

ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»  
Институт новых материалов и технологий  
Кафедра «Термообработка и физика металлов»

На правах рукописи

**Хотинов Владислав Альфредович**

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

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и  
сплавов

Диссертация на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Научный консультант:  
доктор технических наук, профессор  
Фарбер Владимир Михайлович

Екатеринбург – 2020

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	3
1. ПЛАСТИЧНОСТЬ ФЕРРИТА.....	14
1.1. Механизмы упрочнения и пластичность.....	15
1.2. Зернограничное (субзеренное) упрочнение.....	19
1.3. Дислокационный механизм упрочнения.....	44
Заключение.....	49
2. СТАЛИ С ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРОЙ.....	51
2.1. Влияние параметров горячей прокатки на структуру и свойства сталей.....	53
2.2. Оценка предела текучести среднеуглеродистых сталей.....	67
2.3. Механические свойства сталей на разных стадиях деформации.....	72
Заключение.....	94
3. ПЛАСТИЧНОСТЬ И ВЯЗКОСТЬ ФЕРРИТО- БЕЙНИТНЫХ/МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ.....	97
3.1. Структура и дисперсные фазы.....	98
3.2. Изменение пластических свойств при упрочнении.....	108
3.3. Вязкие свойства.....	120
3.4. Пути повышения конструкционной прочности.....	136
Заключение.....	144
4. ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ.....	147
4.1. Физические основы деформационного старения.....	148
4.2. Механизмы пластического течения при деформационном старении.....	153
4.3. Влияние деформационного старения на механические свойства сталей.....	193
4.4. Оценка величины эффекта деформационного старения.....	205
Заключение.....	214
5. СООТНОШЕНИЕ МЕЖДУ ПРОЧНОСТЬЮ, ПЛАСТИЧНОСТЬЮ И ВЯЗКОСТЬЮ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ.....	218
5.1. Характеристики стадий (периодов) кривой растяжения конструкционных сталей.....	218
5.2. Взаимосвязь прочности и пластичности сталей при испытаниях на растяжение.....	236
5.3. Влияние зернограничного эффекта на вязко-пластические свойства.....	249
5.4. Параметры текучести и разрушения при испытаниях на ударный изгиб.....	260
Заключение.....	272
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	275
СПИСОК УСЛОВНЫХ СОКРАЩЕНИЙ.....	281
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	282
ПРИЛОЖЕНИЕ 1. АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ.....	298

## ВВЕДЕНИЕ

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

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

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

Большой интерес к термомеханической обработке (ТМО) низко- и среднеуглеродистых сталей вызван возможностью создания в них высокого уровня прочностных и вязко-пластических свойств путем целенаправленного

влияния на структурное состояние феррита и упрочняющих структурных составляющих. Актуальным становится необходимость разработки новых подходов в оценке и трактовке пластичности и вязкости металла при заданном уровне прочностных свойств, что особенно важно при все более широком использовании высокопрочных строительных сталей нового поколения, обладающих нетривиальным комплексом механических свойств: удовлетворительной пластичностью ( $\delta_p \sim 7-10 \%$ ,  $\delta \sim 24-26 \%$ ), крайне опасным по традиционным меркам отношением  $\sigma_{0,2}/\sigma_b \sim 0,97$  и рекордно высокой вязкостью как при комнатной ( $KCV > 3,5 \text{ МДж/м}^2$ ), так и при отрицательных температурах вплоть до  $t_{исп} = -60 \dots -80^\circ\text{C}$ .

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

Поскольку требуемый уровень вязко-пластических свойств лимитирует величину упрочнения, то необходимо решение важной научно-практической проблемы: отыскание закономерностей формирования пластичности и вязкости и их потери на отдельных этапах нагружения.

Предложенный подход в основном обосновывался с помощью качественных соотношений механических свойств низкоуглеродистых сталей, в то время как для практического использования необходимы конкретные корреляционные зависимости между функциональными характеристиками сталей для конкретных изделий.

В энциклопедическом четырехтомнике М.А. Штремеля (1997-2013 г.г.) дано широчайшее обобщение всех известных на тот период экспериментальных и теоретических работ по упрочнению и разрушению сплавов. В эти же годы коллективами под руководством В.Е. Панина, М.М. Криштала, А.М. Глезера интенсивно развиваются представления о

структурных уровнях пластической деформации и разрушения, волновой природе пластической деформации и протекающих при этом процессах релаксации напряжений. В этих исследованиях разработаны новые физические подходы к решению фундаментальных вопросов о взаимосвязи «структура – пластическая деформация – механические свойства – разрушение».

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

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

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

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

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

– изучить влияние на пластичность различных механизмов упрочнения низко- и среднеуглеродистых сталей после термического и термомодеформационного воздействия (контролируемой прокатки,

изоформинга, равноканального углового прессования, нормализации, термоулучшения, закалки из межкритического интервала температур);

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

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

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

#### **Научная новизна:**

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

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

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

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

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

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

– предложена методика оценки величины эффекта деформационного старения ( $D_i$ ) по относительному изменению разных механических характеристик при растяжении в диапазоне предельных состояний металла (от состояния с минимальной ( $D_i \rightarrow 0$ ) до состояния с максимальной ( $D_i \rightarrow 1,0$ ) величиной эффекта), использование которой позволяет оценивать ресурс прочности и пластичности изделий (конструкций) как на этапе их изготовления, так и в процессе эксплуатации;

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

### **Теоретическая значимость:**

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

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

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

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

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

**Практическая значимость работы.** Полученные экспериментальные данные и их трактовка, а также предложенные методики для оценки механических свойств конструкционных сталей нашли свое отражение в учебных пособиях «Современные инструментальные методы исследования

механических свойств», «Деформационное старение в сталях», «Современные методы исследования полиморфных превращений в сталях», «Конструкционные и функциональные материалы на металлической основе», а также в курсах «Механические свойства материалов», «Технологические аспекты производства конструкционных материалов», «Разрушение конструкционных материалов» для студентов, обучающихся по направлениям 22.03.02 «Металлургия» и 22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов».

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

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

Предложен способ обработки листового и сортового проката из низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей для повышения конструктивной прочности изделий (конструкций) из них (патент № 2735308). Для сталей типа 05Г2Б (сталей класса прочности X80) предложена финишная термообработка по режиму: нагрев до температуры  $t = A_{c3} - (20...40)^\circ\text{C}$ , например, до  $t_n = 900^\circ\text{C}$ , с последующим ускоренным охлаждением, обеспечивающей достижение наивысшей конструктивной прочности ( $\sigma_{0,2} = 565-590$  МПа,  $\sigma_B = 740-770$  МПа,  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,73-0,74$ ,  $\delta = 22-23$  %,  $KCV^{-40} = 2,65-2,70$  МДж/м<sup>2</sup>) и отсутствие эффекта деформационного старения.

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

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

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

**Методология и методы исследования.** В работе использованы экспериментальные и теоретические методы исследований, инструментированные механические испытания на растяжение (Instron 3382) и ударный изгиб (Instron Ceast 9350), методы оптической металлографии (Olimpus JX 51) и электронной микроскопии (ZEISS Cross Beam AURIGA),

фрактографический анализ (JEOL JSM-6490LV), дилатометрический анализ (Linseis L78), терморентгенографический анализ (Anton Paar НТК1200N).

Для обработки и интерпретации экспериментальных результатов применялись методы статистической обработки данных. Расчеты выполнялись по методу наименьших квадратов. Для оценки доверительных интервалов констант использовали остаточную сумму квадратов отклонений. Цель математической обработки экспериментальных данных состояла в определении стехиометрических коэффициентов в уравнениях зависимостей механических и теплофизических свойств, изменения измеряемой характеристики во времени и т.д.

**Положения, выносимые на защиту:**

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

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

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

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

**Степень достоверности результатов.** Обоснованность и достоверность научных положений, выводов и рекомендаций, сформулированных в работе, базируется на всестороннем анализе выполненных ранее работ на тему исследования, обеспечивается использованием поверенной и аттестованной контрольно-измерительной аппаратуры, современных средств и методов проведения исследований, подтверждается представительным объемом исследованных статей и воспроизводимостью результатов исследований. Основные результаты исследований прошли апробацию на международных научно-практических конференциях, опубликованы в ведущих рецензируемых журналах, входящих в перечень ВАК.

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

Работа выполнена на кафедре «Термообработка и физика металлов» Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. Автор признателен всем бывшим и нынешним сотрудникам кафедры, в первую очередь, проф. д.т.н. Фарберу В.М., проф. д.т.н. Попову А.А., проф. д.т.н. Пышминцеву И.Ю., проф. д.т.н. Лобанову М.Л., доц. к.т.н. Денисовой И.К., доц. к.т.н. Эйсмондту Ю.Г., доц. к.т.н. Селивановой О.В. за формирование научного мышления и обсуждение результатов исследований, а также бывшим и нынешним специалистам ОАО «Синарский трубный завод» к.т.н. Горожанину П.Ю., к.т.н. Жуковой С.Ю., к.т.н. Черных Е.С., к.т.н. Тихонцевой Н.Т. за практическую помощь в проведении и реализации результатов исследований бесшовных насосно-компрессорных и обсадных труб, специалистам ОАО «Российский научно-исследовательский трубный институт» к.т.н. Струину А.О., к.т.н. Мальцевой А.Н., Валову М.А. за практическую помощь в изучении сталей класса прочности X80, коллегам из Института машиноведения УрО РАН Смирнову С.В., Швейкину В.П., Вичужанину Д.И. за предоставленное

оборудование и практическую помощь при испытаниях на растяжение с использованием метода корреляции цифровых изображений.

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

**Публикации.** По материалам диссертации опубликованы 50 печатных работ, в том числе 15 работ в изданиях, рекомендованных ВАК по данной специальности, и 27 работ, входящих в международные реферативные базы данных (Scopus, Web of Science), получено 6 патентов Российской Федерации на изобретения.

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

## 1. ПЛАСТИЧНОСТЬ ФЕРРИТА

Проблема конструктивной прочности сталей является одной из ключевых в научном и прикладном металловедении [1-4]. Отыскание оптимальной конструктивной прочности конкретных изделий – это всегда компромисс между упрочнением и потерей пластичности. Эти два свойства неразрывно связаны: упрочнение происходит при создании препятствий для движения дислокаций, что уменьшает их мобильность  $M_d$  и, соответственно, пластичность.

На сегодняшний день основные моменты упрочнения сталей с ферритной основой глубоко разработаны, тогда как природа пластичности изучена сравнительно слабо [3]. Это, в частности, не позволяет дать количественные соотношения между упрочнением и потерей пластичности для широкого круга сталей, испытавших термическую и/или деформационную обработку. Интерес к изучению пластичности возрос в последние годы в связи со все более широким использованием строительных сталей нового поколения, обладающих исключительно высокой вязкостью при нерекордном уровне пластичности, частично израсходованном на повышение прочности [5-8].

Феррит – основная структурная составляющая конструкционных сталей, обладает значительным ресурсом пластичности, который можно расходовать с разной интенсивностью на упрочнение сталей для достижения заданного уровня механических свойств. Величина и скорость уменьшения пластичности в ходе деформации определяются скоростью накопления дефектов кристаллического строения в металле, т.е. масштабом релаксационных процессов [9]. Для реализации высокого равномерного удлинения  $\delta_p$  необходимо медленное накопление упругих напряжений в теле в ходе пластического течения за счет их эффективной релаксации, что обусловит переход к новой моде пластического течения (образование шейки, а затем и разрушения) лишь после значительной относительной деформации.

Это позволяет заключить, что пластичность – показатель масштаба релаксационных процессов, которые протекают в деформируемом металле по разнообразным механизмам.

Целью настоящей главы являлось изучение на образцах армко-Fe и низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С в разных структурных состояниях влияния дислокационного и зернограничного (субзеренного) упрочнения на потерю пластичности феррита в отсутствие частиц вторых фаз.

### 1.1 Механизмы упрочнения и пластичность

Упрочнение сталей (сплавов) – это создание препятствий движению дислокаций, приводящее к их накоплению в решетке ( $\rho_d^H$  – плотность накопленных дислокаций). Поэтому в первом приближении напряжение начала пластического течения (предел текучести) рассматривается через аддитивный вклад различных механизмов упрочнения [10, 11]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тр} + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{ду} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_{агр}, \quad (1.1)$$

где  $\sigma_0$  – сопротивление решетки, металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса-Набарро),  $\Delta\sigma_{тр}$  – твердорастворное упрочнение,  $\Delta\sigma_d$  – упрочнение за счет плотности дислокаций,  $\Delta\sigma_{ду}$  – дисперсионное упрочнение,  $\Delta\sigma_z$  – зернограничное упрочнение,  $\Delta\sigma_c$  – субструктурное упрочнение,  $\Delta\sigma_{агр}$  – агрегатное упрочнение перлитом (бейнитом, мартенситом). Поскольку пластическое течение обусловлено возникновением и движением дислокаций ( $\rho_d^T$  – плотность дислокаций, движущихся при пластической деформации), то создание любых

препятствий движению дислокаций (повышение  $\Delta\sigma_i$ ) неминуемо приводит к потере пластичности феррита ( $\Delta\delta$ ) вследствие повышения  $\rho_d^n$ .

Тогда по аналогии с уравн. (1.1) уменьшение пластичности стали  $\delta$  при упрочнении можно записать как разность между пластичностью феррита (армко-Fe)  $\delta_\phi$  и вкладом разных механизмов упрочнения в ее снижение. Выделить вклад отдельных механизмов упрочнения в уменьшение пластичности сложно, так как в конструкционных сталях они всегда используются совместно. Однако для конкретных структурно-фазовых состояний сталей удастся выделить один доминирующий механизм, вносящий преимущественно вклад как в упрочнение, так и снижение пластичности.

Существуют различные подходы и способы оценки пластичности материала при его деформации, из которых наиболее распространенным и признаваемым, с металловедческой точки зрения, является определение пластических характеристик при растяжении стандартных образцов [12-14]. В этом случае под пластичностью понимается степень пластической деформация образца до разрушения ( $\delta$ ), то есть рассматриваются характеристики пластического течения материала как при деформационном упрочнении до  $\sigma_b$ , так и при образовании и эволюции шейки и магистральной трещины. Исходя из этого, в практике механических испытаний широко используются характеристики равномерной ( $\delta_p, \psi_p$ ) и общей пластичности ( $\delta, \psi$ ), деформируемость  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ , параметры деформационного упрочнения в виде степенной зависимости напряжения от степени деформации в истинных координатах  $S = f(\epsilon)$ .

Ресурс пластичности конструкционных сталей определяется физической природой феррита как основной фазовой составляющей, композицией стали и ее структурой, сформированной при термической и/или термомеханической обработке, а также условиями нагружения – температурой и скоростью деформации (физическое условие подобия),

схемой напряженного состояния (механическое условие подобия), одинаковой формой образцов (геометрическое условие подобия), влиянием масштабного фактора (при увеличении размеров образца). Универсальной мерой пластичности является степень деформации сдвига, накопленная образцом к моменту разрушения при механических испытаниях в указанных выше условиях.

Наиболее хорошо изучены и научно обоснованы параметры равномерной (однородной) стадии деформации при растяжении, когда пластическое течение охватывает бóльшую часть образца. В этом случае диаграмма деформации поликристаллов имеет вид степенной функции с непрерывно убывающим тангенсом угла наклона  $\theta$  касательной к кривой в любой момент времени и описывается уравнением Холломоны [15-17]:

$$S = K \cdot e^n, \quad (1.2)$$

где  $K$  – коэффициент деформационного упрочнения, МПа;  $n$  – показатель деформационного упрочнения. Показатель степени  $n$  является величиной, которая количественно характеризует снижение интенсивности деформационного упрочнения при образовании и развитии дислокационно-ячеистой структуры на равномерной стадии.

Для устойчивого, однородного по всей рабочей части образца, пластического течения металла необходимо, чтобы интенсивность упрочнения  $dS/de > S$ . Влияние уменьшения размера зерна на кривую растяжения состоит в смещении всей кривой в область более высоких напряжений – так, уменьшение размера зерна от 65 до 8 мкм в армко-Fe повышает напряжение течения на 100-120 МПа при небольшом снижении величины удлинения  $e_p$  и интенсивности деформационного упрочнения  $n$  (с 0,21 до 0,16) (рис. 1.1).

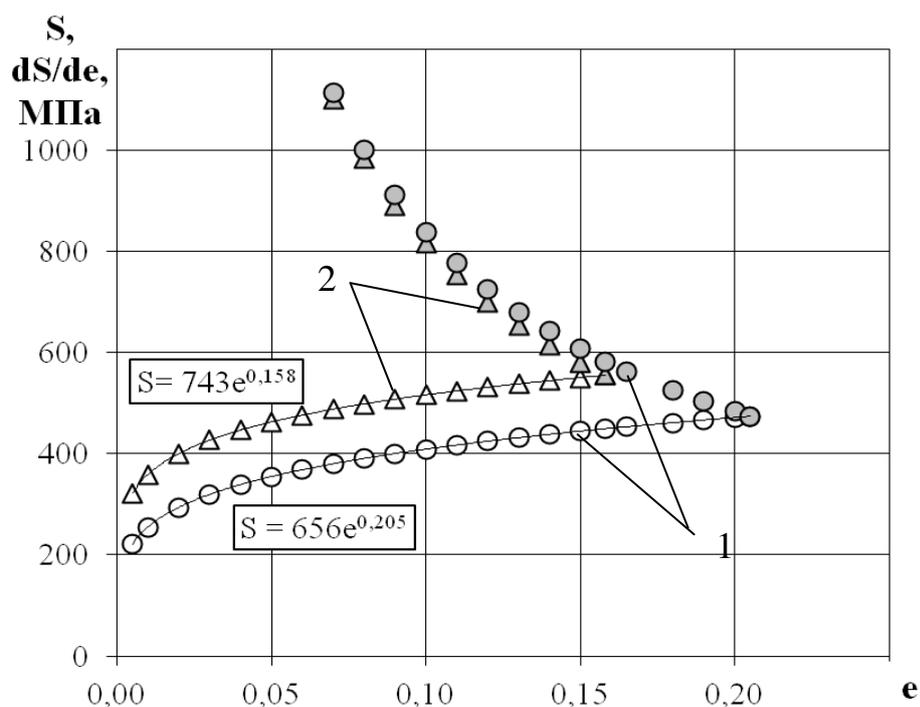


Рис. 1.1. Влияние размера зерна на характеристики деформационного упрочнения армко-Fe: светлые значки –  $S=f(e)$ , темные значки  $dS/de=f(e)$ :

1 –  $d_{\phi} = 65$  мкм, 2 –  $d_{\phi} = 8$  мкм.

Анализ параметров пластичности на сосредоточенной стадии деформации до последнего времени сдерживался необходимостью регистрации текущего диаметра шейки и синхронизации полученных данных с кривой растяжения. Использование методов корреляции цифровых изображений (КЦИ), спекл-интерферометрии, акустической эмиссии, а также видеозаписи процесса растяжения с последующей программной обработкой данных [17-20], позволили на широком круге сплавов с различным структурно-фазовым состоянием отыскать показатели, характеризующие пластичность на различных стадиях растяжения, в частности, при появлении и росте шейки и магистральной трещины.

## 1.2. Зернограничное (субзеренное) упрочнение

Известно [2, 5-8, 21-24], что наиболее эффективным способом получения оптимального сочетания вязкости и прочности является термомеханическая обработка (ТМО). Большой интерес к ТМО низко- и среднеуглеродистых сталей вызван возможностью создания в них высокого уровня прочностных и вязко-пластических свойств путем целенаправленного влияния на структурно-фазовое состояние феррита и упрочняющих структурных составляющих. Многочисленными авторами показано, что наблюдаемое повышение конструктивной прочности исследуемых материалов связано с субструктурным характером упрочнения при фрагментированном полигональном строении феррита [25-27].

Получение дисперсной и термостабильной структуры феррита можно реализовать с помощью деформации при относительно невысоких температурах, в частности, прокаткой с высокой скоростью деформации и большими степенями обжатия. В этих условиях конкурирующим с процессом образования субмикроструктур является формирование субзеренной структуры. При этом образование субструктуры при горячей (теплой) прокатке приводит к увеличению прочности, сравнимому с получаемым при измельчении зерна до  $d_f \leq 1$  мкм [22].

Влияние параметров теплой и горячей прокатки, а также последующего рекристаллизационного отжига при  $600^\circ\text{C}$  в течение 1 ч. на структуру и механические свойства феррита было изучено нами на образцах технически чистого железа с 0,027 %C (армко-Fe) [28]. Прокатка заготовок армко-Fe проводилась при температурах  $t_{\text{деф}} = 500-900^\circ\text{C}$  в 3 прохода ( $\varepsilon \sim 30$  % за каждый проход), с междеформационной выдержкой  $\tau = 15$  мин. при заданной  $t_{\text{деф}}$  и охлаждением в воде после последнего прохода.

Структура армко-Fe перед прокаткой представляла собой смесь крупных, равноосных зерен феррита ( $d_{\text{ф}} \sim 60\text{-}65$  мкм) и участков редких перлитных колоний, объемная доля которых не превышала 2% (рис. 1.2, *a*).

Прокатка при  $500^{\circ}\text{C}$  привела к формированию неравноосной (волокнистой) зеренной структуры феррита: средний размер зерна в направлении прокатки составляет  $d_{\parallel} = 90$  мкм, поперек –  $d_{\perp} = 10$  мкм (рис. 1.2, *б*). С повышением температуры прокатки  $t_{\text{деф}}$  величина  $d_{\perp}$  монотонно возрастает ( $d_{\perp} \sim 40$  мкм при  $t_{\text{деф}} = 900^{\circ}\text{C}$ ), тогда как продольный размер  $d_{\parallel}$  вплоть до  $t_{\text{деф}} = 700^{\circ}\text{C}$  падает с 90 до 30 мкм, а затем несколько повышается (рис. 1.3, *a*).

Степень равноосности зеренной структуры феррита оценивали через коэффициент равноосности  $K_{\text{р}}$  по результатам анализа нескольких изображений микроструктуры:

$$K_{\text{р}} = \frac{d_{\perp}}{d_{\parallel}}, \quad (1.3)$$

где  $d_{\perp}$  и  $d_{\parallel}$  – размер зерен, соответственно, поперек и вдоль направления прокатки. Резкое повышение величины  $K_{\text{р}}$  (равноосности ферритных зерен) происходит при  $t_{\text{деф}} > 600^{\circ}\text{C}$  (рис. 1.2, *в*), что свидетельствует о протекании как динамической рекристаллизации при прокатке, так и статической рекристаллизации в междеформационных паузах. Однако продолжительность междеформационных пауз (15 мин.) была недостаточной для полной рекристаллизации, поэтому в структуре армко-Fe при  $t_{\text{деф}} \leq 600^{\circ}\text{C}$  наблюдались участки как рекристаллизованных, так и деформированных зерен (рис. 1.2, *б*). Поскольку статическая рекристаллизация после последнего прохода в значительной мере была подавлена охлаждением в воде, единственным процессом разупрочнения в этих условиях является полигонизация. Только процесс полигонизации является возможным в динамических и статических условиях для деформации при  $500^{\circ}\text{C}$ .

