBN 978-0-12-823735-0.
36. Dhara S. Isothermal decomposition of austenite in presence of martensite in advanced high strength steels: A review / S. Dhara, S.M.C. van Bohemen, M.J. Santofimia // Materials Today Communications. – 2022. – Vol. 33. – Art. 104567. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104567.
37. Russell K.C. A dispersion strengthening model based on differing elastic moduli applied to the iron-copper system / K.C. Russell, L.M. Brown // Acta Metallurgica. – 1972. – Vol. 20. – Pp. 969–974.
38. Sandvik B.P.J. Characteristics of lath martensite / B.P.J. Sandvik, C.M. Wayman // Metallurgical Transactions A. – 1983. – Vol. 14A. – Pp. 809–843.
39. Huang X. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels / S. Morito, H. Yoshida, T. Maki, X. Huang // Materials Science and Engineering A. – 2006. – Vol. 438–440. – Pp. 237–240.
40. Galindo-Nava E.I. A model for the microstructure behaviour and strength evolution in lath martensite / E.I. Galindo-Nava, P.E.J. Rivera-Díaz-Del-Castillo // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 98. – Pp. 81–93.
41. Galindo-Nava E.I. Predicting microstructure and strength of maraging steels: Elemental optimisation / E.I. Galindo-Nava, W.M. Rainforth, P.E.J. Rivera-Díaz-Del-Castillo // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 117. – Pp. 270–285.
42. Sherman D.H. Characterization of the carbon and retained austenite distributions in martensitic medium carbon, high silicon steel / D.H. Sherman, S.M. Cross, S. Kim, F. Grandjean, G.J. Long, M.K. Miller // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2007. – Vol. 38, no. 8. – Pp. 1698–1711.
43. Edagawa K. Peierls stresses estimated by a discretized Peierls–Nabarro model for a variety of crystals / K. Edagawa, Y. Kamimura, A.M. Iskandarov, Y. Umeno, S. Takeuchi // Materialia. – 2019. – Vol. 5. – Art. 100218.

44. Kamimura Y. Experimental evaluation of the Peierls stresses in a variety of crystals and their relation to the crystal structure / Y. Kamimura, K. Edagawa, S. Takeuchi // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61. – Pp. 294–309.
45. Guo Z. Quantification of precipitation hardening and evolution of precipitates / Z. Guo, W. Sha // *Materials Transactions*. – 2002. – Vol. 43, no. 6. – Pp. 1253–1282.
46. Cao Y. Structural evolutions of metallic materials processed by severe plastic deformation / Y. Cao, Y.B. Wang, C.Y. Xu, T.G. Langdon // *Materials Science and Engineering R: Reports*. – 2018. – Vol. 128. – Pp. 1–59.
47. Krauss G. Secondary hardening in alloy steels / G. Krauss // *Metallurgical Transactions*. – 1972. – Vol. 3. – Pp. 201–206.
48. Wilde J. Three-dimensional atomic-scale mapping of a Cottrell atmosphere around a dislocation in iron / J. Wilde, A. Cerezo, G.D.W. Smith // *Scripta Materialia*. – 2000. – Vol. 43. – Pp. 39–48.
49. Gutiérrez I. Work-hardening of ferrite and microstructure-based modelling of its mechanical behaviour under tension / I. Gutiérrez, M.A. Altuna // *Acta Materialia*. – 2008. – Vol. 56. – Pp. 4682–4690.
50. Fan H. Origin of double-peak precipitation hardening in metallic alloys / H. Fan, A.H.W. Ngan, K. Gan, J.A. El-Awady // *International Journal of Plasticity*. – 2018. – Vol. 111. – Pp. 152–167.
51. Li J. Enhanced pitting resistance through designing a high-strength 316L stainless steel with heterostructure / J. Li et al. // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2021. – Vol. 10. – Pp. 127–131
52. Gladman T. Precipitation hardening in metals / T. Gladman // *Materials Science and Technology*. – 1999. – Vol. 15. – Pp. 30–36.
53. Li Y. A review on thermal stability of metastable austenite in steels: Martensite formation / Y. Li, D. San Martin, J. Wang, C. Wang, W. Xu // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2021. – Vol. 91. – Pp. 200–214. – DOI: 10.1016/j.jmst.2021.03.020.