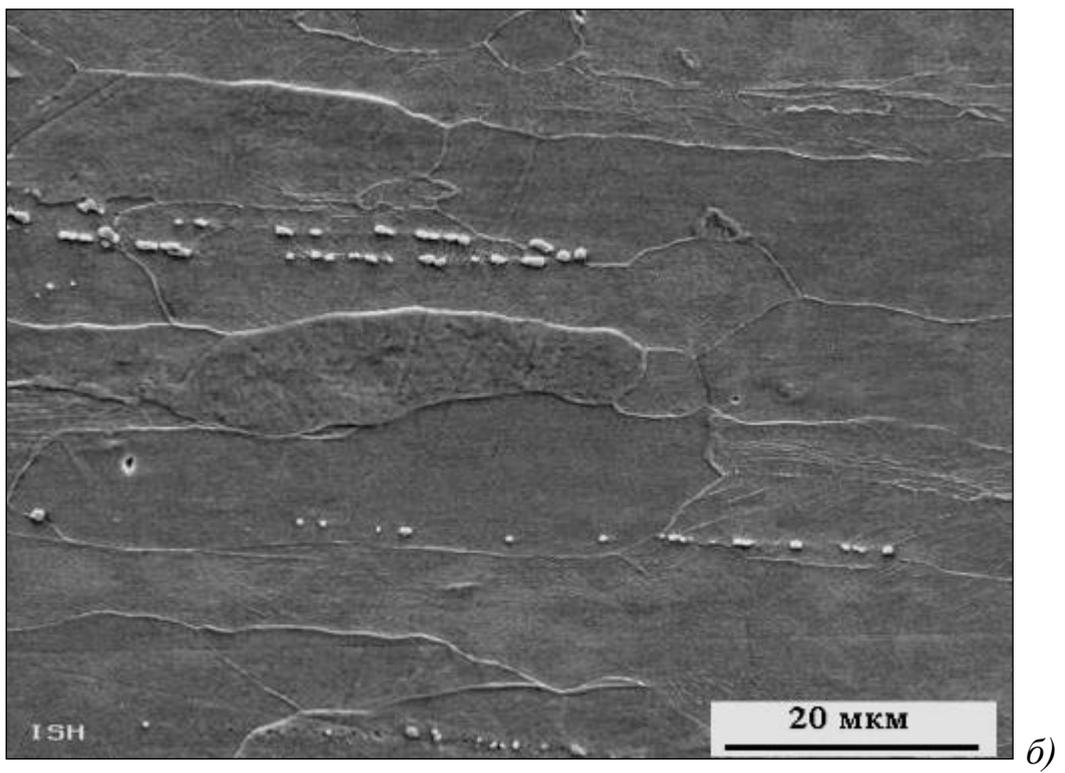
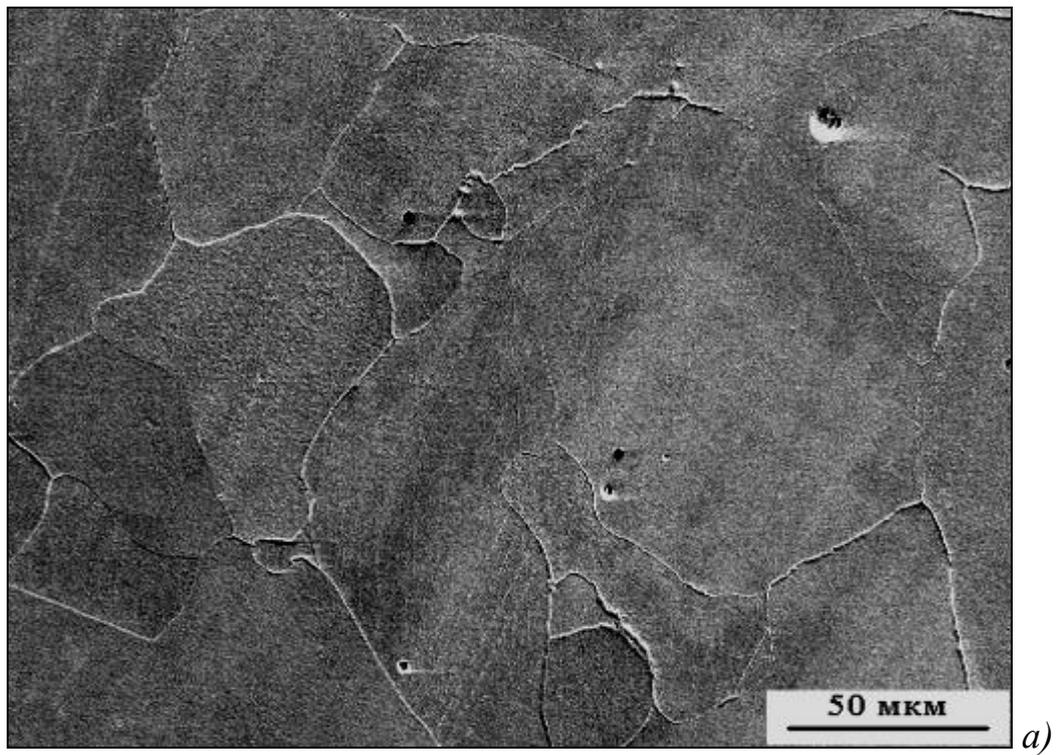


Рис. 1.2. Зеренная структура армко-Fe перед (а) и после прокатки при 600°C (б), РЭМ.

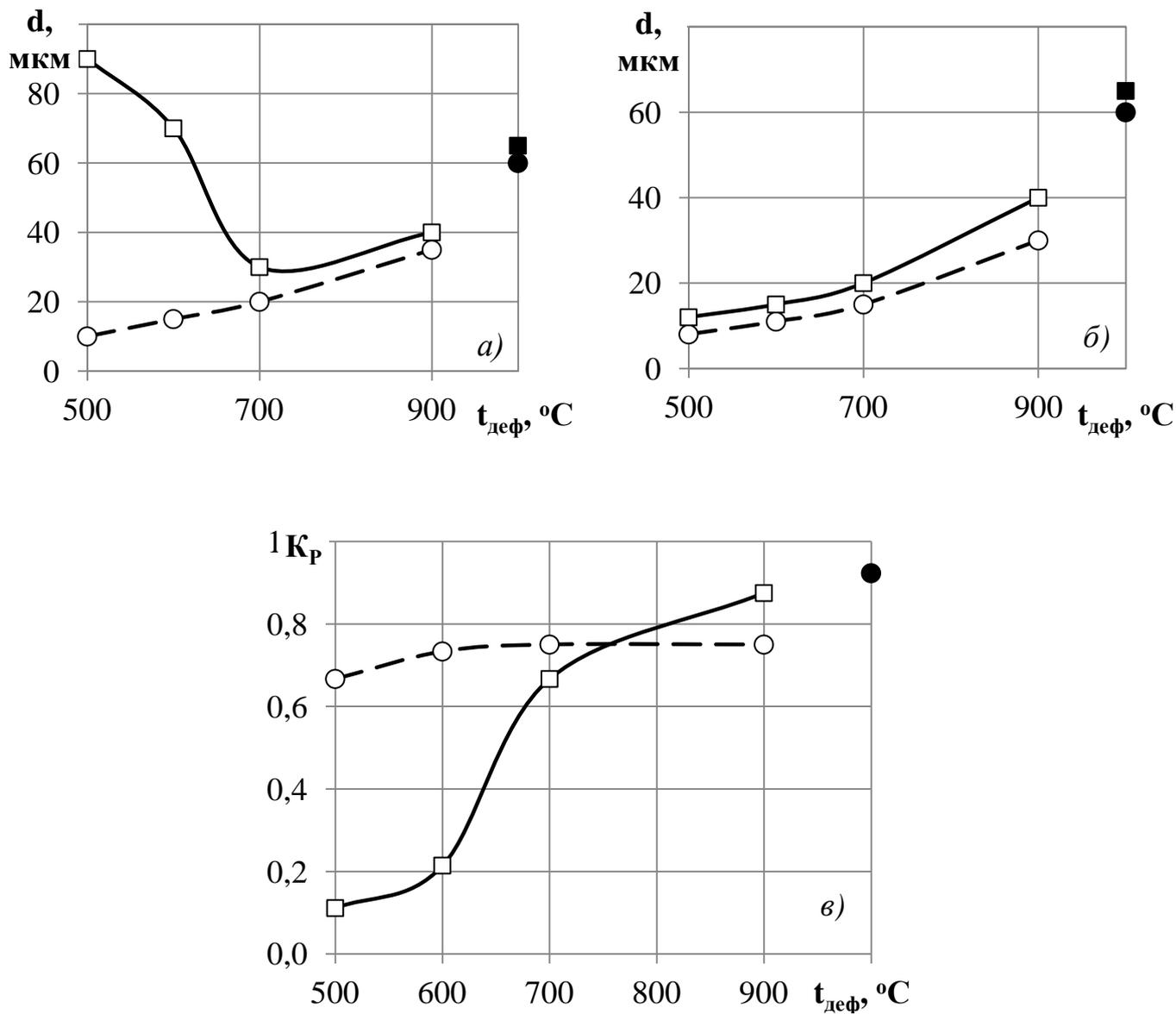


Рис. 1.3. Влияние прокатки и последующего отжига при 600°C (б) на размер ферритных зерен (а, б) и коэффициент равноосности  $K_p$  (в):  
 — вдоль направления прокатки; — — поперек направления прокатки,  
 ■, ● — состояние перед прокаткой.

Наблюдения тонкой структуры феррита, прокатанного при 500°C, свидетельствуют о формировании субзеренной структуры, представляющей собой совокупность крупных вытянутых и мелких равноосных субзерен со средним размером  $\sim 0,5-0,7$  мкм (рис. 1.4, а, б). Внутри субзерен, прежде всего крупных, наблюдается высокая плотность дислокаций, которые распределены неравномерно.

С повышением температуры прокатки структура претерпевает значительные изменения: увеличивается размер ячеек, дислокации перераспределяются в более стабильные конфигурации, вместо неровных стенок ячеек обнаруживаются четкие границы полигонов (рис. 1.4, в, г).

Проведение отжига при 600°C приводит к существенным изменениям в зеренной структуре продеформированного при разных температурах армко-железа. При  $t_{\text{деф}} \leq 700^\circ\text{C}$  накопленной при деформации внутренней энергии, по-видимому, достаточно для того, чтобы при данной температуре отжига в структуре проходили процессы рекристаллизации. Для наблюдаемых в структуре рекристаллизованных зерен (рис. 1.5) характерно наличие четких границ, низкая плотность дислокаций при формировании относительно равноосной структуры. Средний размер зерна как в продольном, так и в поперечном направлении закономерно уменьшается с ростом температуры прокатки и составляет  $\sim 10$  мкм (рис. 1.3, б, в).

Результаты испытаний на растяжение свидетельствуют о том, что армко-Fe после прокатки при  $t_{\text{деф}} = 500^\circ\text{C}$  находится в относительно высокопрочном состоянии ( $\sigma_{0,2} = 650$  МПа,  $\sigma_b = 720$  МПа) при невысокой пластичности ( $\delta = 12\%$ ,  $\psi = 55\%$ ), обусловленном совместным действием зернограницной и субструктурной компонент упрочнения (рис. 1.6). Рекристаллизационный отжиг приводит к снижению доли малоугловых границ (субграниц) в структуре и, соответственно, к снижению на 220-260 МПа прочностных характеристик и росту пластичности ( $\Delta\delta = 13\%$ ,  $\Delta\psi = 5\%$ ).

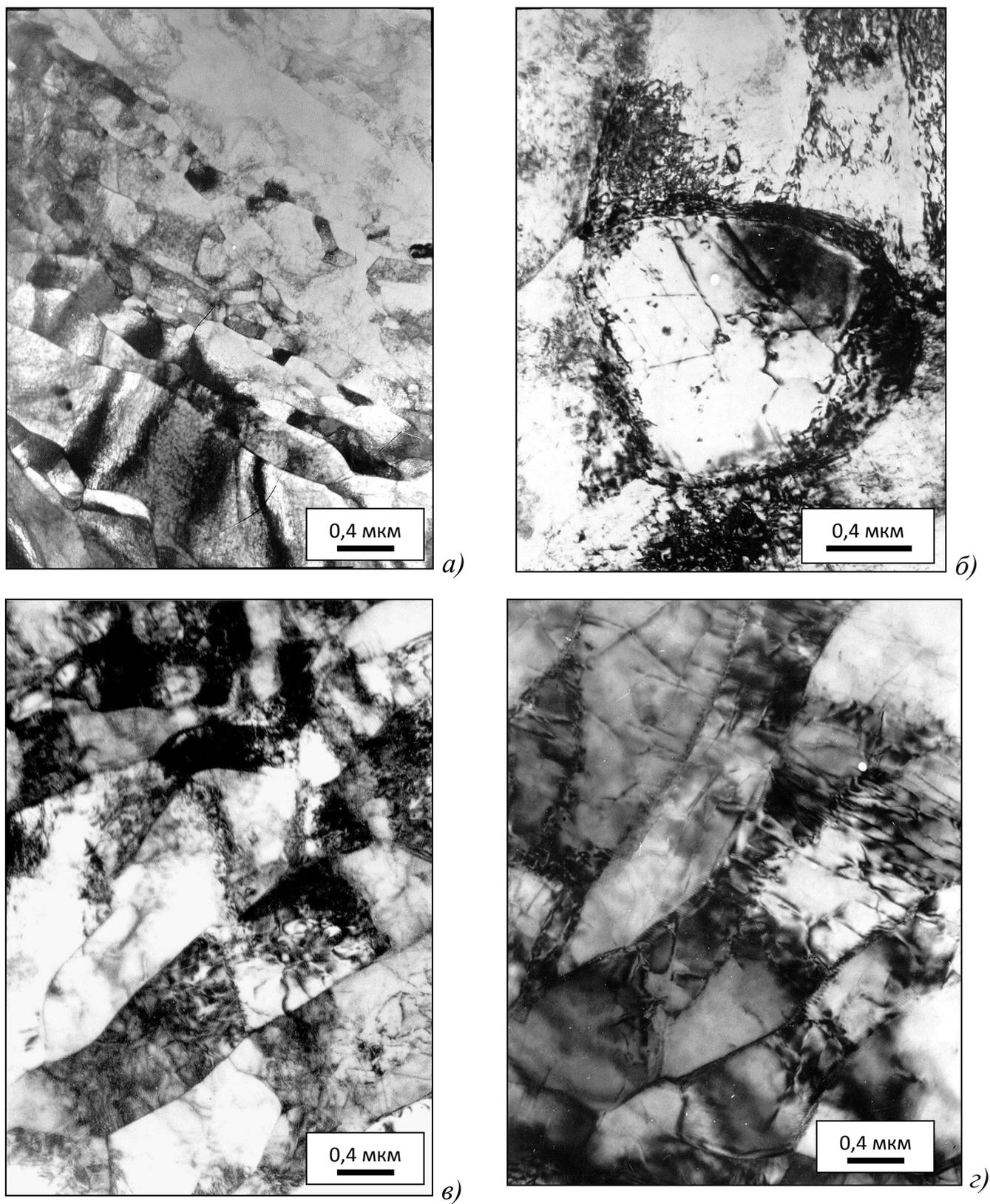


Рис. 1.4. Микроструктура армко-Fe после прокатки при 500°C (а, б) и при 600°C вдоль (в) и поперек (з) направления прокатки, ПЭМ.

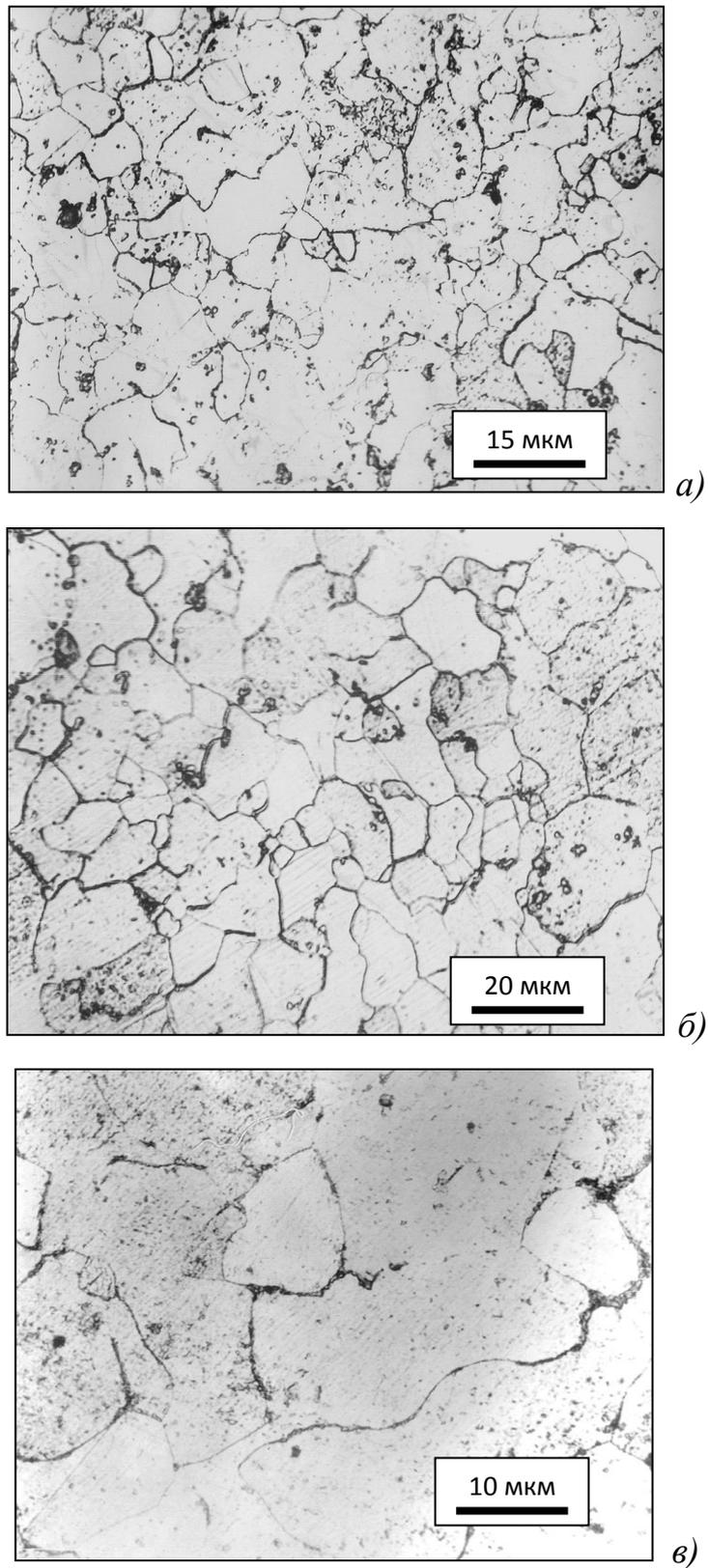


Рис. 1.5. Микроструктура армко-железа после прокатки при  $600^{\circ}\text{C}$  и отжига, 1 ч.: а) – отжиг  $600^{\circ}\text{C}$ , б), в) – отжиг  $650^{\circ}\text{C}$ .

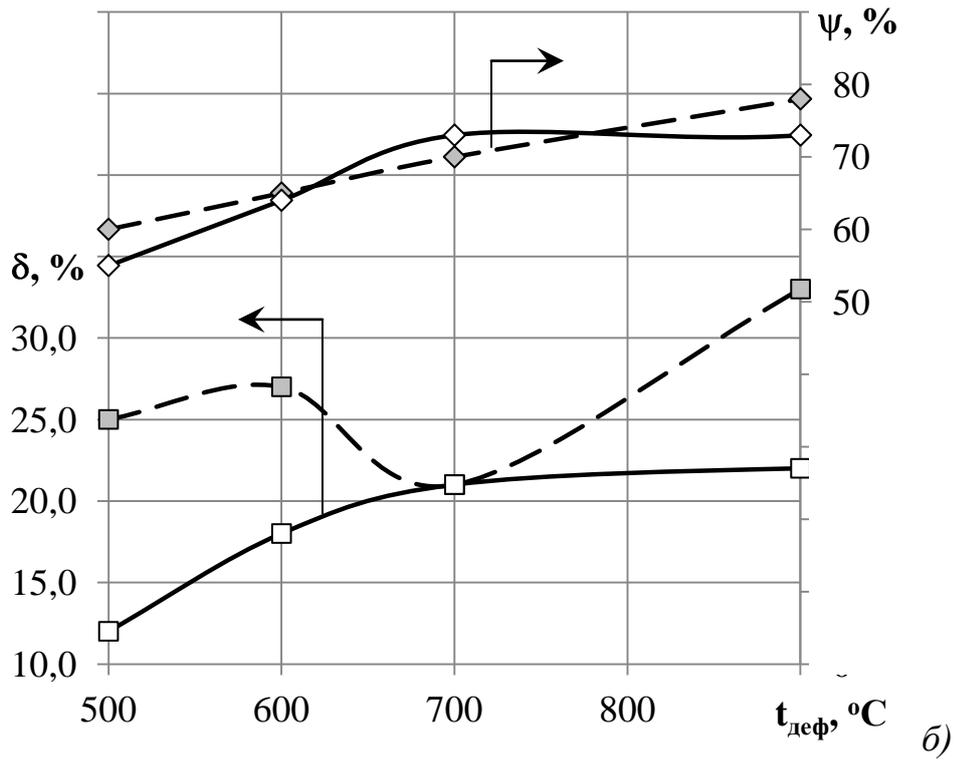
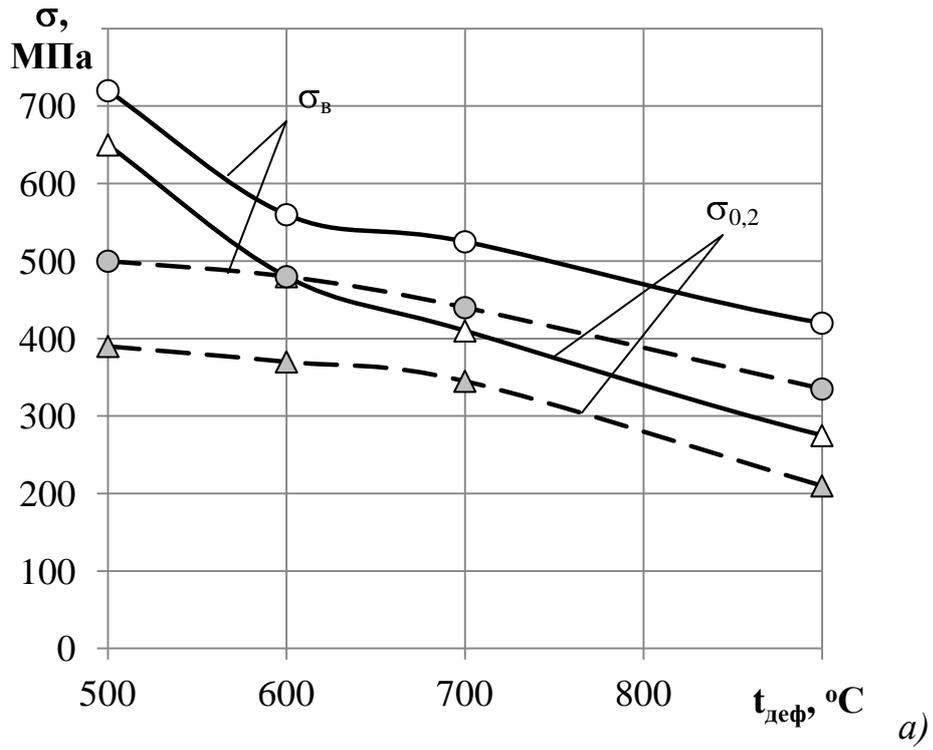


Рис. 1.6. Зависимость прочностных (а) и пластических (б) свойств армко-Fe после прокатки и последующего отжига при 600°C:

○, □, △ – прокатка, ●, ■, ▲ – прокатка + отжиг.

Видно, что наибольшая разница в прочности армко-Fe с субзеренной (после прокатки) и зеренной (после прокатки и отжига) структурой наблюдается при  $t_{\text{деф}} = 500^\circ\text{C}$  (рис. 1.6, а). С повышением размеров зерен (субзерен), а, значит, при уменьшении барьеров на пути движения дислокаций, происходит закономерное снижение прочностных характеристик феррита – при  $t_{\text{деф}} = 600^\circ\text{C}$  наблюдаемая разница не столь значительна ( $\Delta\sigma = 80\text{-}100$  МПа) и снижается при более высоких температурах прокатки.

Более высокая пластичность феррита после отжига по сравнению с деформированным состоянием – относительное удлинение  $\delta$  практически во всем диапазоне температур прокатки (за исключением  $t_{\text{деф}} = 700^\circ\text{C}$ ) выше на  $\Delta\delta = 7\text{-}12$  %, обусловлена повышением мобильности дислокаций  $M_d$  при снижении плотности дислокаций и доли субграниц (рис. 1.6, б). При этом повышение относительного сужения  $\psi$  от 55 до 80 % является более плавным, а ход зависимостей  $\sigma = f(t_{\text{деф}})$  прокатанного и отожженного армко-Fe достаточно близок.

В отсутствие частиц вторых фаз и упрочняющих структурных составляющих предел текучести армко-Fe можно рассматривать как сумму следующих компонент упрочнения:

$$\sigma_{0,2(\tau)} = \sigma_m + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d. \quad (1.4)$$

При этом упрочнение ферритной матрицы  $\sigma_m$  включает в себя три компоненты упрочнения ( $\sigma_0$ ,  $\Delta\sigma_{\text{т.р}}$ ,  $\Delta\sigma_{\text{агр}}$ ), суммарный вклад которых при варьировании режимов обработки оставался практически постоянным  $\sigma_m \sim 120$  МПа: сопротивление трения решетки железа  $\sigma_0 \sim 20$  МПа [10], твердорастворное упрочнение  $\Delta\sigma_{\text{т.р}} \sim 110$  МПа, агрегатное упрочнение за счет перлита  $\Delta\sigma_{\text{агр}} \sim 5\text{-}10$  МПа (доля перлита в ферритной матрице не превышала 2 %).

Оценка плотности дислокаций в армко-Fe после прокатки проводилась по результатам расчета уровня микронапряжений и величины ОКР при рентгеноструктурном анализе [28]. В случае рекристаллизационного отжига при 600°C дислокационной компонентой упрочнения можно пренебречь, поскольку наблюдаемая в феррите плотность дислокаций  $\rho_{\text{дисл}} \approx 10^9 \text{ см}^{-2}$  дает  $\Delta\sigma_{\text{д}} \sim 10 \text{ МПа}$  [10].

Вклад границ зерен  $\Delta\sigma_{\text{з}}$  в упрочнение феррита был оценен по уравнению Холла-Петча, в котором коэффициент  $K_y = 0,60 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$  принимался для большеугловых разориентировок зерен [28], а средний размер зерен  $d$  учитывался в направлении, перпендикулярном направлению прокатки. Оценка субструктурного упрочнения  $\Delta\sigma_{\text{с}}$  проводилось по уравнению, подобному уравнению Холла-Петча, но с показателем степени  $n = -1$  и коэффициентом упрочнения  $K_y = 147 \text{ МПа}\cdot\text{м}$  [22].

Необходимо отметить, что расчетный предел текучести  $\sigma_{0,2}^{\text{р}}$  в состоянии после прокатки при 500, 600 и 700°C учитывал вклады в упрочнение, вносимые как за счет зерен, так и за счет субзерен, исходя из формирования при данных температурах прокатки достаточно совершенной субзеренной структуры [28].

Обобщение результатов расчета показало, что при  $t_{\text{деф}} = 500^\circ\text{C}$  основной вклад в предел текучести армко-Fe вносят субструктурное ( $\Delta\sigma_{\text{с}} \sim 300 \text{ МПа}$ ) и зернограничное ( $\Delta\sigma_{\text{з}} \sim 200 \text{ МПа}$ ) упрочнение (рис. 1.7). При  $t_{\text{деф}} = 600^\circ\text{C}$  вклады  $\sigma_{\text{м}}$ ,  $\Delta\sigma_{\text{з}}$  и  $\Delta\sigma_{\text{с}}$  становятся сопоставимыми ( $\sim 120\text{-}150 \text{ МПа}$ ), а при дальнейшем повышении  $t_{\text{деф}}$  роль субзерен в пластическом течении существенно снижается. Сравнение расчетного  $\sigma_{0,2}^{\text{р}}$  и экспериментального  $\sigma_{0,2}^{\text{э}}$  предела текучести армко-Fe после прокатки, а также после прокатки и отжига, показало хорошее совпадение этих величин (рис. 1.8). При этом при низких температурах прокатки ( $t_{\text{деф}} \leq 600^\circ\text{C}$ ) более высокие значения  $\sigma_{0,2}^{\text{р}}$  (на  $\sim 25\text{-}50 \text{ МПа}$ ) определяются, по-видимому, вкладом в упрочнение, вносимым за счет повышения плотности дислокаций.

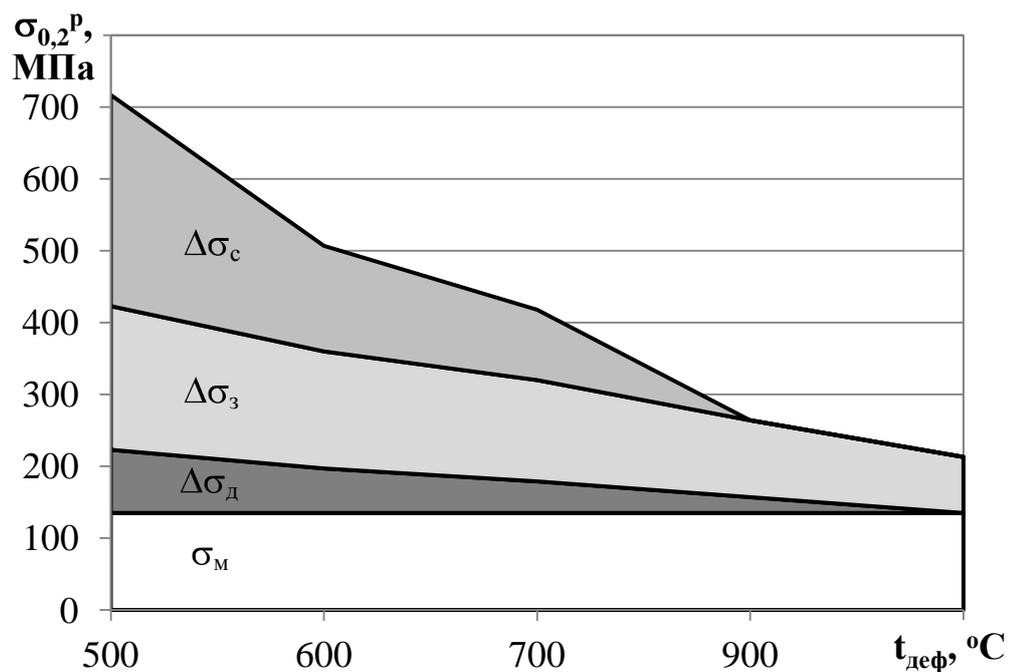


Рис. 1.7. Влияние температуры прокатки  $t_{\text{деф}}$  на величину различных компонент упрочнения в предел текучести  $\sigma_{0,2}^p$  армко-Fe.

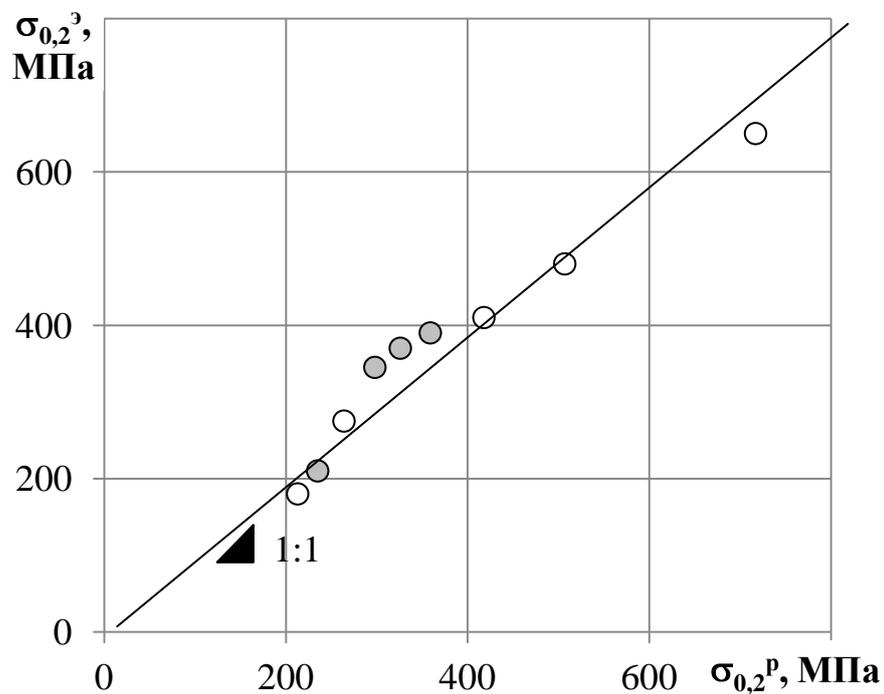


Рис. 1.8. Отношение расчетного  $\sigma_{0,2}^p$  и экспериментального  $\sigma_{0,2}^3$  предела текучести армко-Fe после проведенных обработок:

○ – прокатка, ● – прокатка + отжиг.

Представляет интерес проанализировать влияние зеренной (субзеренной) структуры на параметры деформационного упрочнения армко-Fe, поскольку способность феррита к деформационному упрочнению определяет масштаб релаксационных процессов в нем, а, следовательно, контролирует весь комплекс механических свойств. С этих позиций высокопрочное состояние феррита с развитой субзеренной структурой с повышенной плотностью дислокаций, сформированной при  $t_{\text{деф}} = 500^\circ\text{C}$ , обладает весьма небольшим запасом равномерной пластичности ( $\delta_p = 7,0\%$ ,  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,86$ ) (рис. 1.9).

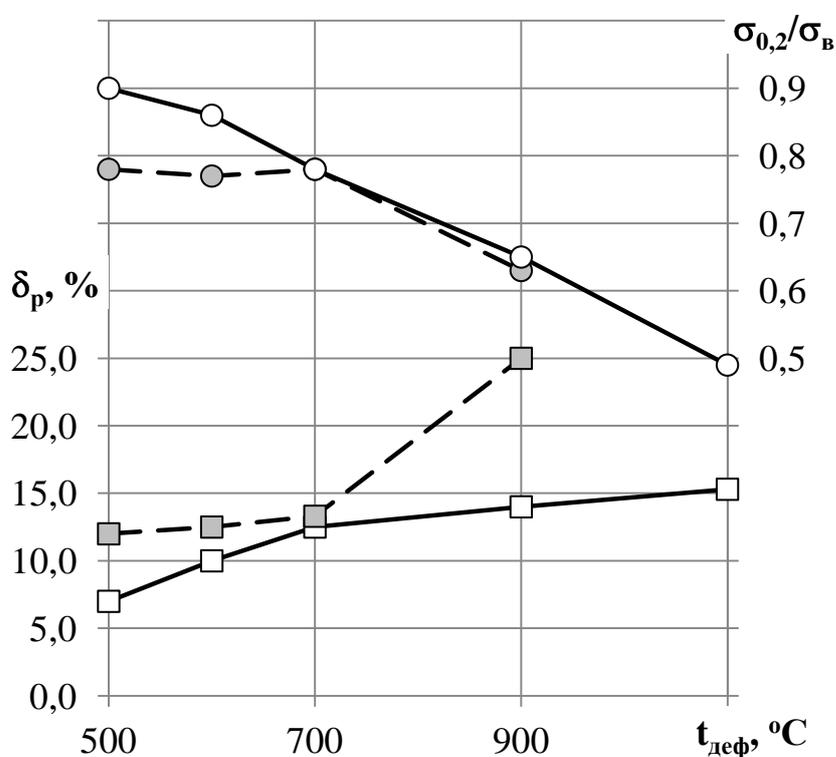


Рис. 1.9. Влияние температуры прокатки и последующего отжига при  $600^\circ\text{C}$  на характеристики равномерной стадии деформации:

○, □ — прокатка, ●, ■ — прокатка + отжиг.

Повышение размера субзерен ( $d_c = 0,5 \rightarrow 1,5$  мкм) и связанное с ним уменьшение протяженности субграниц в феррите при повышении температуры прокатки от  $500$  до  $700^\circ\text{C}$  способствует более легкой передаче

деформации от зерна к зерну, и, следовательно, более интенсивной релаксации упругих напряжений – при  $t_{\text{деф}} = 700^\circ\text{C}$  ( $\delta_p = 12,5 \%$ ,  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,78$ ).

Большеугольные границы, являясь эффективными барьерами для движения дислокаций, в изученном диапазоне размеров зерен практически не изменяют равномерную пластичность: при  $d_z = 8 \rightarrow 15$  мкм относительное удлинение  $\delta_p$  сохраняется на уровне  $\sim 13 \%$ , а отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B \sim 0,78$ . Дальнейшее повышение температуры прокатки  $t_{\text{деф}} > 700^\circ\text{C}$  значительно повышает способность феррита к деформационному упрочнению, но одновременно и разупрочняет его.

***Пластические свойства.*** С позиций физической мезомеханики пластическое течение металла является многоуровневым релаксационным процессом, а отражающий его ход кривой деформации контролируется дефектами разного масштабного уровня [9, 29, 30]. В отсутствие частиц вторых фаз основным структурным способом диссипации упругой энергии (динамический возврат) в феррите на равномерной (однородной) стадии деформации является образование дислокационной ячеистой структуры (ДЯС) и ее эволюция при повышении степени деформации [15, 31]. При этом на кривых деформации поликристаллических материалов обычно видны три стадии деформации, параметры которых (ход кривой и угол наклона) определяются величиной динамического возврата. Однако в случае развитой дислокационной ячеистой субструктуры трехстадийность пластического течения может не наблюдаться [32].

Анализ истинных кривых растяжения  $S = f(\varphi)$  в логарифмических координатах образцов армко-Fe свидетельствует о стадийности деформационного упрочнения феррита при растяжении – на кривых растяжения наблюдаются 2 участка, удовлетворительно аппроксимируемых прямыми с разными коэффициентами  $K$  и  $n$  в уравн. (1.2) (рис. 1.10).

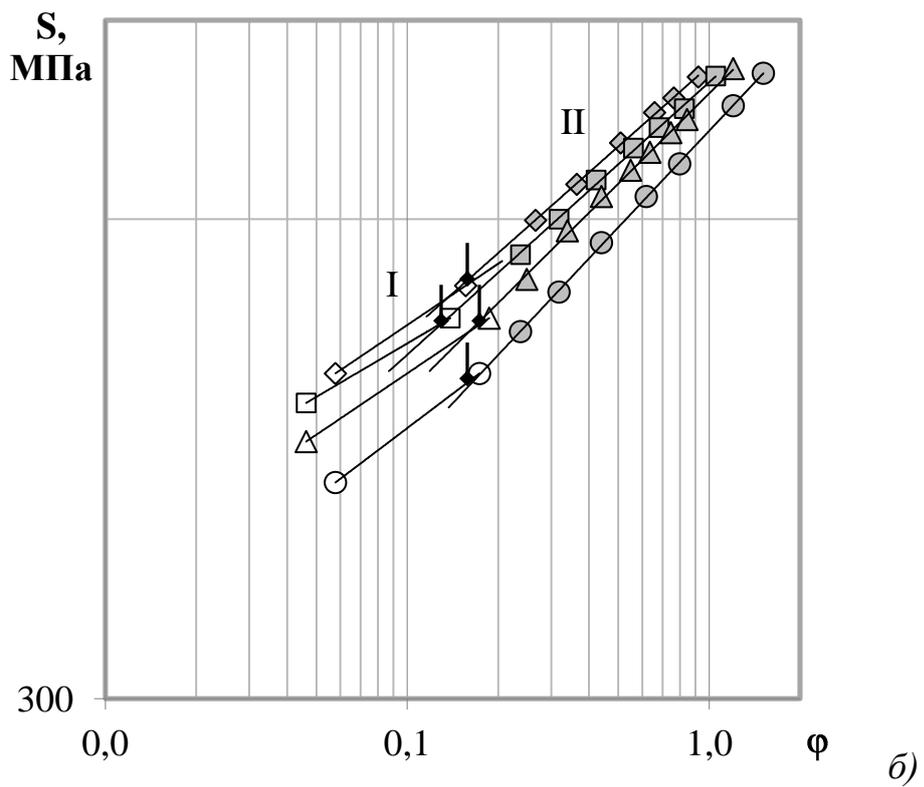
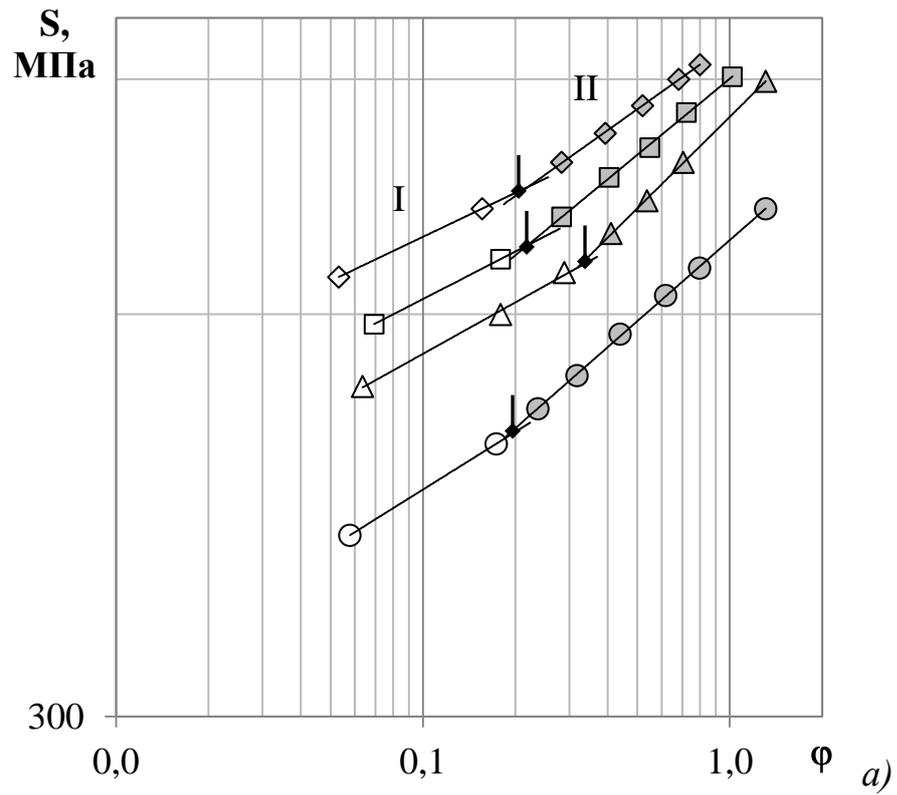


Рис. 1.10. Стадии деформационного упрочнения армко-Fe после прокатки (а) и последующего отжига (б):  
 $\diamond, \blacklozenge - t_{\text{деф}} = 500^\circ\text{C}$ ,  $\square, \blacksquare - 600^\circ\text{C}$ ,  $\triangle, \blacktriangle - 700^\circ\text{C}$ ,  $\circ, \bullet - 900^\circ\text{C}$ .

Темп повышения напряжения (наклон) на степенном периоде равномерной стадии деформации (период I на рис. 1.10) обусловлен протеканием динамического возврата, связанного с компенсационной и аннигиляционной релаксациями [9]. Близость величин  $n$  и  $\varphi_p$  свидетельствует о достижении в образце предельного состояния – максимальной пластичности, при котором кривая  $\sigma = f(\delta)$  выходит на горизонталь (IV стадия диаграммы) вследствие равенства вблизи  $\sigma_v$  масштабов упрочнения и динамического возврата.

При напряжении  $\sigma_v$  происходит смена моды деформации образца от однородного дислокационного пластического течения на равномерной стадии к локализованному пластическому течению (период II на рис. 1.10), приводящему к образованию и эволюции шейки с параллельным зарождением и ростом (или только ростом) несплошностей, начиная от пор и очаговых трещин и заканчивая их объединением в распространяющуюся магистральную трещину (МТр). Однако даже при  $\sigma_i \geq \sigma_v$  динамический возврат контролирует пластическое течение образца, смещая переход от периода I к II ( $\varphi_n$ ) в сторону больших степеней деформации.

Результаты проведенного нами анализа кривых деформации  $S = f(\varphi)$  армко-Fe свидетельствуют о том, что неравенство  $\varphi_p < n$  выполняется для всех изученных обработок (табл. 1.1). Интенсивность деформационного упрочнения (динамического возврата) на периоде I с ростом температуры прокатки от 500 до 700°C изменяется незначительно ( $n_1 = 0,11-0,13$ ) (рис. 1.10, а), что обусловлено формированием при теплой прокатке развитой субзеренной структуры ( $d_c = 0,5-1,5$  мкм) в феррите. Снижение плотности дислокаций и существенное уменьшение доли малоугловых границ при  $t_{\text{деф}} > 700^\circ\text{C}$  приводят к высокопластичному, но низкопрочному состоянию феррита – величина  $n_1$  увеличивается до 0,18, а  $K_1$  падает до  $\sim 615$  МПа (табл. 1.1).

Таблица 1.1

## Характеристики деформационного упрочнения армко-Fe

$t_{\text{деф}}$ , °C	$t_{\text{отж}}$ , °C	Период I		Период II		$\Phi_p$	$\Phi_{\text{п}}$	$\Phi_k$
		$K_1$	$n_1$	$K_2$	$n_2$			
500	–	882	0,11	957	0,16	0,07	0,22	0,80
600	–	808	0,12	901	0,19	0,10	0,22	1,02
700	–	753	0,13	843	0,23	0,12	0,35	1,31
900	–	617	0,14	682	0,20	0,13	0,19	1,31
500	600	691	0,13	748	0,17	0,11	0,14	0,92
600	600	648	0,12	732	0,17	0,11	0,14	1,05
700	600	645	0,13	721	0,19	0,12	0,16	1,20
900	600	617	0,14	682	0,20	0,19	0,19	1,51

При наличии в феррите только большеугловых границ после отжига при 600°C изменение данных характеристик с повышением  $t_{\text{деф}}$  является более пассивным: с ростом размера зерен  $d_{\text{ф}}$  от 8 до 40 мкм снижение напряжения течения значительно ниже ( $K_1 = 691 \rightarrow 617$  МПа), а интенсивность деформационного упрочнения практически постоянна ( $n_1 = 0,12-0,14$ ) (рис. 1.10, б, табл. 1.1).