54. Криштал М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор). Часть I. Феноменология зуба текучести и прерывистой текучести // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, № 5. – С. 5–29.
55. Krauss G. Transformation of retained austenite during tempering / G. Krauss et al. // Metallurgical Transactions. – 1972. – Vol. 3. – Pp. 105–110.
56. Miller M.K. Atom Probe Tomography: Analysis at the Atomic Level / M.K. Miller. – Dordrecht: Kluwer Academic, 2000. – 300 p.
57. Хотинев В.А. Влияние температуры аустенитизации и горячей пластической деформации на устойчивость переохлажденного аустенита среднеуглеродистых сталей / В.А. Хотинев, Е.С. Черных, С.Ю. Жукова, М.А. Попова, В.М. Фарбер // Вестник УГТУ-УПИ. – 2006. – № 4. – С. 105–110.
58. Zhao F. Effect of billet microstructure and deformation on austenite grain growth in forging heating of a medium-carbon microalloyed steel / F. Zhao, H. Hu, X. Liu, Z. Zhang, J. Xie // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 869. – Art. 159326. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159326.
59. Хотинев В.А. Кинетика распада переохлажденного аустенита в среднеуглеродистых трубных сталях / В.А. Хотинев, Е.С. Черных, С.Ю. Жукова, В.П. Швейкин, В.М. Фарбер // Известия вузов. Черная металлургия. – 2008. – № 8. – С. 24–26.
60. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали / Л.И. Эфрон. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
61. Shchastlivtsev V.M. Перлит в углеродистых сталях / В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева, К.Ю. Окишев, Т.И. Табатчикова, Ю.В. Хлебникова. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 312 с.
62. Панин В.Е. Трансляционно-ротационные вихри, дисклинационная субструктура и механизм усталостного разрушения поликристаллов / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, Т.Ф. Елсукова, О.В. Веселова // Доклады АН СССР. – 1991. – Т. 316, № 5. – С. 1130–1132.

63. Shahriari S. Microstructure and tensile properties of high-strength duplex ferrite–martensite (DFM) steels / P.C. Chakraborti, M.K. Mitra // *Materials Science and Engineering A*. – 2007. – Vol. 466. – Pp. 122–133.

64. Селиванова О.В. Микроструктура и кинетика распада переохлажденного аустенита в среднеуглеродистой стали 38Г2Ф / О.В. Селиванова, В.А. Хотинов, И.В. Мякотина, С.С. Коновалов, А.Б. Овсянников // *Материаловедение*. – 2023. – № 4. – С. 3–8.

65. Цыганов А.Н. Механические испытания металлов / А.Н. Цыганов. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 200 с.

66. Zhang Q. Enhanced mechanical properties in a low-carbon ultrafine grain steel by niobium addition / Q. Zhang, Q. Yuan, Z. Wang, W. Qiao, G. Xu // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2021. – Vol. 52, no. 11. – Pp. 5122–5127. – DOI: 10.1007/S11661-021-06459-3.

67. Хотинов, В. А. Закономерности формирования пластичности и вязкости низко- и среднеуглеродистых сталей и разработка методов их оценки: дис. д-ра техн. наук : 05.16.01 / Хотинов Владислав Альфредович; [место защиты: ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина»]. — Екатеринбург, 2020. — 299 с. : ил

68. Чегуров М.К. Основы фрактографического анализа изломов образцов из конструкционных сплавов / М.К. Чегуров, С.А. Сорокина. – Нижний Новгород: НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2018. – 95 с.

69. Iza-Mendia A. Generalization of the existing relations between microstructure and yield stress from ferrite–pearlite to high strength steels / A. Iza-Mendia, I. Gutiérrez // *Materials Science and Engineering A*. – 2013. – Vol. 561. – Pp. 40–51.

70. Клевцов Г.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций / Г.В. Клевцов, Л.Р. Ботвина, Н.А. Клевцова, Л.В. Лимарь. – Москва: МИСиС, 2007. – 264 с.

71. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения / Р.В. Херцберг. – М.: Металлургия, 1989. – 500 с.
72. Сорокина С.А. Связь механических и фрактографических характеристик литых образцов из стали 12ДН2ФЛ после термической обработки / С.А. Сорокина, В.И. Гусев // Материалы XVI Международной конференции «Безопасность и надежность энергетического оборудования». – Нижний Новгород: НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2017. – С. 430–431.
73. Огневой В.Я. Основы фрактографии / В.Я. Огневой. – Барнаул: АлтГТУ, 2004. – 95 с.
74. Панин В.Е. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / В.Е. Панин, Ю.В. Гриняев, В.И. Данилов и др. – Новосибирск: Наука, Сиб. отд-ние, 1990. – 255 с.
75. Dong Q., Lu H., Wang Y., Yang X., Zhang L., Dong H. The Influence of Strain Aging at Different Temperatures on the Mechanical Properties of Cold-Drawn 10B21 Steel Combined with an Electron Microscope // Materials. – 2024. – Vol. 17, no. 4. – Art. 826. – DOI: 10.3390/ma17040826.
76. Фарбер В.М. Эволюция структуры и механических свойств при высокотемпературном отпуске среднеуглеродистой микролегированной стали / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, О.В. Селиванова, М.С. Карабаналов, А.Б. Овсянников // Физика металлов и металловедение. – 2023. – Т. 124, № 8. – С. 756–762.
77. Фарбер В.М. Вклад диффузионных процессов в структурообразование при интенсивной холодной пластической деформации металлов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 8. – С. 3–9.
78. Фарбер В.М., Морозова А.Н., Селиванова О.В., Карабаналов М.С., Хотинов В.А. Отпуск мартенсита среднеуглеродистой стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2025. – № 3 (837). – С. 18–27. – DOI: 10.30906/mitom.2025.3.18-27.