Изменение параметров деформационного упрочнения на периоде II ( $K_2$  и  $n_2$ ) связано с переходом на новый, более высокий уровень диссипации энергии при появлении в центре деформируемой шейки магистральной трещины. С ростом размера зерен (субзерен) сохраняется тенденция к уменьшению напряжения течения и повышению интенсивности деформационного упрочнения феррита, при этом по сравнению с периодом I уровень параметров  $K_2$  и  $n_2$  всегда выше (табл. 1.1).

Помимо данных характеристик способность к релаксации упругих напряжений ферритной матрицы в различных структурно-фазовых состояниях отражает величина деформации  $\Phi_{\text{п}}$ , накопленной к моменту

изменения моды пластического течения и определенной по изменению хода кривой деформации  $S = f(\varphi)$  при переходе от участка I к II (рис. 1.10).

При  $\varphi_n \leq \varphi_p$  способность феррита к релаксации упругих напряжений за счет дислокационной ячеистой структуры низка – такое состояние наблюдается для крупнозернистой структуры после прокатки при  $t_{\text{деф}} = 1100^\circ\text{C}$  ( $d_3 = 65$  мкм) или при  $t_{\text{деф}} = 900^\circ\text{C}$  и последующего отжига при  $600^\circ\text{C}$  ( $d_3 = 40$  мкм). При этом среди изученных обработок наибольшая разница  $(\varphi_n - \varphi_p) = 0,12-0,23$  наблюдается в случае теплой прокатки при  $t_{\text{деф}} = 500-700^\circ\text{C}$ , особенно при  $700^\circ\text{C}$ , когда совместное действие зернограницного ( $d_3 = 20$  мкм) и субзерненного ( $d_c = 1,0$  мкм) упрочнения обеспечивает оптимальное среди изученных состояний сочетание прочности и пластичности (рис. 1.6, рис. 1.9).

С технологической точки зрения равномерная пластичность, определяемая при испытаниях различных видов, в т.ч. при растяжении, представляет наибольший интерес, поскольку характеризует способность металла к однородному (по всему объему образца) пластическому течению без его локализации в шейке. На практике при разных схемах деформационно-термической обработки (при прокатке, прессовании, штамповке, волочении и т.д.) схема напряженного состояния должна быть значительно «мягче» для проявления максимальной (предельной) пластичности металла. Степень «жесткости» («мягкости») схемы напряженного состояния регулируется через соотношение сжимающих и растягивающих напряжений – чем больше величина сжимающих напряжений, тем в большей степени это способствует проявлению пластичности [33].

Для отыскания влияния напряженного состояния на технологическую пластичность образцы армко-железа в разном исходном состоянии (после ТМО и последующего отжига) испытывали на растяжение при наложении гидростатического давления от 0 до 800 МПа. В качестве количественной характеристики «жесткости» схемы приложения нагрузки использовалось

отношение нормальных  $\sigma$  и касательных  $T$  напряжений – показатель  $\sigma/T$ , низкие значения которого характерны для «мягких» схем напряженного состояния [34].

Полученные нами экспериментальные данные о предельной пластичности феррита [28], оцениваемой по величине деформации сдвига в момент разрушения  $\Lambda_p$ , при изменении показателя  $\sigma/T$  могут быть удовлетворительно описаны экспоненциальными зависимостями [33, 34]:

$$\Lambda_p = \chi_1 \cdot e^{-\chi_2 \left( \frac{\sigma}{T} \right)}, \quad (1.5)$$

где коэффициент  $\chi_1$  определяет предельную пластичность при достаточно высоких значениях  $\sigma/T$  (при «жестких» схемах нагружения) и характеризует запас пластичности ( $\chi_1 = \Lambda_p$  при  $\sigma/T = 0$ ), а коэффициент  $\chi_2$  – интенсивность увеличения пластичности при уменьшении  $\sigma/T$  (при «мягких» схемах нагружения).

Ход зависимостей коэффициентов  $\chi_1$  и  $\chi_2$  от показателя  $\sigma/T$  свидетельствует о том, что запас пластичности горячекатаного феррита незначителен – наибольшие значения ( $\chi_1 = 7,0$ ,  $\chi_2 = 1,35$ ) соответствуют ферриту, прокатанному при  $700^\circ\text{C}$ , при достаточно удачном сочетании размеров зерен и субзерен в структуре (рис. 1.11). Рекристаллизационный отжиг при  $600^\circ\text{C}$  повышает запас пластичности и темп его изменения при  $t_{\text{деф}} < 700^\circ\text{C}$ . При этом максимум пластичности как по величине  $\chi_1$ , так и по  $\chi_2$ , смещается в сторону более низких температур прокатки до  $t_{\text{деф}} = 600^\circ\text{C}$ . В крупнозернистом состоянии при  $t_{\text{деф}} \geq 900^\circ\text{C}$  параметры технологической пластичности падают, особенно сильно величина  $\chi_2$ , и проведение последеформационного отжига никак не влияет на их изменение (рис. 1.11).

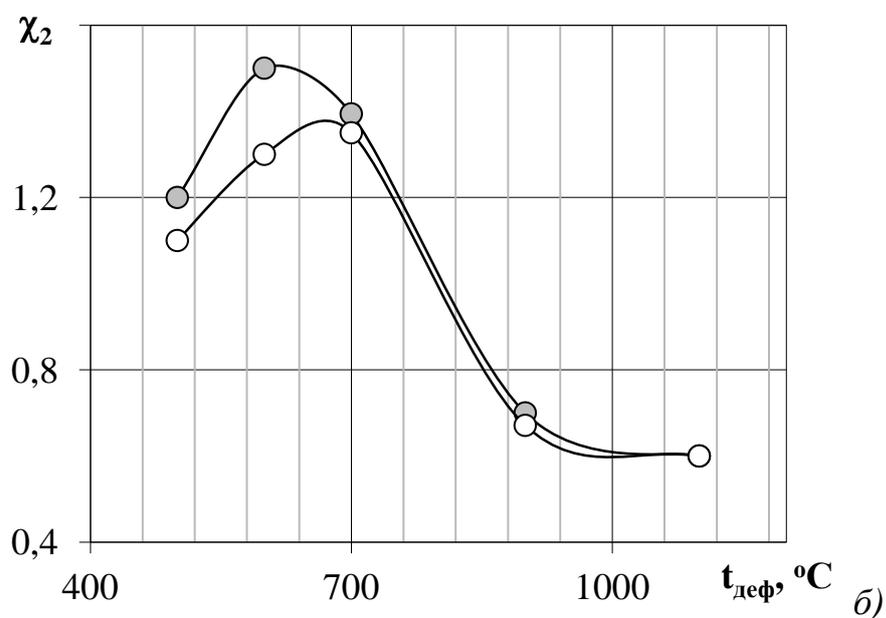
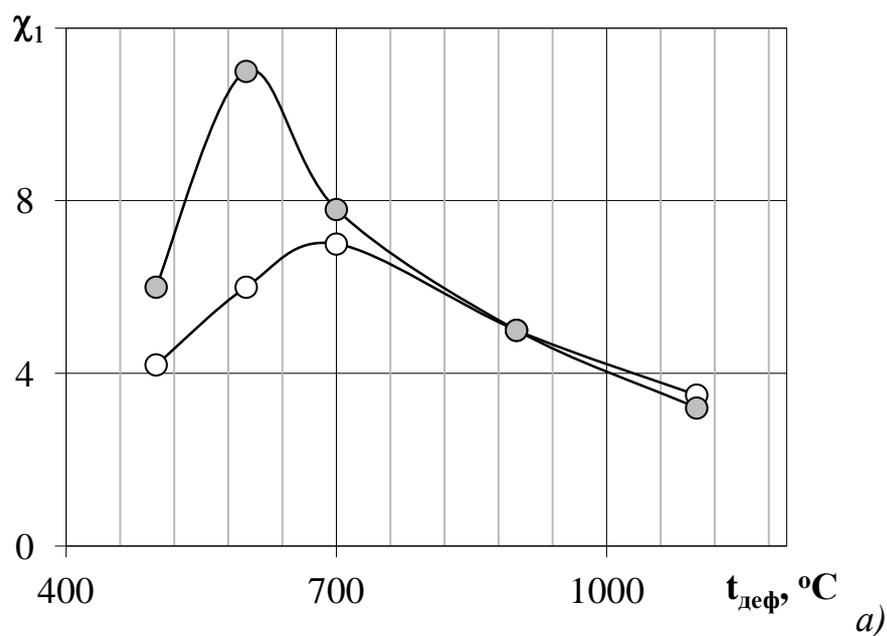


Рис. 1.11. Зависимости коэффициентов  $\chi_1$  (а) и  $\chi_2$  (б) от температуры прокатки  $t_{\text{деф}}$ :

○ – после прокатки, ● – после прокатки и отжига при  $600^\circ\text{C}$  [28].

Следует отметить, что предельная пластичность металла, интерпретируемая как способность деформироваться до значительной степени без образования трещин в широком интервале значений  $\sigma/T$ ,

определяется совокупностью указанных коэффициентов – наиболее предпочтительным является сочетание высоких значений  $\chi_1$  при умеренном уровне  $\chi_2$ . Это позволяет достичь хорошей пластичности во всем предполагаемом диапазоне  $\sigma/T$ , включая «жесткие» схемы (например, при наличии концентраторов напряжений).

С этих позиций реализация зернограничного механизма упрочнения феррита при рекристаллизационном отжиге обеспечивает более высокие значения предельной пластичности по сравнению с горячекатаным состоянием только при  $t_{\text{деф}} \geq 600^\circ\text{C}$ . Упрочнение феррита за счет субзерен обеспечивает более низкий запас пластичности, однако интенсивность ее увеличения сопоставима с зернограничным механизмом – значения  $\chi_2 = 1,35$  и  $1,50$  близки для феррита в горячекатаном ( $t_{\text{деф}} = 700^\circ\text{C}$ ) и рекристаллизованном ( $t_{\text{деф}} = 600^\circ\text{C} + \text{отжиг при } 600^\circ\text{C}$ ) состояниях (рис. 1.11, б).

**Вязкие свойства.** Испытания на ударный изгиб при комнатной температуре показали, что прокатка при температурах  $500\text{-}700^\circ\text{C}$  приводит к высокопрочному, но охрупченному состоянию феррита – в изломах ударных образцов преобладают элементы скола и квазискола (рис. 1.12). С ростом размера зерна при повышении температуры прокатки коррелирует изменение размеров фасеток скола, в частности, при  $t_{\text{деф}} = 700 \rightarrow 900^\circ\text{C}$  размер фасеток внутризеренного скола в изломе образцов увеличивается в  $1,5\text{-}2$  раза.

Вместе с тем прокатанные образцы, подвергнутые отжигу при  $600^\circ\text{C}$ , продемонстрировали достаточно высокий уровень KCV. При этом некоторые образцы даже не разрушались, в связи с чем, для полного разрушения образцов при комнатной температуре на них наносились трехсторонние надрезы.

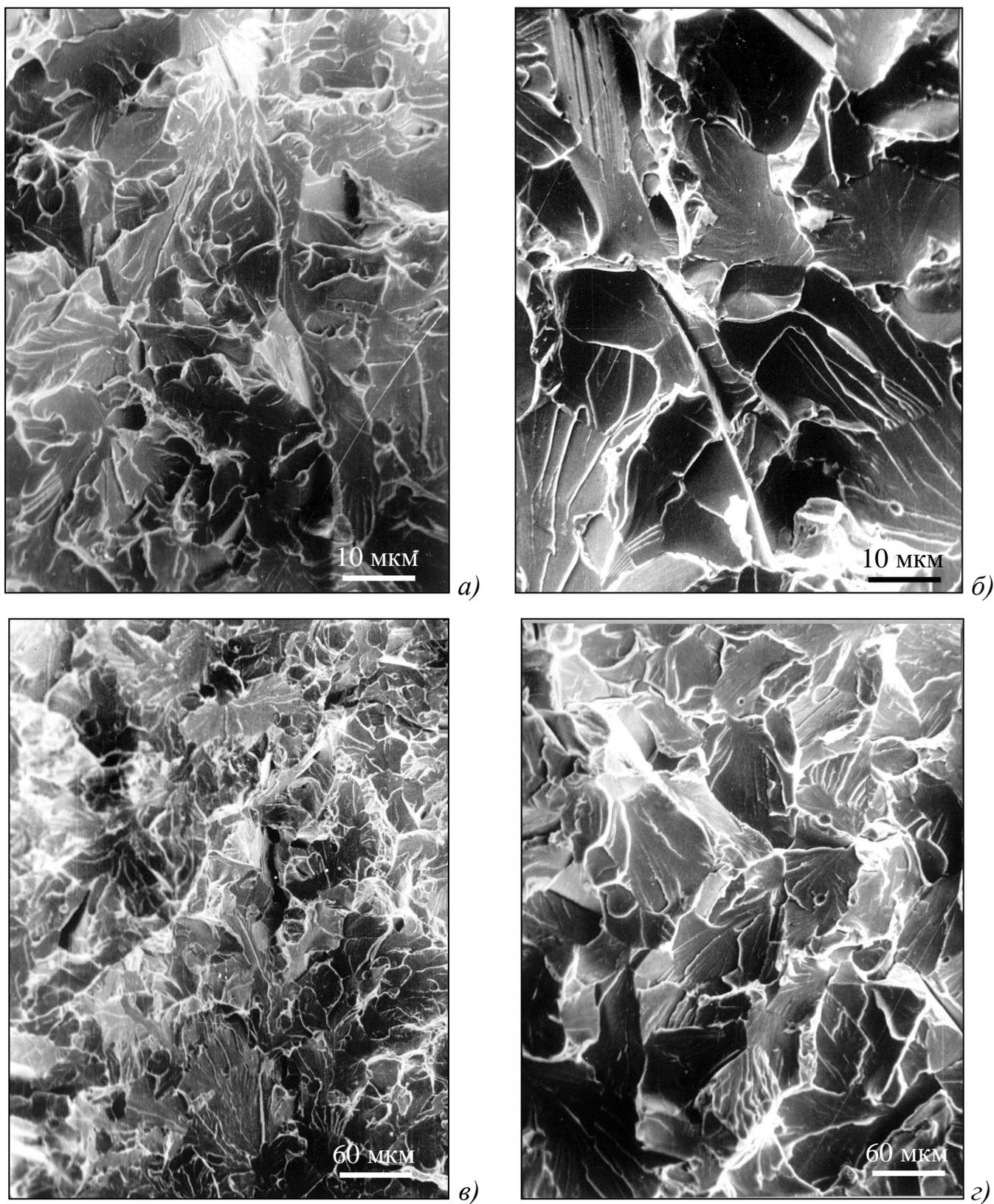


Рис. 1.11. Поверхности разрушения армко-железа после прокатки при  $700^{\circ}\text{C}$  (а, в) и  $900^{\circ}\text{C}$  (б, з): а, б –  $t_{\text{исп}} = +20^{\circ}\text{C}$ , в, з –  $t_{\text{исп}} = -60^{\circ}\text{C}$ .

Полученные результаты свидетельствуют о том, что мелкозернистая структура ( $d_3 = 8-15$  мкм), сформированная в феррите при  $t_{\text{деф}} \leq 700^\circ\text{C}$  и последующем отжиге, обеспечивает хороший уровень вязкости при комнатной температуре и  $t_{\text{исп}} = -20^\circ\text{C}$  ( $KCV > 1,2$  МДж/м<sup>2</sup>, %В  $\geq 50$ ), однако полностью охрупчивается при  $t_{\text{исп}} = -60^\circ\text{C}$  (табл. 1.2).

Таблица 1.2

Ударная вязкость KCV, МДж/м<sup>2</sup>, и доля вязкой составляющей в изломе В, %, образцов армко-железа, испытавших прокатку при разных температурах и отжиг при 600°C

$t_{\text{деф}}, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$		
	-60	-20	+20**
500	0,15/0*	1,23/50	0,79/60
600	0,35/0	>3,8/100	1,20/100
700	0,31/0	>3,8/100	0,66/30
900	0,11/0	0,17/0	0,33/15

\* – в числителе KCV, в знаменателе %В,

\*\* – образцы с трехсторонним острым нарезом.

Снижение вязких характеристик армко-Fe при низких  $t_{\text{деф}}$  обусловлено действием нескольких компонентов упрочнения (зернограничного, субзеренного, дислокационного, см. уравн. (1.4)) на мобильность дислокаций  $M_d$ . Уменьшение величины  $M_d$  при совместном действии зернограничного и дислокационного механизма упрочнении при прокатке приводит к существенному охрупчиванию феррита, тогда как возрастание доли субзерен при одновременном снижении плотности дислокаций при последующем отжиге обеспечивает более высокую вязкость (табл. 1.2).

Таким образом, основным процессом, определяющим структурно-фазовое состояние феррита в отсутствие частиц вторых фаз, является рекристаллизация – динамическая, протекающая с разной интенсивностью при температурах  $t_{\text{деф}} = 500-900^\circ\text{C}$ , и статическая, идущая в

междеформационных паузах и при последеформационном отжиге при 600°C. Сформированная при рекристаллизационном отжиге равноосная зеренная структура ( $d_3 = 10-30$  мкм,  $K_p = 0,67-0,75$ ) обладает хорошим сочетанием вязко-пластических характеристик ( $\delta = 21-27$  %,  $\psi = 60-70$  %,  $KCV^{20} \geq 1,2$  МДж/м<sup>2</sup>), но низким уровнем прочности ( $\sigma_{0,2} = 345-390$  МПа,  $\sigma_b = 440-500$  МПа) и невысокой способностью к релаксации упругих напряжений.

Появление после прокатки субзеренной структуры приводит к высокопрочному ( $\sigma_{0,2} = 650$  МПа,  $\sigma_b = 720$  МПа) и охрупченному ( $\delta = 12$  %,  $\psi = 55$  %,  $KCV^{20} < 1,0$  МДж/м<sup>2</sup>) состоянию феррита при  $t_{кп} = 500^\circ\text{C}$ . При этом наиболее эффективное субструктурное упрочнение, при котором достигается наилучшее сочетание прочности, пластичности и релаксации упругих напряжений (способности к деформационному упрочнению) наблюдается после прокатки при 600-700°C ( $\sigma_{0,2} = 410-480$  МПа,  $\sigma_b = 525-560$  МПа,  $\delta = 18-21$  %,  $\psi = 64-73$  %).

***Сверхмелкозернистое состояние.*** Проведенный нами анализ деформационного поведения образцов армко-Fe, подвергнутых тепловой (горячей) прокатке, показал, что для достижения более высокого комплекса механических свойств феррита необходимо более сильное измельчение зерна ( $d_3 < 8-10$  мкм) [35]. С этой целью образцы армко-Fe подвергали интенсивной пластической деформации (равноканальному угловому прессованию при температуре 500°C) для получения зерен размером  $d_3 = 0,2-0,5$  мкм, а также для  $d_3 = 0,5-5$  мкм – отжигу разной продолжительности в диапазоне температур  $t_{отж} = 150-700^\circ\text{C}$ .

Влияние размеров зерна на механическое поведение образцов армко-Fe при растяжении можно наглядно проследить по изменению параметров деформационного упрочнения армко-железа  $K$  и  $n$  в уравн. (1.2) (рис. 1.13). Видно, что в логарифмических координатах зависимости  $K = f(d_\phi)$  и  $n = f(d_\phi)$  удовлетворительно описываются линейными участками с разными углами наклона. При этом в диапазоне размеров  $d_\phi = 3,0-4,0$  мкм ход кривых

испытывает перелом: наклон кривой  $n = f(d_\phi)$  изменяется на более пологий, а кривая  $K = f(d_\phi)$  меняет свой ход на негативный.

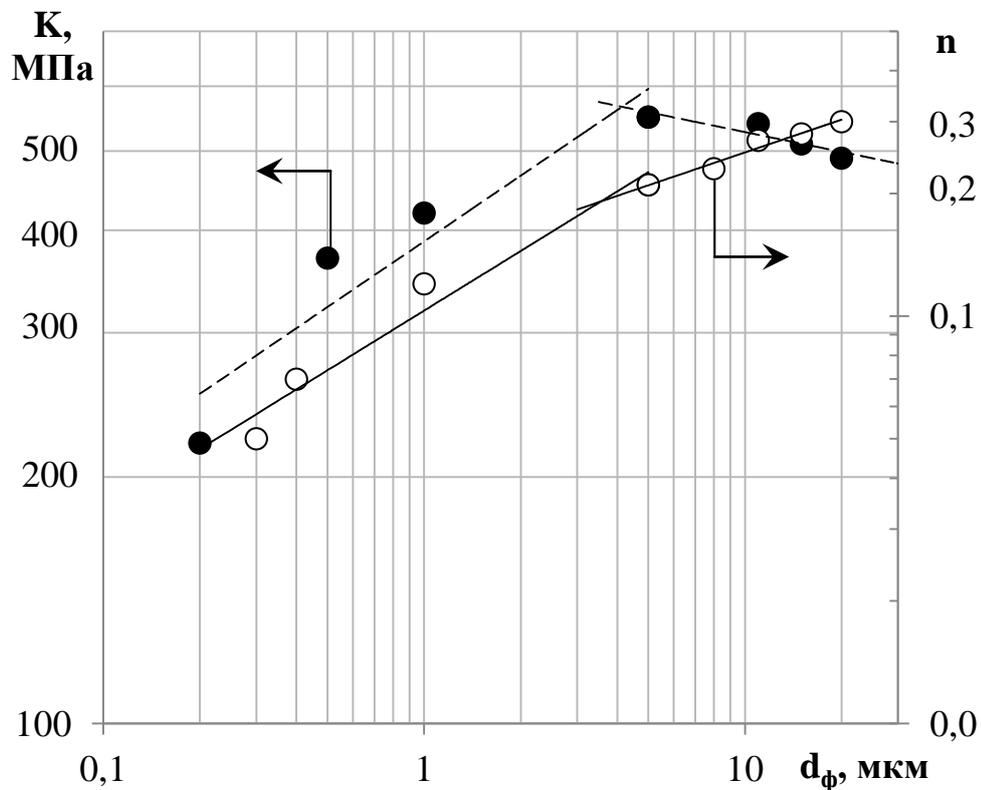


Рис. 1.13. Зависимость параметров деформационного упрочнения в уравн. (1.2) феррита от размера зерна  $d_\phi$ :

● – коэффициент  $K$ , ○ – показатель  $n$ .

Это позволяет сделать заключение, что измельчение до  $d_\phi < 1$  мкм уже при сравнительно небольших степенях деформации приводит к значительному расходу пластичности феррита, тогда как при  $d_\phi = 3,0-4,0$  мкм наблюдается наилучшее сочетание прочности и пластичности (рис. 1.13).

Влияние величины зерен и их разориентировок на параметры прочности и пластичности можно проследить по изменению коэффициента  $K_y$  и показателя степени  $m$  в уравнении [10]:

$$\Delta\sigma_i = K_y \cdot d^{-m}, \quad (1.6)$$

величина которых определяет проницаемость границ зерен (субзерен) для прохождения дислокаций при передаче деформации, а, следовательно, и эффективность упрочнения  $\Delta\sigma_i$ . При наличии субграниц с  $\Theta < 10^\circ$  эффективность упрочнения снижается по сравнению большеугловыми границами: показатель  $m$  уменьшается с  $-0,5$  до  $-1$ , коэффициент  $K_y$  падает, однако проницаемость субграниц для дислокаций становится выше, приводя к сохранению ресурса пластичности феррита.

При отжиге вплоть до  $t_{отж} = 400^\circ\text{C}$  образцов деформированного при РКУП армко-Fe протекала только полигонизация, что привело к формированию совершенной субзеренной структуры феррита с  $d_\phi \sim 0,4$  мкм [35]. Оценка коэффициента  $K_y$  для субструктуры, образующейся при низкотемпературном отжиге, показала, что его величина минимальна ( $K_y = 0,20 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ ) (рис. 1.14).

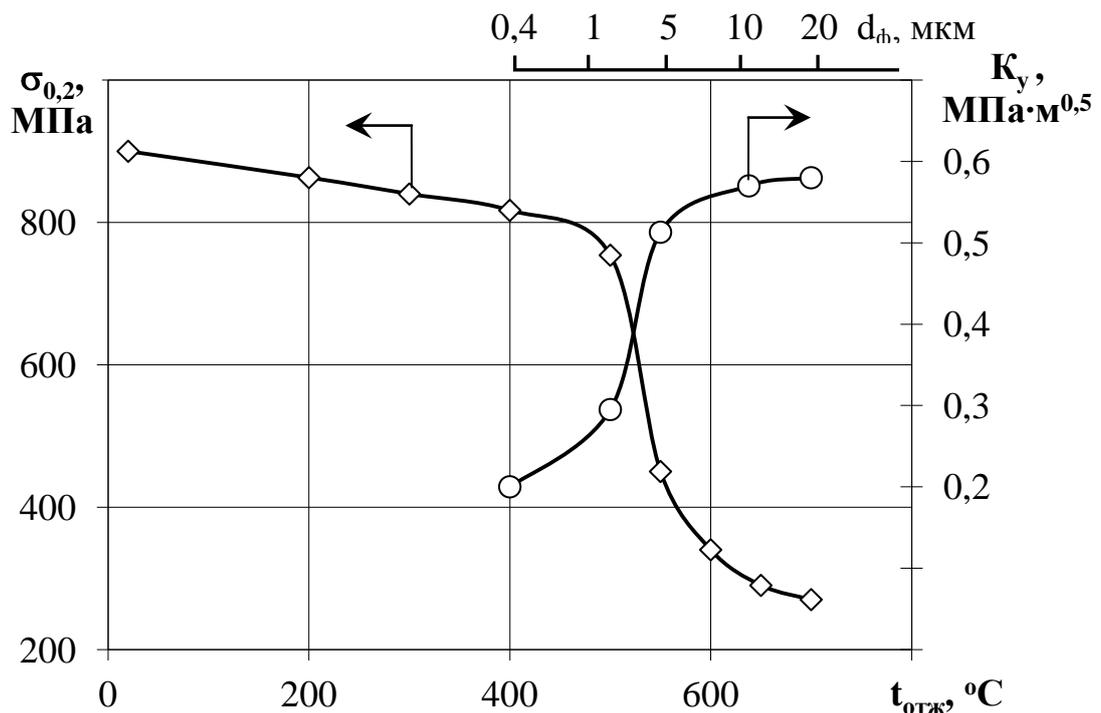


Рис. 1.14. Влияние отжига на размер зерна феррита  $d_\phi$ , предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и коэффициент  $K_y$  в уравн. (1.6) после РКУП.

При  $t_{\text{отж}} > 400^\circ\text{C}$  рекристаллизация феррита приводит к росту зерен и повышению доли большеугловых разориентовок их границ. К этому весьма чувствительно изменение величины  $K_y$  (рис. 1.14): резкий скачок  $K_y$  при повышении размера зерен вплоть до  $d_\phi = 5$  мкм сменяется более плавным ростом, и при  $d_\phi = 20$  мкм коэффициент  $K_y$  составляет  $0,58 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ , что соответствует значениям в крупнозернистом феррите  $0,57\text{-}0,73 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$  [10]. При этом видно, что для ферритных зерен размером  $d_\phi \sim 3,0\text{-}4,0$  мкм на кривой  $K_y = f(d_\phi)$  совместное действие субзеренного и зернограничного упрочнения обеспечивает наилучшее сочетание прочности и пластичности феррита.

### 1.3. Дислокационный механизм упрочнения

Действие дислокационного механизма упрочнения проявляется в сталях с ферритной основой через накопление дислокаций в решетке  $\alpha\text{-Fe}$  ( $\rho_d^H$  – плотность накопленных дислокаций) и снижение их мобильности  $M_d$ , приводящее к повышению напряжения течения  $\sigma_i$  на равномерной и сосредоточенной стадиях кривой растяжения. При этом плотность накопленных при изготовлении изделий дислокаций (исходное структурно-фазовое состояние) определяет не только напряжение начала пластического течения ( $\sigma_{0,2}$ ), но и ресурс эксплуатационной пластичности ( $\delta_p, \delta$ ) сталей.

В то же время эксплуатационная пластичность, обеспечивающая надежность работы конструкции (изделия), обусловлена возникновением и движением дислокаций при пластической деформации ( $\rho_d^T$ ), следовательно, создание любых препятствий движению дислокаций (повышение  $\Delta\sigma_i$ ) неминуемо приводит к потере пластичности феррита ( $\Delta\delta$ ) и повышению плотности дислокаций  $\rho_d^H$ , накопленных в структуре.

В низкоуглеродистых феррито-перлитных сталях в нормализованном или горячекатаном состоянии плотность дислокаций  $\rho_d^H$  обычно не превышает  $10^8-10^9 \text{ см}^{-2}$ , что обуславливает незначительный прирост на  $\sim 10-30 \text{ МПа}$  напряжения течения  $\sigma_i$  при сохранении высокого уровня пластичности [10]. Анализ кривых растяжения образцов отожженного армко-Fe и стали 09Г2С в нормализованном состоянии показал, что добавка 10-15% перлита приводит к повышению на 90 МПа прочностных свойств ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ) при незначительном снижении пластичности (кривые 1 и 2 на рис. 1.15, табл. 1.3).

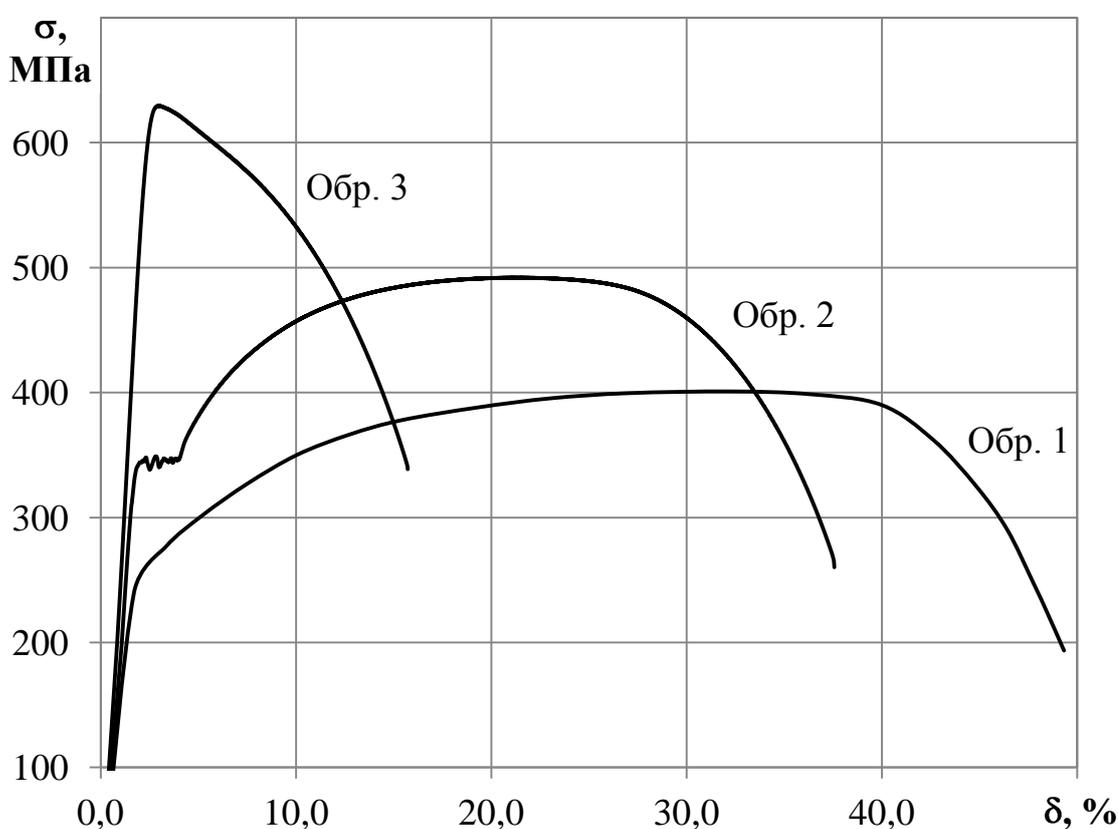


Рис. 1.15. Кривые растяжения образцов армко-железа (кривая 1), стали 09Г2С после нормализации (кривая 2) и последующей деформации  $\varepsilon \sim 30\%$  при  $t_{\text{комн}}$  (кривая 3).

При этом уменьшение пластических характеристик происходит в основном за счет равномерной стадии деформации – ее протяженности  $\Delta\delta_p = 16\%$  и снижения способности стали к деформационному упрочнению  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  от 0,63 до 0,69, тогда как пластические свойства на сосредоточенной стадии достаточно близки ( $\delta_c = 16-20\%$ ,  $\psi = 80-85\%$ ) (табл. 1.3).

Таблица 1.3

Механические свойства армко-Fe и стали 09Г2С  
в разных структурно-фазовых состояниях

№ обр.	Материал, состояние	Равномерная стадия			Сосредоточенная стадия				$\delta$ , %	$\psi$ , %
		$\sigma_{0,2(t)}$ , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	$\delta_p$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_K$ , МПа	$\sigma_K/\sigma_B$	$\delta_c$ , %		
1	Армко-Fe после отжига	250	0,63	32	400	195	0,49	16	48	85
2	Сталь 09Г2С после нормализации	340	0,69	16	490	255	0,52	20	36	80
3	Сталь 09Г2С после нормализации и ХПД ( $\varepsilon = 30\%$ )	600	0,98	3	610	340	0,56	12	15	75

Более радикально действует на ход кривой и пластические свойства стали 09Г2С дислокационный механизм упрочнения, когда при наложении холодной пластической деформации  $\varepsilon \sim 30\%$  (кривая 3 на рис. 1.15) наблюдается предельное состояние феррита, при котором по сравнению с нормализованным состоянием значительное повышение предела текучести ( $\Delta\sigma_{0,2} = 260$  МПа) приводит к чрезмерной потере пластичности ( $\Delta\delta_p = 29\%$ ,  $\Delta\delta = 33\%$ ,  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,98$ ,  $\Delta\psi = 10\%$ ). При этом равномерная стадия деформации практически полностью исчезает ( $\delta_p = 3\%$ ), а общая пластичность обеспечивается локализованным пластическим течением ( $\delta_c = 12\%$ ) (табл. 1.3).

Таким образом, протяженность равномерной стадии  $\delta_p$  высоко чувствительна к состоянию образца и изменяется от максимальной величины ( $\sim 32$  % для армко-Fe) до близкой к нулю по мере охрупчивания металла (рис. 1.15). При этом параметры пластичности на сосредоточенной стадии весьма инертны: для изученных образцов стали 09Г2С отклонение от величины  $\delta_c = 16$  % (для армко-Fe) составляет  $\pm 4$  %, хотя изменение прочностных характеристик ( $\sigma_k$ ,  $\sigma_k/\sigma_b$ ) коррелирует со снижением равномерной и общей пластичности (табл. 1.3).

Функциональным элементом на равномерной стадии деформации является дислокационная ячеистая структура (ДЯС) [15, 31]. ДЯС обладает уникальным свойством: в ходе своей эволюции (увеличении плотности дислокаций  $\rho_d^T$ , уменьшении размера ячеек, уплотнении и утонении стенок) в широком диапазоне степеней холодной пластической деформации она приводит к упрочнению без создания концентраторов напряжений. Это связано с динамическим возвратом – широчайшей компенсационной и, главное, аннигиляционной релаксациями напряжений [9, 36]. Так, в высокий уровень равномерной пластичности феррита ( $\delta_p = 32$  % для армко-Fe,  $\delta_p = 16$  % для нормализованной стали 09Г2С) обусловлен именно функционированием ДЯС.

Снижение  $M_d$  при увеличении количества препятствий для движения дислокаций (введенных при ХПД дислокаций плотностью  $\rho_d^H$ ), о чем можно судить по напряжению начала пластического течения  $\sigma_{0,2}$ , приводит к прекращению функционирования ДЯС и, соответственно, к резкому сокращению протяженности равномерной стадии деформации. Сравнительный анализ механических свойств образцов армко-Fe и стали 09Г2С, подвергнутых интенсивной пластической деформации (прокатке при  $t_{\text{деф}} \leq 700^\circ\text{C}$ , РКУ-прессованию) и последующему рекристаллизационному отжигу ( $t_{\text{отж}} = 400\text{-}600^\circ\text{C}$ ), позволил оценить вклад зернограничного и

дислокационного упрочнения в снижение ресурса пластичности феррита (рис. 1.16).

Согласно рис. 1.16, при действии зернограницного упрочнения ( $\Delta\sigma_3$ ) повышение предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2}$  при снижении относительного равномерного удлинения  $\Delta\delta_p$  невелико и составляет 12 МПа/%, тогда как прибавка дислокационного упрочнения ( $\Delta\sigma_d$ ) существенно повышает эту величину до 46 МПа/%. Это свидетельствует о том, что упрочнение по любому из механизмов и/или их сочетанию конструкционных сталей и армко-Fe неминуемо приводит к потере пластичности, более существенной в случае действия дислокационного механизма упрочнения.

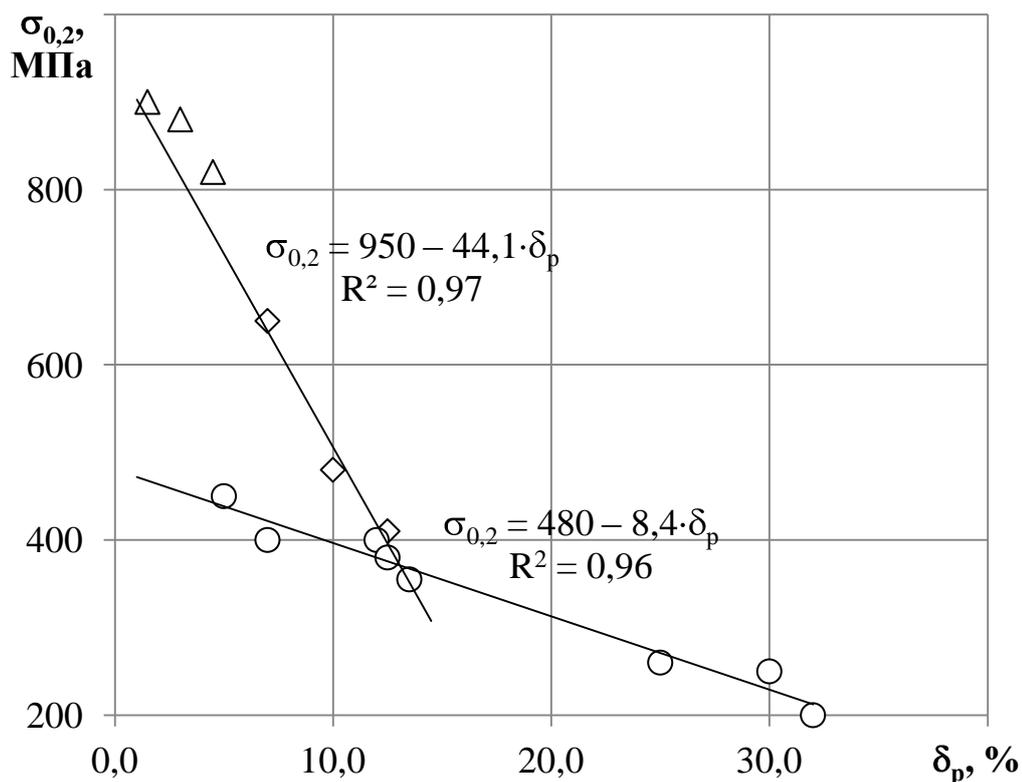


Рис. 1.16. Соотношение между пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  и равномерным относительным удлинением  $\delta_p$  при растяжении образцов армко-Fe и стали 09Г2С: ◇ – после прокатки, ○ – после деформации (прокатки, РКУ прессования) и рекристаллизационного отжига, △ – после РКУ прессования.

Проведенный анализ показал, что для создания высокой конструктивной прочности в сталях с ферритной основой необходимо прецизионно-дозированное сочетание механизмов упрочнения при рафинировании сталей по вредным примесям и неметаллическим включениям, позволяющее при заданном уровне прочностных свойств обеспечивать сохранение более высокого запаса пластичности.

### Заключение

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

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

Сформированная при рекристаллизационном отжиге ( $t_n = 600^\circ\text{C}$ ) равноосная зеренная структура армко-железа ( $d_z = 10-30$  мкм) с низкой плотностью дислокаций создает другое предельное состояние феррита (армко-Fe), при котором он обладает высокой пластичностью ( $\delta = 21-27\%$ ,  $\psi = 60-70\%$ ,  $\text{KCV}^{20} \geq 1,2$  МДж/м<sup>2</sup>) и низкой прочностью ( $\sigma_{0,2} = 345-390$  МПа,  $\sigma_b = 440-500$  МПа,  $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 0,78$ ). В данном случае эффективность зернограницного упрочнения  $\Delta\sigma_z$  невелика и составляет  $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p = 12$  МПа/%, то есть на 1% потери пластичности  $\Delta\delta_p$  приходится прирост прочности  $\Delta\sigma_{0,2} = 12$  МПа (согласно экспериментально найденному

уравнению  $\delta_p = \frac{480 - \sigma_{0,2}}{8,4}$ ). В случае внесения дислокаций интенсивность упрочнения возрастает практически в 4 раза до  $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p = 46$  МПа/% при резком падении пластичности феррита ( $\delta_p = \frac{950 - \sigma_{0,2}}{44,1}$ ).

О ведущей роли дислокационного упрочнения  $\Delta\sigma_d$  в снижении пластичности свидетельствует деформационное поведение армко-Fe, подвергнутого интенсивной пластической деформации и кратковременным отжигам при  $t_{отж} = 200-700^\circ\text{C}$  ( $d_3 = 0,2-10$  мкм). Измельчение ферритной матрицы до  $d_3 = 0,2-0,3$  мкм позволило значительно повысить уровень прочностных свойств армко-Fe ( $\sigma_{0,2} = 900$  МПа,  $\sigma_B = 960$  МПа), но уже при сравнительно небольших степенях деформации при растяжении происходит значительная потеря пластичности феррита ( $\delta = \delta_p = 1,5$  %). При этом наилучшее сочетание прочности и пластичности ( $\sigma_{0,2} = 400-450$  МПа,  $\sigma_B = 550-600$  МПа,  $\delta = 16-20$  %) наблюдается при  $d_3 = 3,0-4,0$  мкм.

Анализ изменения показателей деформационного упрочнения феррита (коэффициентов  $K$  и  $n$  в уравнении Холломона, величины накопленной деформации  $\varphi_n$  при переходе от периода I к II сосредоточенной стадии, коэффициента  $K_y$  в уравнении Холла-Петча) в диапазоне предельных состояний свидетельствует о том, что сформированная в армко-Fe при теплой прокатке ( $t_{деф} \leq 600^\circ\text{C}$ ) или при отжиге после РКУП ( $t_{отж} \leq 400^\circ\text{C}$ ) субзеренная структура ( $d_c = 0,5-1,5$  мкм) способствует менее существенному по сравнению с зеренной структурой снижению пластичности сталей.

## 2. СТАЛИ С ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Действие перлитного механизма упрочнения в конструкционных сталях с феррито-перлитной структурой проявляется в относительно невысоком повышении прочностных свойств при существенном снижении пластических характеристик. Небольшой уровень пластичности пластинчатого перлита обусловлен действием цементитных пластин, которые, являясь линейными концентраторами напряжений, повышают величину внутренних напряжений в металле и, тем самым, снижают способность ферритной матрицы к их релаксации. В этом случае возрастает релаксация напряжений за счет образования несплошностей – пор и очаговых трещин, образование которых на границах зерен и межфазных границах «феррит-цементит» вносит существенный вклад в потерю равномерной пластичности.

До настоящего времени для крайне большой (миллионы тонн) группы металлоизделий из низко- и среднеуглеродистых сталей в горячекатаном и/или нормализованном состояниях вопрос оценки пластичности не был первостепенным, поскольку на первый план всегда выходила необходимость повышения предела текучести при сохранении минимального требуемого уровня ударной вязкости.

Наиболее изученными из этой группы сталей являются низкоуглеродистые строительные стали типа 09Г2С, 15Г, 15ГФ и др. в нормализованном состоянии, для которых содержание перлита в феррито-перлитной смеси не превышает 25 % [10, 11, 23, 27, 37, 38]. Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что доминирующими механизмами повышения предела текучести  $\sigma_T$  низкоуглеродистых сталей являются твердорастворный (25-40 % в приросте  $\sigma_T$ ), зернограничный (30-40 %) и дисперсионный (20-25 %), тогда перлитное упрочнение незначительно (~ 10-15 %) [10]. Одновременно использование любого из

механизмов упрочнения (помимо зернограничного/субзеренного) и их сочетания приводит к повышению температуры вязко-хрупкого перехода  $\Delta t_{\text{хр}}$ . При этом весовой коэффициент охрупчивания  $K$ , характеризующий изменение порога хладноломкости  $\Delta t_{\text{хр}}$  при упрочнении, для перлитного механизма находится на максимальном уровне ( $K = 0,9$ ) по сравнению с другими компонентами упрочнения [10].

В среднеуглеродистых сталях с содержанием углерода 0,2-0,5 % при существенном повышении доли перлита до  $q_{\text{п}} \sim 70-80$  % в феррито-перлитной структуре возникает ситуация, когда недостатки перлитного упрочнения выявляются в еще бóльших масштабах – инертный рост прочностных свойств, особенно  $\sigma_{\text{т}}$ , в сочетании с резким падением вязко-пластических характеристик ( $KCV$ ,  $K_{\text{IC}}$ ,  $\delta$ ,  $\psi$ ).

Известно [39], 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  $A_{\text{r}1}$ . При этом высокая скорость образования перлита ( $\sim 20-25$  %/с) приводит к тому, что при непрерывном охлаждении образование перлита происходит в относительно узком температурном интервале (670-650°C) [39].

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 [25, 40, 41]. Кроме того, существенную роль в формировании комплекса механических свойств среднеуглеродистых сталей играет степень дисперсности перлита, оцениваемая структурными методами по толщине цементитных  $t_{\text{ц}}$  и ферритных  $t_{\text{ф}}$  пластин, а также размер перлитных колоний [39, 42, 43]. При этом во многих стандартах, в частности на горячекатаные трубы [44], существует положение о том, что при температуре конца прокатки выше  $A_{\text{r}3}$

и последеформационном охлаждении на воздухе горячая прокатка является нормализацией.