79. Nasiri Z. Thermal mechanisms of grain refinement in steels: A review / Z. Nasiri, S. Ghaemifar, M. Naghizadeh et al. // *Metals and Materials International*. – 2021. – Vol. 27. – Pp. 2078–2094. – DOI: 10.1007/s12440-020-00700-1.

80. Штремель М.А. Прочность сплавов / М.А. Штремель. – М.: МИСиС, 2012. – 300 с.

81. Wang Y., Tong L., Shi W. Experimental and numerical investigation on ductile fracture behavior of welded areas under tensile and shear forces // *Engineering Structures*. 2025. V. 329. Art. N 119802. (DOI: 10.1016/j.engstruct.2025.119802).

82. Suárez F., Gálvez J.C., Cendón D.A., Atienza J.M. Fracture of eutectoid steel bars under tensile loading: Experimental results and numerical simulation // *Engineering Fracture Mechanics*. 2016. V. 158. P. 87-105. (DOI: 10.1016/j.engfracmech.2016.02.044).

83. Hertzberg R.W. Deformation and fracture mechanics of engineering materials: 4-th edition. John Wiley & Sons Inc., 1996. - 810 p.

84. Kitahara H. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel / H. Kitahara, R. Ueji, N. Tsuji, Y. Yoritoshi // *Acta Materialia*. – 2006. – Vol. 54. – Pp. 1259–1268.

85. Морозова А.Н., Полухина О.Н., Щапов Г.В., Хотинков В.А., Фарбер В.М. Влияние направления распространения магистральной трещины на механизм разрушения при ударном изгибе образцов высоковязкой стали с волокнистой структурой. Область растяжения // *Физика металлов и металловедение*. – 2019. – Т. 120, № 9. – С. 1003–1008. – DOI: 10.1134/S0015323019070064.

86. Gervasyev A., Pyshmintsev I., Petrov R., Huo Ch., Barbaro F. Splitting susceptibility in modern X80 pipeline steels // *Materials Science and Engineering A*. – 2020. – Vol. 772. – Art. 138746. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138746.

87. Schemmann L., Stallybrass C., Schröder J., Liessem A., Zaefferer S. Crack formation in Charpy tests of the heat-affected zone of large-diameter

linepipe material // Proceedings of the 12th International Pipeline Conference (IPC 2018), Calgary, Canada. – 2018. – P. 7.

88. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: МИСиС, 1999. – 408 с.

89. Lee W.S., Su T.T. Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions // Journal of Materials Processing Technology. – 1999. – Vol. 87, nos. 1–3. – Pp. 198–206.

90. Jiang B., Wu M., Zhang M., Zhao F., Zhao Z., Liu Y. Microstructural characterization, strengthening and toughening mechanisms of a quenched and tempered steel: Effect of heat treatment parameters // Materials Science and Engineering A. – 2017. – Vol. 707. – Pp. 306–314.

91. 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.

92. Фарбер В.М. Влияние высокотемпературной закалки на деформационные свойства стали 38Г2Ф / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, А.В. Кузьмина, А.Б. Овсянников // Металлообработка и термическая обработка. – 2024. – № 5–6. – С. 323–329.

93. Zhou L. Effect of strengthening phase on deformation behavior during uniaxial tension of hot-rolled dual phase steel / L. Zhou, B. Jiang, T. Cui, D. Zhang, J. He, Y. Liu // Journal of Iron and Steel Research, International. – 2014. – Vol. 21, no. 12. – Pp. 1111–1115.

94. Штремель М.А., Андреев Ю.Г., Козлов Д.А. Строение и прочность пакетного мартенсита // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – № 4. – С. 10–15.

95. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Изотермический отпуск закаленной среднеуглеродистой малолегированной стали. Преобразование дефектной

подсистемы // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2004. – Т. 1, № 2. – С. 21–32.

96. Фарбер В.М., Беленький Б.З., Гольдштейн М.И. Оценка прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным // Физика металлов и металловедение. – 1975. – Т. 39, № 2. – С. 403–409.

97. Селиванова О.В. Влияние термомеханической обработки на структуру и механические свойства трубной стали 38Г2Ф / О.В. Селиванова, В.А. Хотинков, И.В. Мякотина, Е.С. Черных, С.С. Коновалов, А.Б. Овсянников // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2022. – № 9. – С. 24–29.

98. Козлова А.Г., Утевский Л.М. Структура аустенита и мартенсита стали 35СХН12М, формирующаяся в результате горячей деформации // Физика металлов и металловедение, 1974. Т. 38. № 3. С. 662–665.

99. Горожанин, П.Ю. Разработка составов сталей и технологических режимов, обеспечивающих производство насосно-компрессорных и обсадных труб гарантированных групп прочности: дис. канд. техн. наук, 05.02.01. Екатеринбург: ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет-УПИ», 2007. 236 с.

100. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов: учебное пособие. М.: Металлургия, 1986. 312 с.