Целью настоящей главы являлось изучение влияния различных факторов на УПА по I ступени и отыскание на этой основе корреляции между структурой (доли и степени дисперсности перлита, морфологии цементита) и уровнем прочностных и вязко-пластических свойств для широкого круга низко- и среднеуглеродистых трубных сталей в горячекатаном и/или нормализованном состоянии.

## **2.1 Влияние параметров горячей прокатки на структуру и свойства сталей**

Сложившаяся в России в последние годы практика производства труб по международным стандартам привела к ужесточению требований к эксплуатационным характеристикам труб [44, 45]. Одновременно и потребители, особенно в нефтегазовой отрасли, выставляют динамично возрастающие технические требования к эксплуатационным характеристикам труб. Эти факторы обусловили необходимость проведения практически на всех трубных заводах страны работ, связанных с расширением марочного сортамента сталей, поскольку традиционно используемая сталь 37Г2С далеко не всегда обеспечивает изготовление обсадных, насосно-компрессорных труб даже класса прочности К [46].

Технология производства бесшовных насосно-компрессорных и обсадных (НК и О) труб включает в себя горячую деформацию металла в аустенитной области и последующее охлаждение на воздухе с формированием в стали феррито-перлитной структуры [47]. Механические свойства горячекатаных 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.

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 образование необходимой структуры горячекатаных труб ответственна группа технологических факторов, таких как температура начала и конца редуцирования (калибровки), скорость последеформационного охлаждения и др. [48-50].

Анализ механических свойств изученных нами трубных сталей в горячекатаном состоянии, проведенный с позиций их соответствия требованиям стандарта API 5CT [44], показал, что уровень требований к относительному удлинению  $\delta$  легко достижим для всех групп прочности, поэтому пластичность не является лимитирующим свойством. Как видно из данных табл. 2.1, критериями, определяющими требуемую группу прочности, являются предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и временное сопротивление  $\sigma_b$  для уровня требований PSL-1, ударная вязкость KCV для PSL-2, а также доля волокнистой составляющей %B (ДВС) в изломе для группы прочности N80(1) для PSL-2. Для муфтовой заготовки величина KV при заданных температурах испытания нормируется для PSL-1 и PSL-2.

Согласно стандарту API 5CT, горячекатаные трубы могут испытывать только нормализацию и последующий отпуск, а ускоренное последеформационное охлаждение запрещено. При этом принимается, что трубы, полученные на редуционном стане горячей прокатки, считаются нормализованными при условии, что температура трубы на выходе из редуционного стана  $t_{ред}^k$  выше верхней критической температуры  $A_{r3}$  для обрабатываемой стали и окончательное охлаждение трубы проводилось на воздухе.

Основные требования стандарта API 5CT к уровню  
механических свойств насосно-компрессорных и обсадных труб в  
горячекатаном состоянии

Уровень требов.	Свойства	Группа прочности		
		J55	K55	N80(1)
PSL 1	Прочностные свойства, МПа	$\sigma_{0,2} = 379...552$		$\sigma_{0,2} = 552...758$
		$\sigma_B \geq 517$	$\sigma_B \geq 655$	$\sigma_B \geq 689$
	Минимальная ударная вязкость KCV, МДж/м <sup>2</sup> : для труб	обязательное требование отсутствует		
	для муфтовой заготовки	0,34 МДж/м <sup>2</sup> при $t_{исп} = 21^\circ\text{C}$		0,51 МДж/м <sup>2</sup> при $t_{исп} = 0^\circ\text{C}$
PSL 2	Прочностные свойства, МПа	$\sigma_{0,2} = 379...552$		$\sigma_{0,2} = 552...758$
		$\sigma_B \geq 517$	$\sigma_B \geq 655$	$\sigma_B \geq 689$
	Минимальная ударная вязкость KCV, МДж/м <sup>2</sup> : для труб	0,34 МДж/м <sup>2</sup> при $t_{исп} = 21^\circ\text{C}$		0,34 МДж/м <sup>2</sup> при $t_{исп} = 0^\circ\text{C}$
	для муфтовой заготовки	0,34 МДж/м <sup>2</sup> при $t_{исп} = 21^\circ\text{C}$		0,51 МДж/м <sup>2</sup> при $t_{исп} = 0^\circ\text{C}$
	Доля волокнистой составляющей в изломе %В	—		> 75%

Следовательно, трубы в таком состоянии должны иметь исключительно феррито-перлитную структуру (продукты распада переохлажденного аустенита по нижней области I ступени), а, когда в горячекатаном состоянии имеется повышенная плотность дефектов кристаллического строения (или бейнитная составляющая), то подвергаться нормализации с отдельного нагрева и последующему отпуску, если после нормализации не достигается необходимый уровень KCV и %В.

В этих условиях повышение прочности сталей в горячекатаном состоянии достигается только при изменении композиции стали либо 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 при легировании Mo и W. 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 % [1, 3, 48-51]. Основной характеристикой колонии пластинчатого перлита, состоящей из чередующихся пластин цементита (толщиной  $t_{ц}$ ) и феррита (толщиной  $t_{ф}$ ), является межпластинчатое расстояние  $h$

$$h = t_{ц} + t_{ф}. \quad (2.1)$$

Степень дисперсности пластинчатого перлита определяется металлографически по величине  $h$  [42]: 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. 2.1). Грубопластинчатый перлит, формирующийся при небольших скоростях охлаждения, например с печью, в структуре изученных композиций трубных сталей отсутствует. Обычно ферритные пластины в перлитной колонии толще цементитных в несколько раз – так, для эвтектоидной стали величина  $t_{ф}/t_{ц}$  составляет 7,55, а для оценки их размеров можно использовать следующие соотношения:  $t_{ф} = 0,88h$ ,  $t_{ц} = 0,12h$  [43].

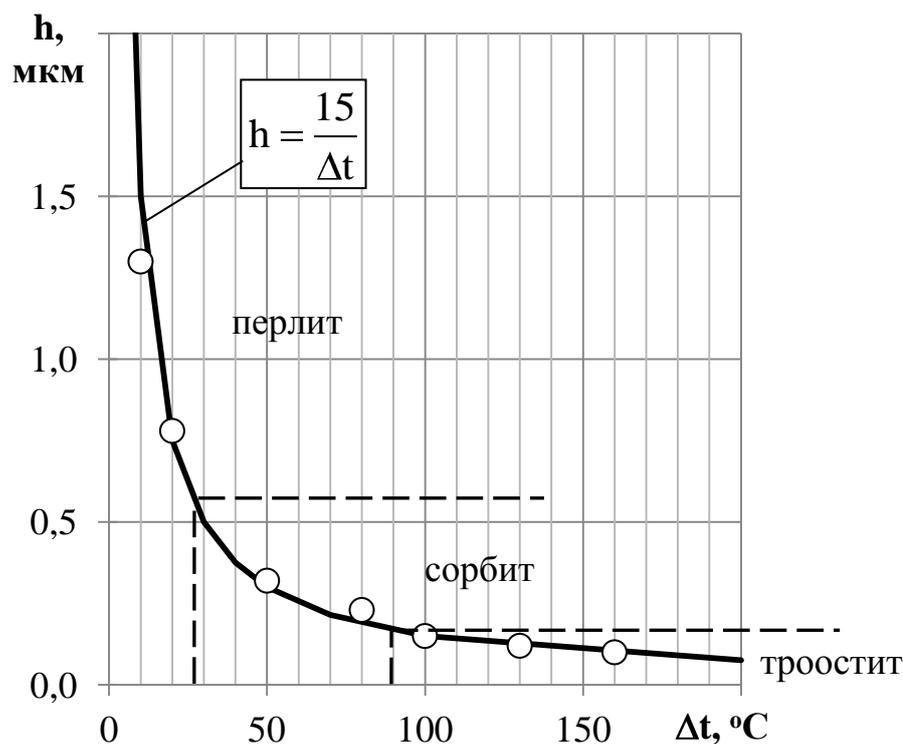


Рис. 2.1. Зависимость величины  $h$  в перлите от степени переохлаждения  $\Delta t$  от температуры  $A_{r_1}$  при непрерывном охлаждении [39].

Степень дисперсности (межпластинчатое расстояние) перлитных зерен зависит от температуры образования перлита  $t_{\text{п}}$ : с ее уменьшением (или повышением степени переохлаждения  $\Delta t = A_{r_1} - t_{\text{п}}$ , где  $t_{\text{п}}$  – температура начала перлитного превращения) величина  $h$  падает, толщина как ферритных, так и цементитных пластин уменьшается (рис. 2.1). В условиях непрерывного охлаждения первые порции перлита образуются при небольшом  $\Delta t$ , 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.

В наших исследованиях [40, 49, 52] для оценки диапазона  $h$  использовались термокинетические диаграммы распада переохлажденного

аустенита, построенные для среднеуглеродистых трубных сталей 37Г2С и 48Г2БМ с разной устойчивостью переохлажденного аустенита (рис. 2.2). Видно, для обеих исследованных сталей характерны четкое разделение обеих ступеней и повышенная УПА в области диффузионных превращений. Так, для стали 37Г2С скорость  $V_{\phi}^{кр}$ , обеспечивающая начало образования феррита, составляет 25-40°C/с и только ~ 8-10°C/с в стали 48Г2БМ. Аналогичная картина справедлива и для формирования перлита.

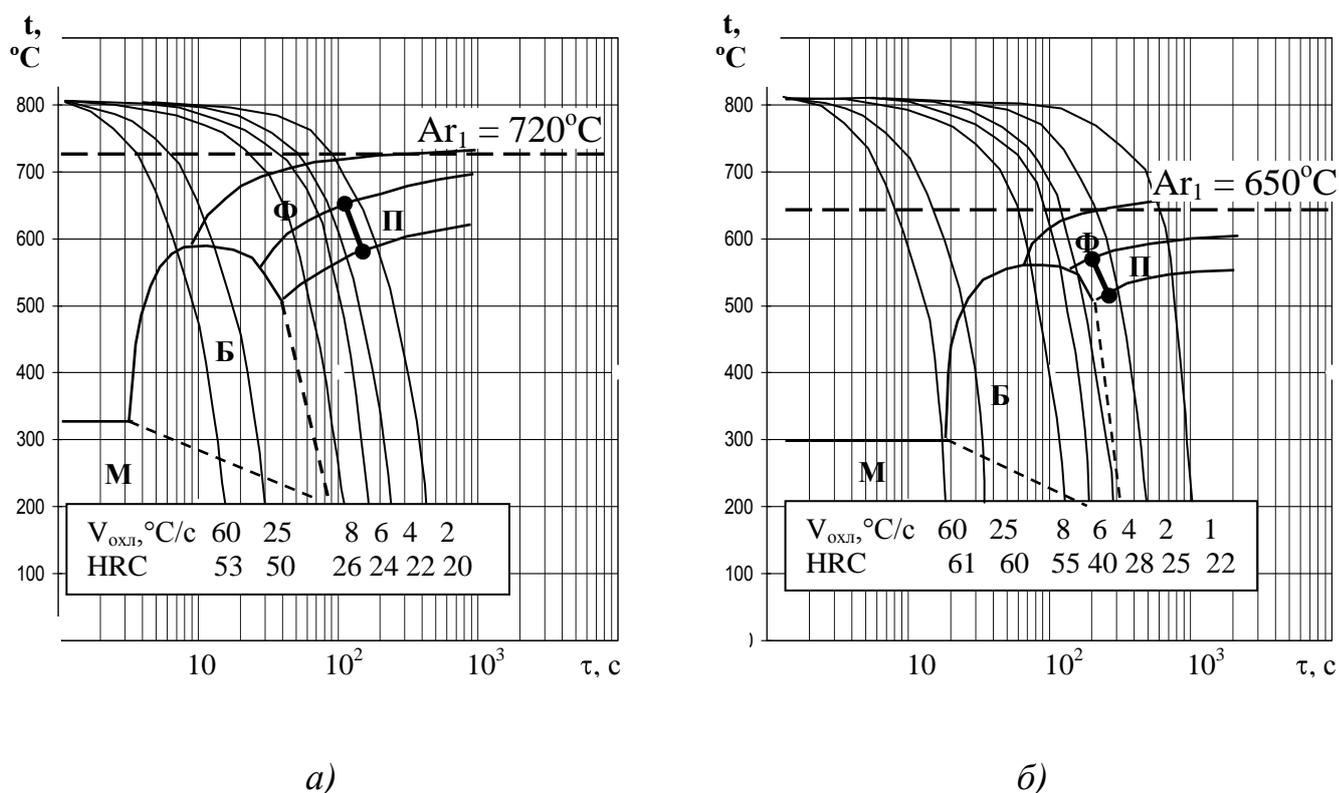


Рис. 2.2. Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита среднеуглеродистых трубных сталей:

а) – сталь 37Г2С; б) – сталь 48Г2БМ.

Кроме того, в этих и других изученных сталях (аналогов стали 37Г2С – 38Г2СФ, 37ХГМ, 37ХГБМ, 37ХГФМ) проявляется бейнитная прокаливаемость, то есть верхняя критическая скорость закалки  $V_{БКЗ}$  определяется устойчивостью переохлажденного аустенита по II ступени –

для стали 37Г2С  $V_{\text{вкз}} \cong 150^\circ\text{C}/\text{с}$ , для сталей типа 37ХГ  $\sim 72^\circ\text{C}/\text{с}$ , и наименьшее значение  $\sim 40^\circ\text{C}/\text{с}$  для стали 48Г2БМ [49].

Непосредственные цеховые измерения, а также совместный анализ микроструктуры, твердости металла труб и параметров термокинетических диаграмм (ТКД) позволили установить, что скорость последеформационного охлаждения труб размером 73x5,5 мм на спокойном воздухе составляла  $V_{\text{возд}} \sim 3^\circ\text{C}/\text{с}$  [49]. Тогда на ТКД можно выделить температурный интервал (температуру начала  $t_{\text{п}}^{\text{H}}$  и окончания  $t_{\text{п}}^{\text{K}}$ ) перлитного превращения, а также определить величину переохлаждения  $\Delta t$  и соответствующее ей межпластинчатое расстояние  $h$  в перлите (рис. 2.2).

Результаты проведенного нами анализа свидетельствуют о том, что нагрев металла в лабораторных условиях до температуры  $950^\circ\text{C}$  с 30-минутной выдержкой и последующее охлаждение на воздухе приводят к образованию троостита ( $h = 0,10-0,21$  мкм) для всех изученных среднеуглеродистых трубных сталей (табл. 2.2).

Таблица 2.2

Оценка дисперсности пластинчатого перлита  $h$  по термокинетическим диаграммам распада переохлажденного аустенита исследуемых сталей

Сталь	$A_{r1}$	Начало распада			Окончание распада		
		$t_{\text{п}}^{\text{H}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta t, ^\circ\text{C}$	$h_1, \text{мкм}$	$t_{\text{п}}^{\text{K}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta t, ^\circ\text{C}$	$h_2, \text{мкм}$
37Г2С	720	650	70	0,21	580	140	0,11
37ХГМ	720	620	100	0,15	550	170	0,10
48Г2БМ	650	560	90	0,17	515	135	0,11

Однако подобный анализ не учитывает влияние на УПА исследованных сталей таких технологических параметров как температура подстуживания черновой трубы перед установкой индукционного нагрева, повторный нагрев в аустенитную область, горячую пластическую

деформацию в редуционном стане. Действие этих параметров на УПА проявляется через состояние аустенита – размер зерна, плотность и характер распределения дефектов кристаллического строения и частиц специальных карбидов в нем и т.д. [25].

Для изучения устойчивости переохлажденного аустенита помимо дилатометрического и микроструктурного анализа использовали объемную торцовую закалку (ОТЗ), которая позволяет охлаждать нестандартные образцы квадратного сечения со стороной 10-13 мм длиной 120-140 мм [52]. В данном способе для выявления закономерностей распада переохлажденного аустенита использовался параметр  $D$ , определяемый путем дифференцирования зависимости изменения твердости по длине образца  $HRC = f(l)$ . Для отыскания зависимости твердости от скорости охлаждения  $V_{охл}$  на различном расстоянии от охлаждаемого торца устанавливались (зачеканивались) термопары. Максимум на кривой  $D = f(V_{охл})$  показывает интервал скоростей распада, на который приходилось наиболее интенсивное падение твердости.

Распределение твердости по длине образца показывает, что УПА стали 48Г2БМ выше таковой для стали 37Г2С – заметное снижение твердости в образце из стали 37Г2С начинается при более высоких  $V_{охл}$  (рис. 2.3, а). Анализ кривых  $D = f(V_{охл})$  свидетельствует о том, что интервал наиболее интенсивного падения твердости лежит для стали 37Г2С в диапазоне  $V_{охл} = 3-12$  °C/с, где, согласно металлографическим данным, в структуре появляются продукты распада переохлажденного аустенита по II ступени, к которым постепенно добавляется избыточный феррит (рис. 2.3, б). В сравнении со сталью 37Г2С сталь 48Г2БМ имеет большую УПА особенно в области температур распада по I ступени, и интенсивное падение HRC в основном приходится на диапазон  $V_{охл} = 4-8$  °C/с.

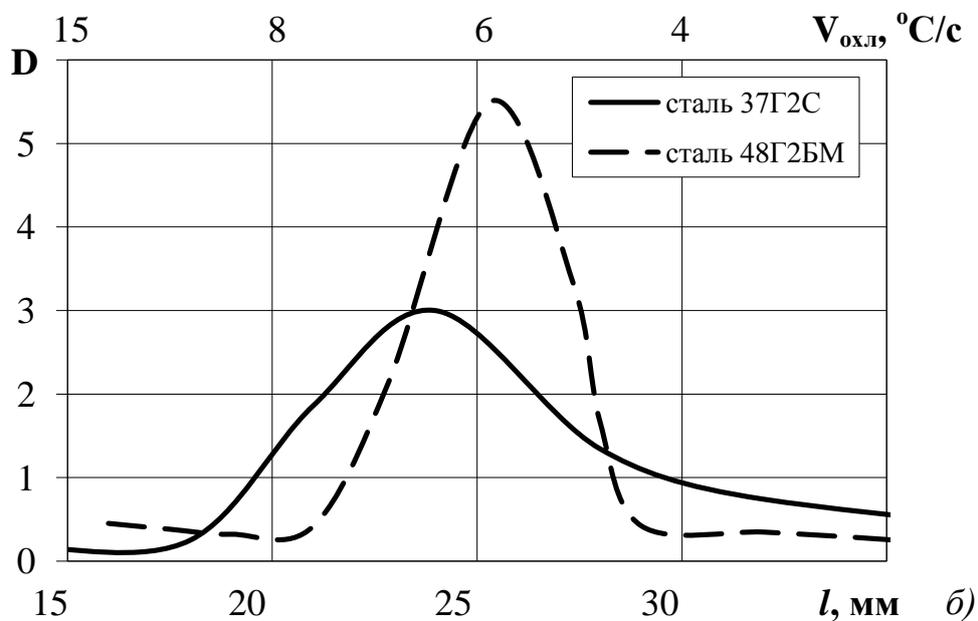
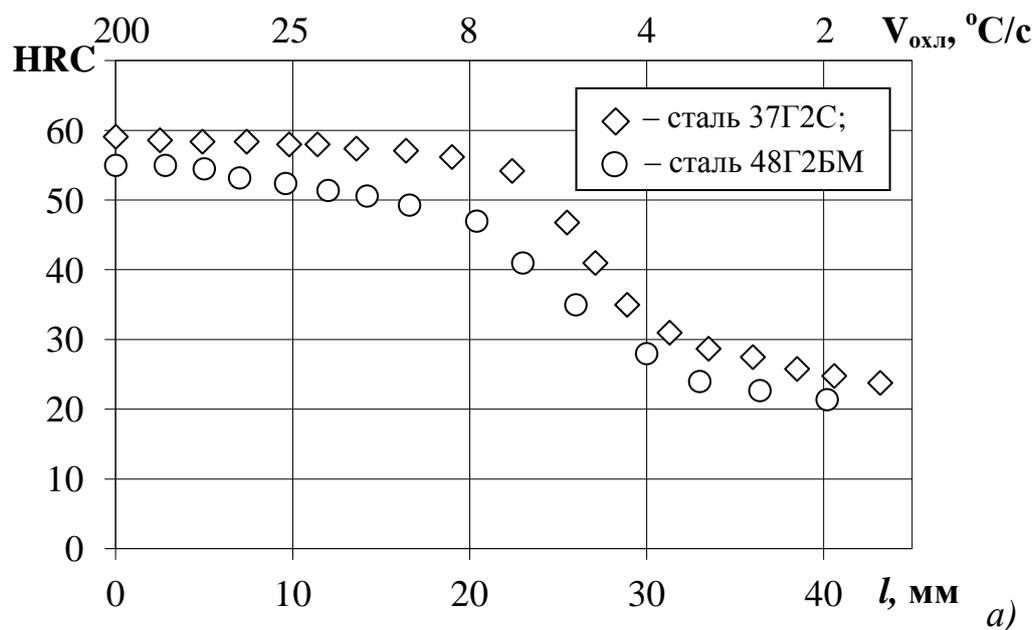


Рис. 2.3. Распределение твердости HRC (а), параметра D (б) и скорости охлаждения  $V_{oxл}$  по длине образцов исследуемых сталей, подвергнутых объемной торцовой закалке после аустенитизации при  $950^{\circ}C$ .

**Температура аустенитизации.** На рис. 2.4 видно, что при уменьшении  $V_{oxл}$  вплоть до  $13^{\circ}C/s$  ход кривых для стали 37ХГМ при изменении температуры аустенитизации практически не изменяется. Затем

падение твердости в образцах, испытавших нагрев до 900 и 950°C, замедляется. Более резкое падение твердости при нагреве до 850°C по сравнению с другими температурами аустенитизации обусловлено наличием в структуре при таких скоростях охлаждения ( $V_{\text{охл}} > 13^\circ\text{C}/\text{c}$ ) большей доли продуктов распада по I ступени.

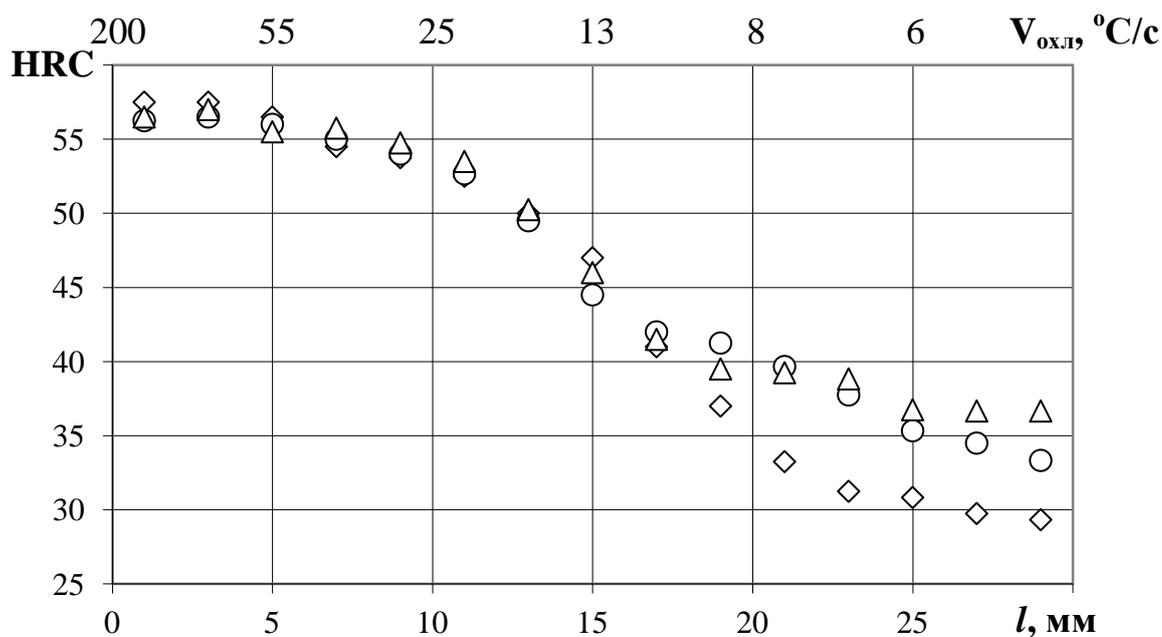


Рис. 2.4. Распределение твердости и скорости охлаждения по длине образцов стали 37ХГМ, испытавших объемную торцовую закалку после аустенитизации при температурах:  $\diamond$  –  $t = 850$ ,  $\circ$  –  $900$ ,  $\triangle$  –  $950^\circ\text{C}$ .

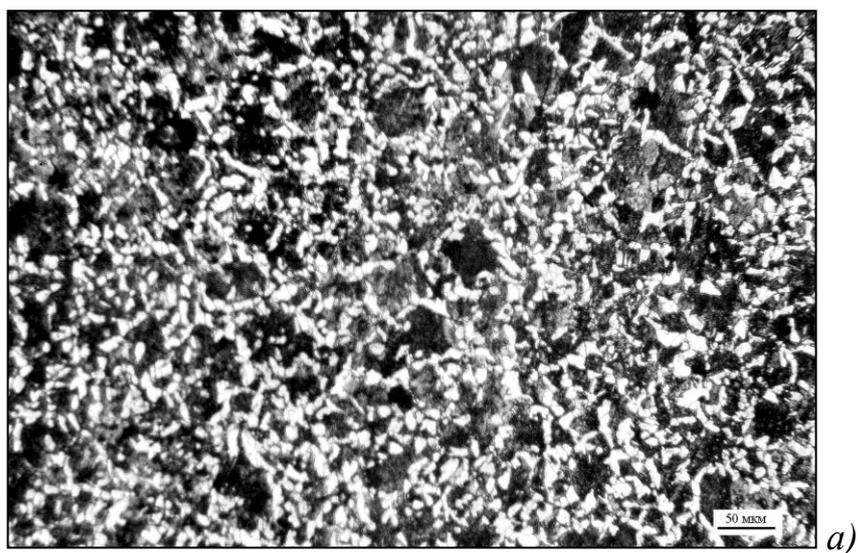
Микроструктура стали при  $V_{\text{охл}} = 3^\circ\text{C}/\text{c}$  представляет собой феррито-перлитную смесь (ФПС), в которой избыточный феррит располагается по границам исходных аустенитных кристаллов, а также внутри них в виде отдельных более мелких зерен (рис. 2.5, а), объемная доля феррита составляет не менее 40 %. При повышении температуры аустенитизации до 950°C феррит выделяется в виде более тонкой, замкнутой сетки в количестве не более 20% (рис. 2.5, б).

Приведенные результаты свидетельствуют о меньшей устойчивости переохлажденного аустенита в области I ступени при температуре аустенитизации 850°C по сравнению с более высокими температурами. Это обусловлено действием двух основных факторов – уменьшением размера аустенитного зерна и растворимостью карбидных фаз [25].

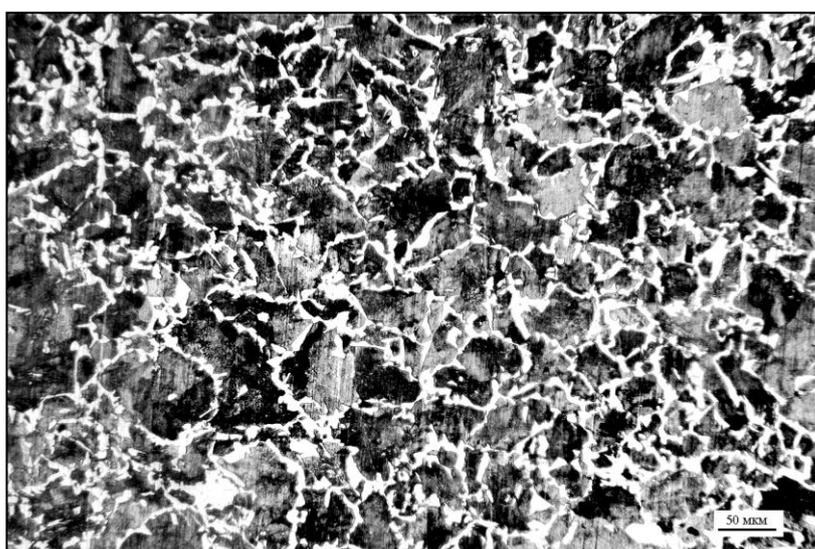
**Горячая деформация.** Для изучения влияния на кинетику распада переохлажденного аустенита горячей деформации при  $t > A_{r3}$  проводилась горячая прокатка прутков при 800°C со степенью обжатия  $\varepsilon = 15\%$ . Анализ кривых  $HRC = f(l)$  образцов, испытанных после аустенитизации при 1000°C горячую прокатку, показал, что горячая деформация значительно уменьшает УПА во всем интервале скоростей охлаждения (рис. 2.6).

Так, если у охлаждаемого торца образца твердость после аустенитизации соответствует твердости мартенсита (~55 HRC), то после горячей пластической деформации заметно снижается (49-52 HRC) за счет появления в структуре немартенистных продуктов распада. Происходят изменения и в структуре – вместо замкнутой сетки по границам бывших аустенитных зерен после деформации феррит выделяется как в виде незамкнутой, более толстой сетки, так и в виде отдельных зерен, вытянутых в виде строчек вдоль направления деформации (рис. 2.5, б, в).

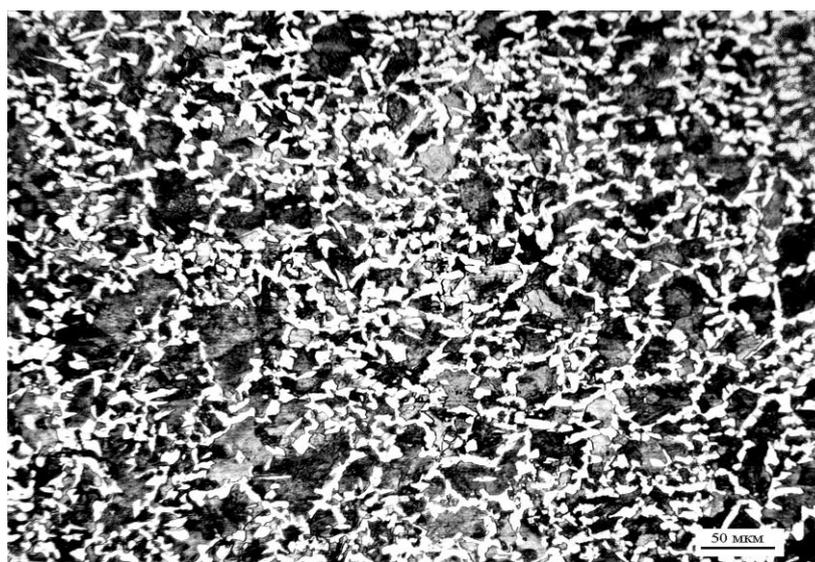
Таким образом, результаты проведенных исследований среднеуглеродистых трубных сталей свидетельствуют о том, что повышение содержания углерода с 0,37 до 0,48 % и добавка ~ 0,2 % Мо увеличивают на 15-20% УПА в области температур распада по I ступени, что, в свою очередь, приводит к закономерным структурным изменениям – количество перлита возрастает вплоть до 90 %, а феррит выделяется в виде тонкой замкнутой сетки. При этом межпластинчатое расстояние в перлите практически не изменяется ( $h \sim 0,2$  мкм) даже при непрерывном охлаждении.



a)



б)



в)

Рис. 2.5. Феррито-перлитная структура стали 37ХГ после охлаждения со скоростью  $V_{\text{охл}} = 3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ : а) – аустенитизация при  $850^\circ\text{C}$ ; б) – аустенитизация при  $950^\circ\text{C}$ ; в) – деформация  $\varepsilon = 15 \%$  при  $950^\circ\text{C}$ .

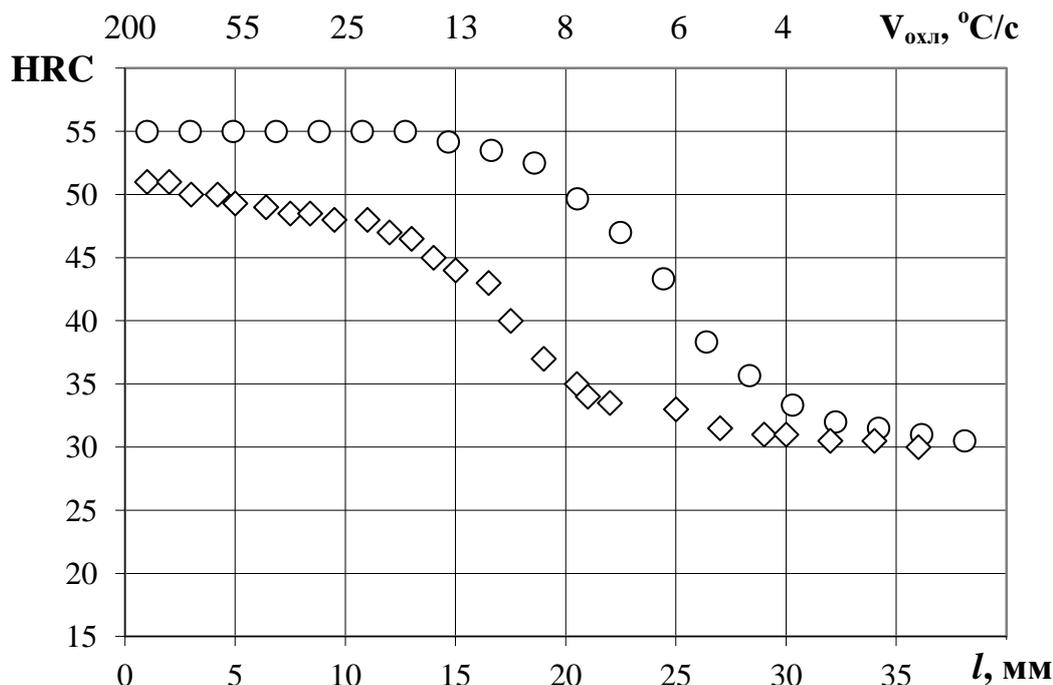
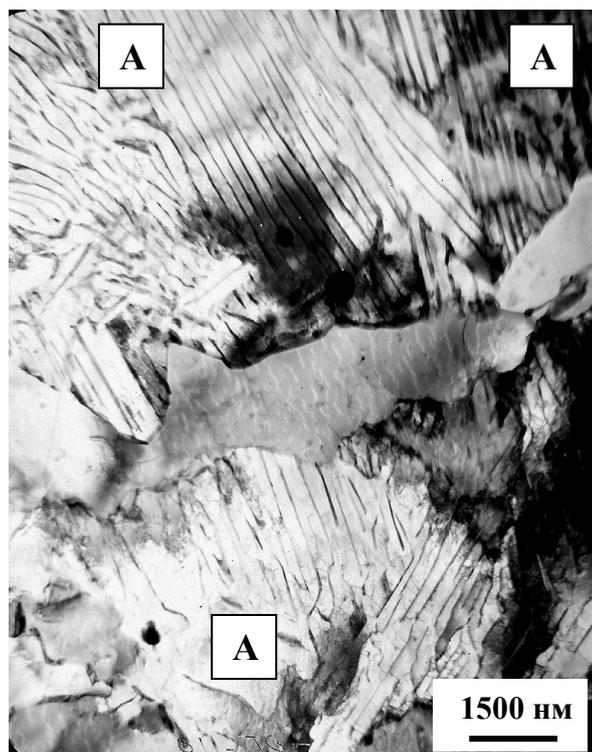
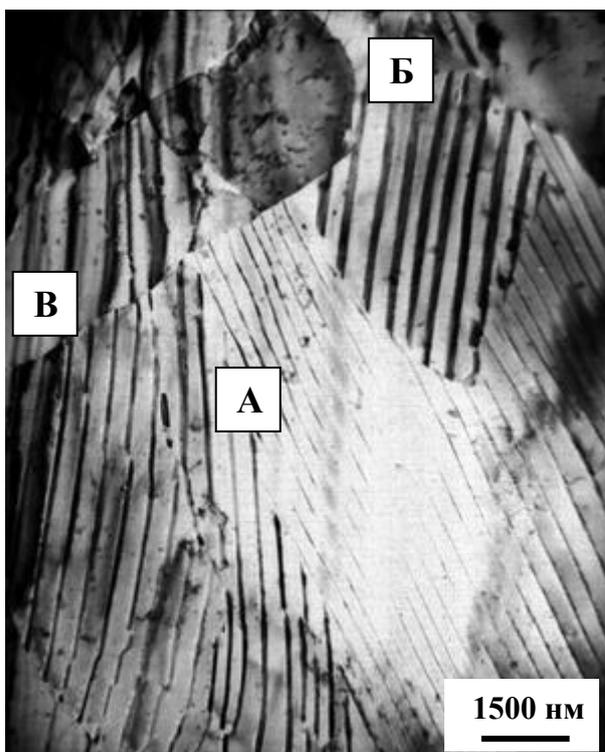


Рис. 2.6. Распределение твердости по длине образцов стали 37ХГМ, испытавших объемную торцовую закалку после аустенитизации при 1000°С (○) и последующей горячей деформации при 800°С (◇).

Повышение температуры аустенитизации  $t_{\text{ауст}}$  действует в том же направлении – так, для стали 37ХГМ повышение  $t_{\text{ауст}}$  с 850 до 1000°С привело к смещению области диффузионных превращений вправо на 20-30%. Однако на практике на последних этапах производства труб металл всегда подвергается горячей пластической деформации при  $t > A_{\text{Г}3}$ , которая, наоборот, снижает УПА как по феррито-перлитному, так и по бейнитному механизму распада: для сталей 37Г2С, 48Г2БМ и 37ХГМ смещение обеих областей влево на ТКД составило ~ 10 %.

Характерная микроструктура сталей 38Г2СФ и 48Г2БМ после редуцирования при 900°С и последующего охлаждения на воздухе показана на рис. 2.7.



*a)*

*б)*

Рис. 2.7. Феррито-перлитная структура горячекатаных труб из сталей 38Г2СФ (*a*) и 48Г2БМ (*б*) ( $t_{\text{ред}} = 900^{\circ}\text{C}$ , охлаждение на воздухе), ПЭМ.

Видно, что по сравнению со сталью 38Г2СФ дисперсность перлита в стали 48Г2БМ выше – межпластинчатое расстояние  $h$  у большинства наблюдаемых перлитных зерен составляет  $\sim 0,2$  мкм (зерна А на рис. 2.7). В стали 38Г2СФ таких зерен меньше, а наряду с ними наблюдаются и зерна с  $h \sim 0,5$  мкм и  $h \sim 0,8$  мкм (соответственно зерна Б и В на рис. 2.7, *a*).

## 2.2 Оценка предела текучести среднеуглеродистых сталей

Аттестацию любой металлопродукции проводят по пределу текучести  $\sigma_{0,2(\tau)}$  и временному сопротивлению  $\sigma_B$  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  $\sigma_T$  ( $\sigma_{0,2}$ ) 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.

Анализ механических свойств среднеуглеродистых сталей с феррито-перлитной структурой, используемых для производства горячекатаных насосно-компрессорных и обсадных труб в условиях ОАО «Синарский трубный завод» [50], свидетельствует о том, что предел текучести является свойством, лимитирующим достижение требований заданных групп прочности, тогда как уровень остальных регламентируемых характеристик ( $\sigma_B$ ,  $\delta$ ) превышает эти требования. С этих позиций представляется научно обоснованной количественная оценка вклада существующих механизмов упрочнения в предел текучести среднеуглеродистых сталей с феррито-перлитной структурой (табл. 2.3), где перлит является доминирующей структурной составляющей ( $q_{\text{п}} \geq 70 \%$ ).

Таблица 2.3

Химический состав (масс %) горячекатаных трубных сталей

Сталь	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Nb	V
37Г2С	0,37	1,30	0,44	0,020	0,020	0,09	0,04	0,09	–	–	–
38Г2СФ	0,38	1,34	0,52	0,008	0,011	0,08	0,03	0,11	–	–	0,05
37ХГФМ	0,37	0,65	0,62	0,026	0,016	0,02	0,01	0,02	0,09	–	0,07
37ХГФБМ	0,36	0,70	0,23	0,007	0,012	0,52	0,09	0,02	0,09	0,04	0,10

Структура исследованных горячекатаных сталей представляет собой сочетание перлитных зёрен различного размера и избыточного феррита, выделившегося в виде сетки по границам перлитных зёрен, а в ряде случаев обособленных зёрен как по границам, так и внутри исходных аустенитных зёрен (рис. 2.8). Доля феррита в структуре составляет 10-20% (табл. 2.4).

Таблица 2.4

Параметры структуры ( $d_a$  – размер аустенитного зерна, мкм;  $d_\phi$  – размер ферритного зерна, мкм;  $q_\phi$  – доля феррита, %;  $q_\pi$  – доля перлита, %;  $t_\phi$  – толщина ферритной сетки, мкм) исследуемых сталей

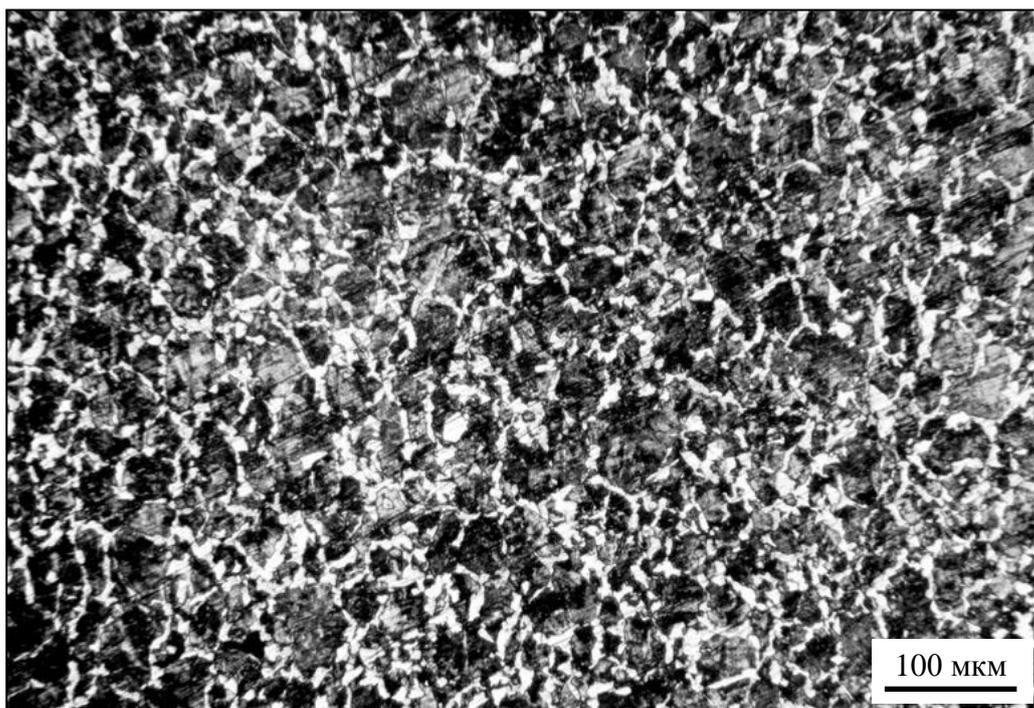
Сталь	$d_a$ , мкм	$q_\phi$ , %	$q_\pi$ , %	$t_\phi$ , мкм
37Г2С	38-42	30	70	15-20
38Г2СФ	40-45	30	70	15-20
37ХГФМ	42-45	20	80	10-12
37ХГФБМ	42-45	20	80	7-10

Сопротивление решетки движению свободных дислокаций или напряжение Пайерлса–Набарро в первом приближении может быть сопоставлено с пределом текучести монокристалла металла. Однако эта величина существенно зависит от содержания примесей в металле. В настоящее время с введением методов внепечной обработки металла при его выплавке чистота сталей по примесям существенно повысилась, поэтому напряжение трения решетки принималось  $\sigma_0 \sim 20$  МПа.

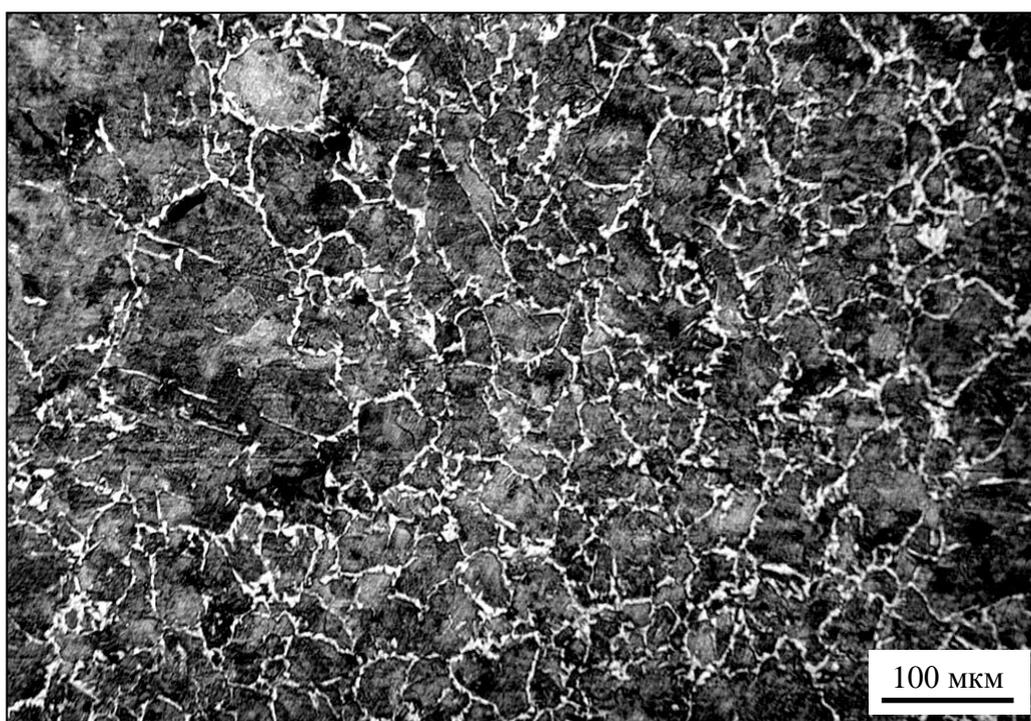
Упрочнение твердых растворов при легировании обусловлено разницей атомных диаметров и разностью модулей упругости атомов матрицы и растворенных легирующих элементов. При расчете твердорастворного упрочнения легированного феррита обычно пользуются формулой [10]:

$$\Delta\sigma_{т.р.} = 4670 \cdot (C+N) + 690 \cdot P + 86 \cdot Si + 82 \cdot Ti + 60 \cdot Al + 39 \cdot Cu + \\ + 33 \cdot Mn + 31 \cdot Cr + 30 \cdot Ni + 11 \cdot Mo + 3 \cdot V, \quad (2.2)$$

где коэффициенты у элементов означают их концентрацию в масс. % при растворении в феррите.



*a)*



*б)*

Рис. 2.8. Микроструктура исследуемых сталей после нормализации при 850-900°С и охлаждения на воздухе: *a)* сталь 37Г2С, *б)* сталь 37ХГФМ.

В низкоуглеродистых сталях, в которых содержание феррита в структуре может превышать 50%, свойства легированного феррита существенно определяют уровень их механических свойств – так, Mn, Si, Ni и P практически целиком растворены в феррите, V, Nb, Ti и Al полностью входят в состав карбонитридной фазы, а Cг и Mo распределены между ферритом и карбидами. В исследуемых сталях суммарное действие напряжения трения решетки  $\sigma_0$  и твердорастворной компоненты упрочнения  $\Delta\sigma_{т.р.}$  (упрочнение ферритной матрицы  $\Delta\sigma_{м.}$ ) составляло 50-80 МПа (рис. 2.9).

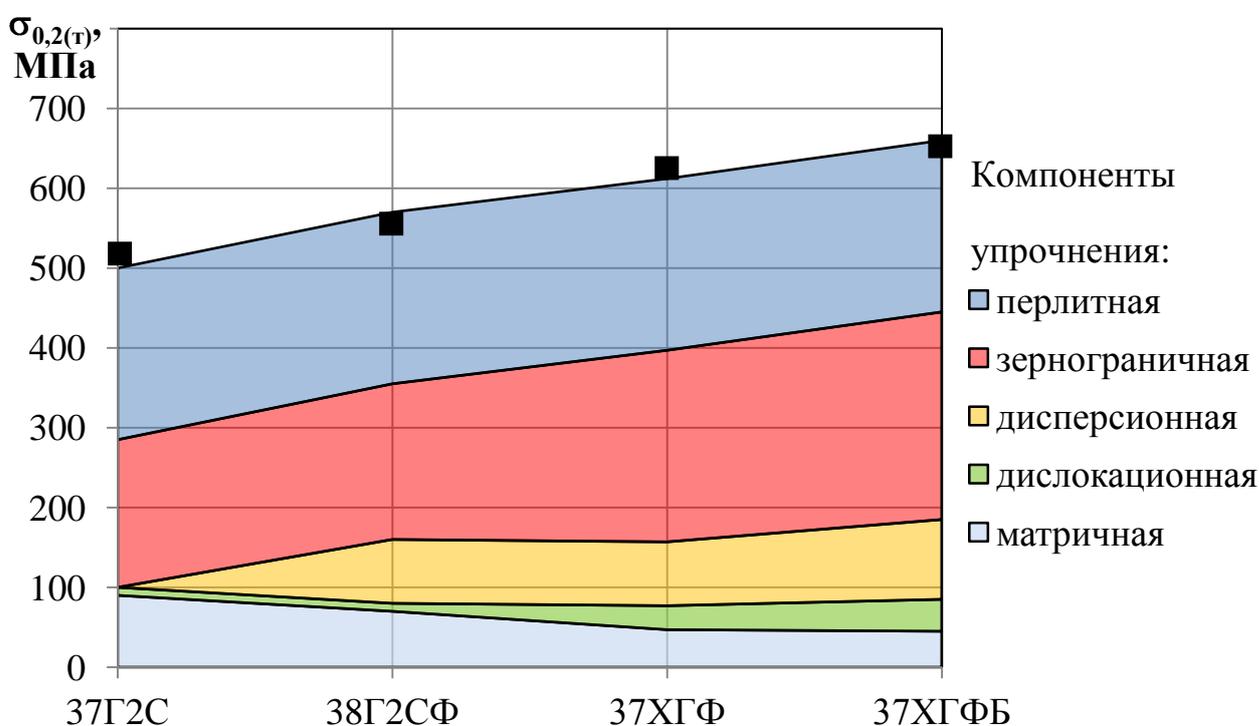


Рис. 2.9. Количественная оценка предела текучести среднеуглеродистых сталей с феррито-перлитной структурой (■ – экспериментальные значения  $\sigma_{0,2}$ ).

Невысокий вклад в упрочнение среднеуглеродистых сталей вносит и дислокационная компонента  $\Delta\sigma_{д} \sim 10$  МПа, поскольку после охлаждения на воздухе плотность дислокаций в феррите не превышает  $10^8$ - $10^9$  см<sup>-2</sup> [10]. Однако при появлении низкотемпературных продуктов (бейнита,

мартенсита), как в случае сталей 37ХГФ и 37ХГФБ [18], вклад дислокационной компоненты  $\Delta\sigma_d$  в предел текучести среднеуглеродистых сталей повышается до 30-40 МПа (рис. 2.9).

Оценка зернограничного упрочнения  $\Delta\sigma_z$  армко-Fe (см. гл. 1), показала, что его вклад в предел текучести феррита составляет существенную величину: если при обычном размере ферритных зерен ( $d_f \sim 90$  мкм) упрочнение границами зерен составляет  $\Delta\sigma_z \sim 60$  МПа, то десятикратное уменьшение зерна до 10 мкм повышает вклад этой компоненты до  $\Delta\sigma_z \sim 200$  МПа.

Анализ механизмов упрочнения по параметрам структуры (объемной доли и размера структурных составляющих, размера и распределения карбидных частиц) для горячекатаных трубных сталей, доля перлита в которых превышает  $q_p > 70$  %, показал, что основной вклад ( $\Delta\sigma \sim 200-250$  МПа) в предел текучести исследуемых сталей вносят зернограничное и перлитное упрочнение, а также дисперсионное упрочнение за счет микролегирования V и Nb ( $\Delta\sigma_{д.у} = 80-100$  МПа) (рис. 2.9).

Ведущая роль перлитной компоненты упрочнения в повышении предела текучести среднеуглеродистых сталей заключается в том, что в феррито-перлитной смеси перлитная составляющая играет роль матрицы, воспринимая упругие напряжения и сдвигая начало пластического течения в сторону бóльших напряжений. Для оценки вклада перлитного упрочнения  $\Delta\sigma_p$  можно использовать формулу, связывающую его с долей перлита  $q_p$  (в %) в феррито-перлитной смеси через эмпирический коэффициент [10]:

$$\Delta\sigma_p = K \cdot q_p. \quad (2.3)$$

Совместная оценка перлитной компоненты упрочнения  $\Delta\sigma_p$  и доли перлита  $q_p$  в структуре показала, что эмпирический коэффициент в уравн. (2.3) для изученных среднеуглеродистых сталей находится в

диапазоне  $K = 2,69-2,75$ . Это дает возможность для широкого круга среднеуглеродистых сталей в нормализованном (горячекатаном) состоянии по параметрам структуры определить вклад перлитного упрочнения  $\Delta\sigma_{\text{п}}$  в предел текучести сталей.

### **2.3 Механические свойства сталей на разных стадиях деформации**

Для понимания физической природы изменения прочностных и пластических свойств сталей с феррито-перлитной структурой примем за основу модель, при которой пластическое течение представляет собой последовательное вовлечение в процесс деформации с ростом действующего напряжения структурных элементов разной прочности, начиная от феррита при напряжении выше  $\sigma_{0,2}$  ( $\sigma_T$ ) и далее перлитных колоний разной дисперсности вплоть до  $\sigma_{\text{в}}$  [43].

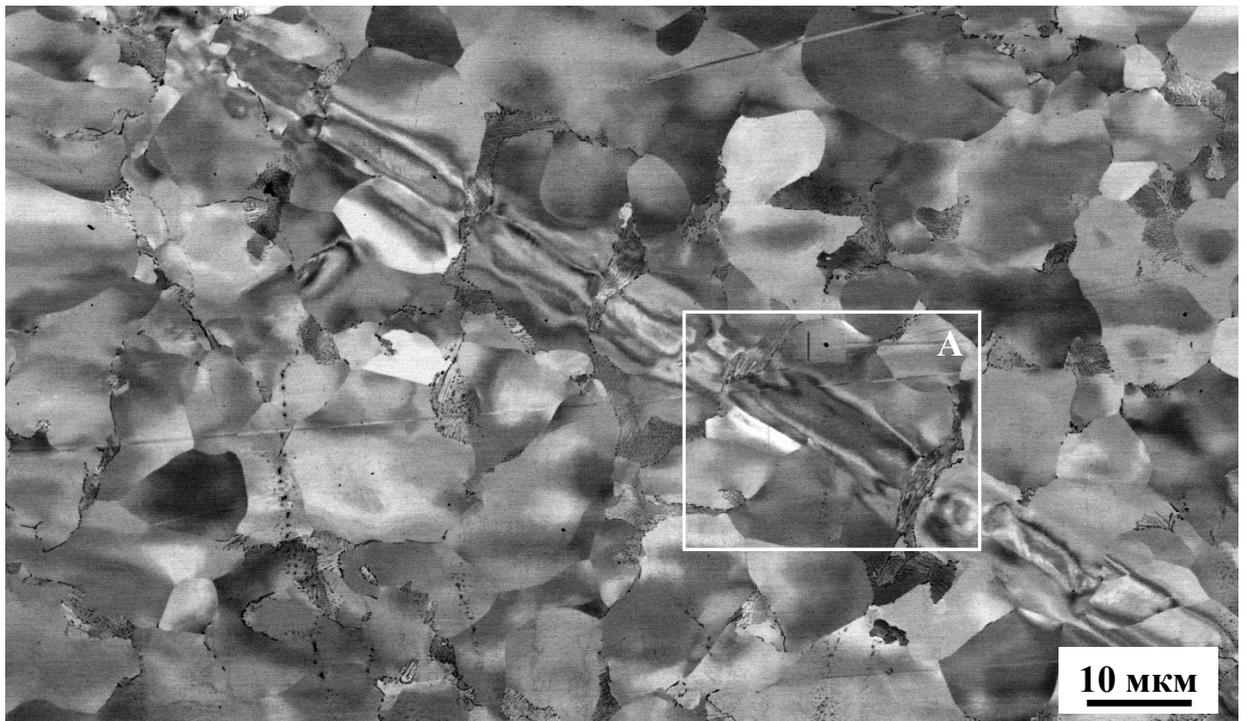
В среднеуглеродистых сталях в нормализованном или горячекатаном состоянии феррито-перлитная смесь представляет собой совокупность ферритных зерен и/или прослоек и перлитных колоний разной дисперсности, образовавшихся при разной степени переохлаждения  $\Delta t$  при охлаждении на воздухе. Несмотря на то, что в сталях с близкой УПА по I ступени межпластинчатое расстояние  $h$  в перлите изменяется в относительно узком диапазоне  $\Delta h \sim 0,10-0,20$  (см. табл. 2.2), перлитные колонии разной дисперсности (с разным межпластинчатым расстоянием  $h$ ) будут иметь разную деформируемость и, соответственно, напряжение начала пластического течения.

Деформация в пластинчатом перлите осуществляется только в ферритных прослойках между цементитными пластинами, тогда перлитную колонию (зерно) можно представить в виде слоистого композита, в котором

роль мягкой матрицы играет феррит, а роль упрочняющих армирующих компонент – пластины цементита [43]. В этом случае ориентация цементитных пластин в перлитной колонии относительно направления приложения нагрузки может играть существенную роль, поскольку даже при относительно небольшом напряжении деформация в неблагоприятно ориентированных участках приводит к образованию очаговых трещин на межфазных границах – микроконцентраторах напряжений (деформаций).

***Равномерная стадия деформации.*** Проведенный нами анализ микроструктуры стали 09Г2С, предварительно нормализованной, а затем подвергнутой небольшой пластической деформации ( $\varepsilon < 2\%$ ) на площадке текучести подтвердил тот факт, что в полосе деформации (полосе Чернова-Людерса) (рис. 2.10, а) видны перлитные колонии двух типов, отличающиеся друг от друга ориентацией цементитных пластин относительно действия максимальных касательных напряжений в полосе, а их поведение в полосе деформации существенно различается [53]. Так, перлитные участки типа I, ориентация цементитных пластин в которых к направлению пластического течения близка к  $\alpha \sim 45-50^\circ$ , в значительной степени деформируются, тогда как перлитные участки типа II с параллельным расположением пластин ( $\alpha \sim 0^\circ$ ) практически не изменяют своего размера (рис. 2.10, б).

Принятая модель пластического течения дает возможность оценить прочностные свойства исследованных среднеуглеродистых сталей – предел текучести  $\sigma_{0,2}$  по структурно-фазовому состоянию феррита (см. рис. 2.9), временное сопротивление  $\sigma_b$  – по дисперсности перлита или более прочной структурной составляющей (бейнита, мартенсита), а также изменение пластических характеристик как на равномерной, так и на сосредоточенной стадии растяжения. При этом не учитывается влияние размера перлитных зерен, поскольку их величина  $d_{\text{п}}$  почти на два порядка выше межпластинчатого расстояния  $h$  в перлите [54].



a)



б)

Рис. 2.10. Микроструктура стали в полосе Чернова-Людерса (а) и перлитные колонии в ней в области А (б), РЭМ (сталь 10Г2, нормализация 950°С),

.....➤ направление пластического течения в полосе.

Проведенный нами анализ дисперсности перлита при охлаждении на воздухе ( $V_{\text{возд}} \sim 3 \text{ } ^\circ\text{C/c}$ ) по термокинетическим диаграммам распада переохлажденного аустенита и механических свойств низко- и среднеуглеродистых сталей с разной УПА позволил установить корреляцию между межпластинчатым расстоянием  $h$  и величиной  $\sigma_B$  (рис. 2.11).

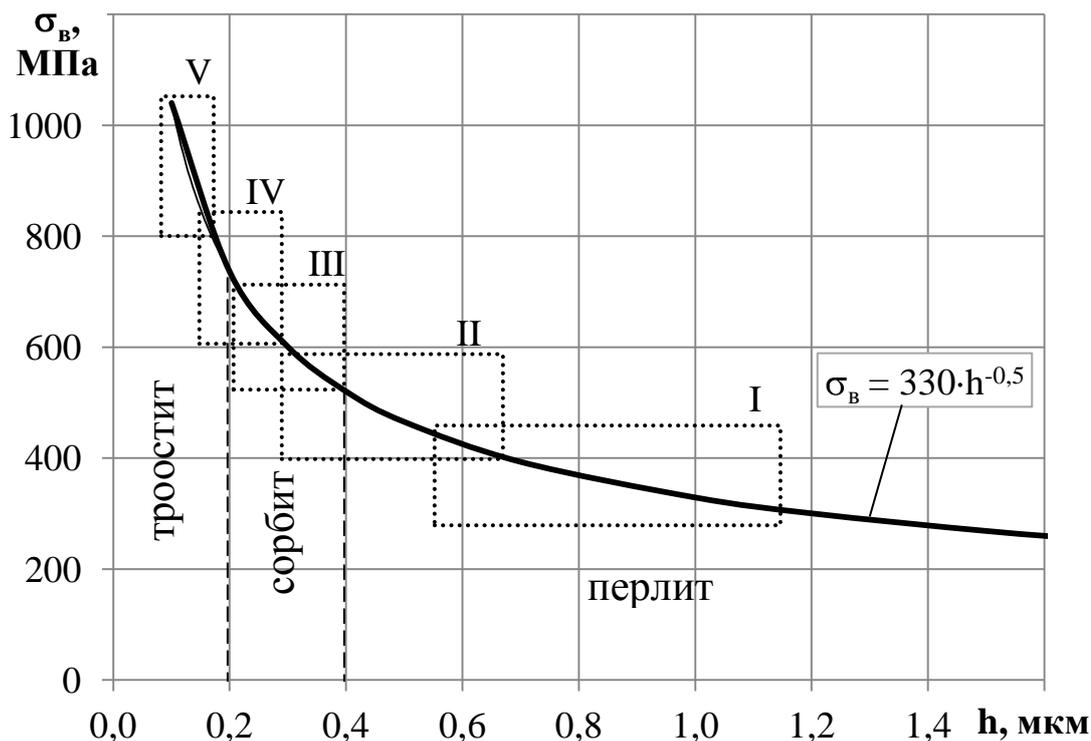


Рис. 2.11. Зависимость величины  $\sigma_B$  от межпластинчатого расстояния  $h$  в перлите и ее экспериментальные значения для сталей разных классов:

I – стали 08, 10, 15, 20,

II – 17ГС, 14Г2Ф, 26Г1Ф,

III – 43Г, 48Г, 48ГФ, 48ГБ,

IV – 37Г2С, 38Г2СФ, 37ХГ, 37ХГБ, 37ХГФ,

V – 26ХМФА, 32ХМА, 37ХГФМ, 37ХГФБМ, 48Г2БМ.

Так, уровень  $\sigma_b$  сталей (класс I на рис. 2.11) с низкой УПА после нормализации, когда межпластинчатое расстояние в перлите составляет  $h > 0,5$  мкм, находится в диапазоне 275-430 МПа. Повышение УПА по I ступени за счет повышения % С, добавки 1-2 % Mn или повышения интенсивности воздушного охлаждения приводит к формированию более дисперсных перлитных колоний (сорбит, троостит или их смесь) и, соответственно, к повышению  $\sigma_b$ : для сталей класса II до 400-600 МПа, для сталей класса III до 520-720 МПа, для сталей класса IV до 600-800 МПа. Наконец, в структуре сталей, легированных 0,1-0,2 % Mo (типа 32ХМА или 37ХГМФ), наблюдается значительное количество низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита, в частности верхнего бейнита, который морфологически близок к трооститу. В таких сталях величина  $\sigma_b$  составляет 850-1000 МПа (класс V на рис. 2.11).

Оценка пластических свойств по кривым растяжения образцов исследуемых сталей в нормализованном состоянии показала, что относительный вклад равномерного (однородного) и сосредоточенного (локализованного) пластического течения в общую пластичность изменяется в зависимости от величины упрочнения (рис. 2.12). При небольшом упрочнении (сталь 09Г2С) доля сосредоточенной пластичности составляет  $K_c = \delta_c/\delta = 0,5$  ( $\delta_p = 17$  %,  $\delta = 34$  %, кривая 1 на рис. 2.12).

При повышении доли перлита в структуре с  $q_n = 15$  до 70 % (сталь 37Г2С) прирост  $\Delta\sigma_{0,2} = 195$  МПа сопровождается снижением пластических характеристик на обеих стадиях ( $\Delta\delta_p = 4,5$  %,  $\Delta\delta_c = 8,5$  %) и незначительным падением доли сосредоточенной пластичности  $K_c$  до 0,45 (кривая 2 на рис. 2.12). Прирост предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2} = 45$  МПа в стали 37ХГМФ (кривая 3) обусловлен выделением частиц VC в ферритной матрице [38, 55].

При этом изменения уровня пластических свойств металла, как и величины  $K_c$ , практически не происходит ( $\delta_p = 11,5-12,5$  %,  $\delta = 22-23$  %,  $K_c = 0,46-0,47$ ). Дисперсионное твердение приводит к повышению на 40 МПа

напряжения течения  $\sigma_i$  на всей равномерной стадии деформации, однако при  $\sigma_i \sim 650$  МПа пластическое течение образца стали 37ХГФМ происходит при более высоких напряжениях, достигая максимальной разницы ( $\Delta\sigma_i \sim 50$  МПа) к  $\sigma_B$  (кривая 2-1 на рис. 2.12). Такое поведение кривой 3 связано с вкладом в упрочнение небольшого (до 10-15 %) количества низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита (бейнита), появляющихся в стали 37ХГФМ при добавке  $\sim 0,1$  % Мо [55].

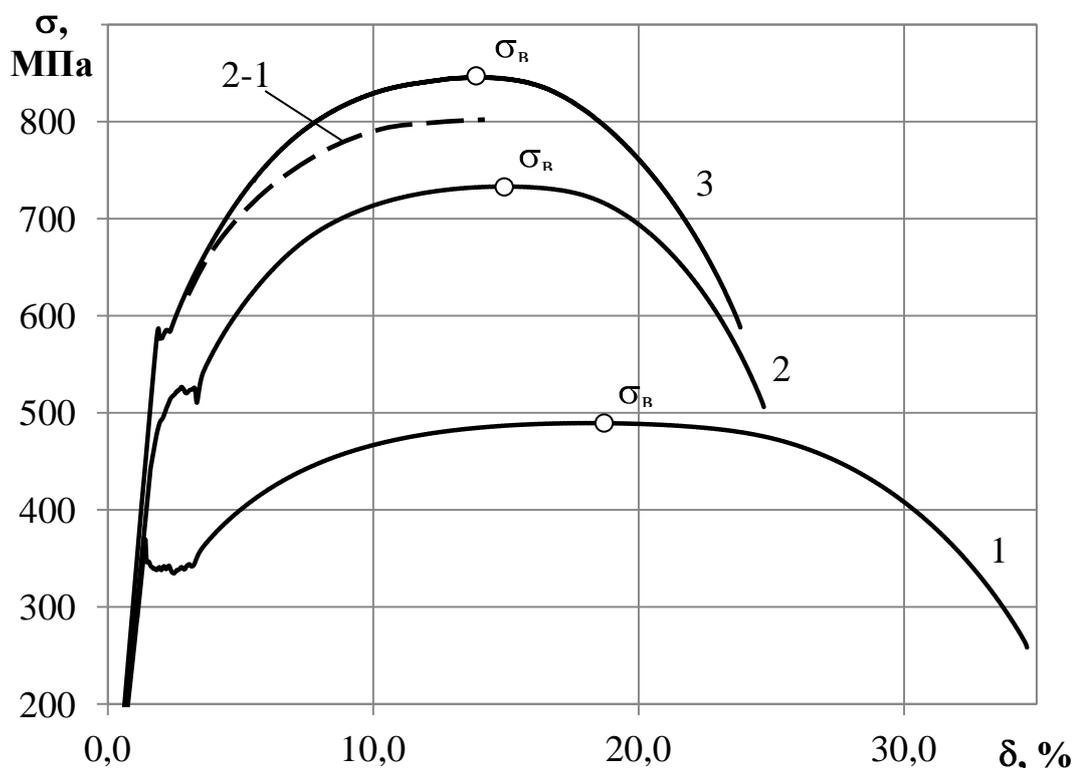


Рис. 2.12. Кривые растяжения образцов сталей в нормализованном состоянии: кривая 1 – сталь 09Г2С, кривая 2 – сталь 37Г2С, кривая 2-1 – сталь типа 38Г2СФ, кривая 3 – сталь 37ХГФМ.

Выделение на равномерной стадии деформации линейного и степенного периодов позволило выделить параметры пластичности, чувствительные к изменению как исходного структурно-фазового состояния сталей, так и вкладов различных механизмов упрочнения (перлитного, дисперсионного, дислокационного) при однородном пластическом течении металла (рис. 2.13). Так, протяженность  $\delta_p^л$  ( $e_p^л$ ) и относительный прирост напряжения  $K_л = (\Delta\sigma/\Delta\delta)_л$  на линейном периоде чувствительны к приросту предела текучести  $S_{0,2}$  ( $\sigma_{0,2}$ ) (рис. 2.13, табл. 2.5).

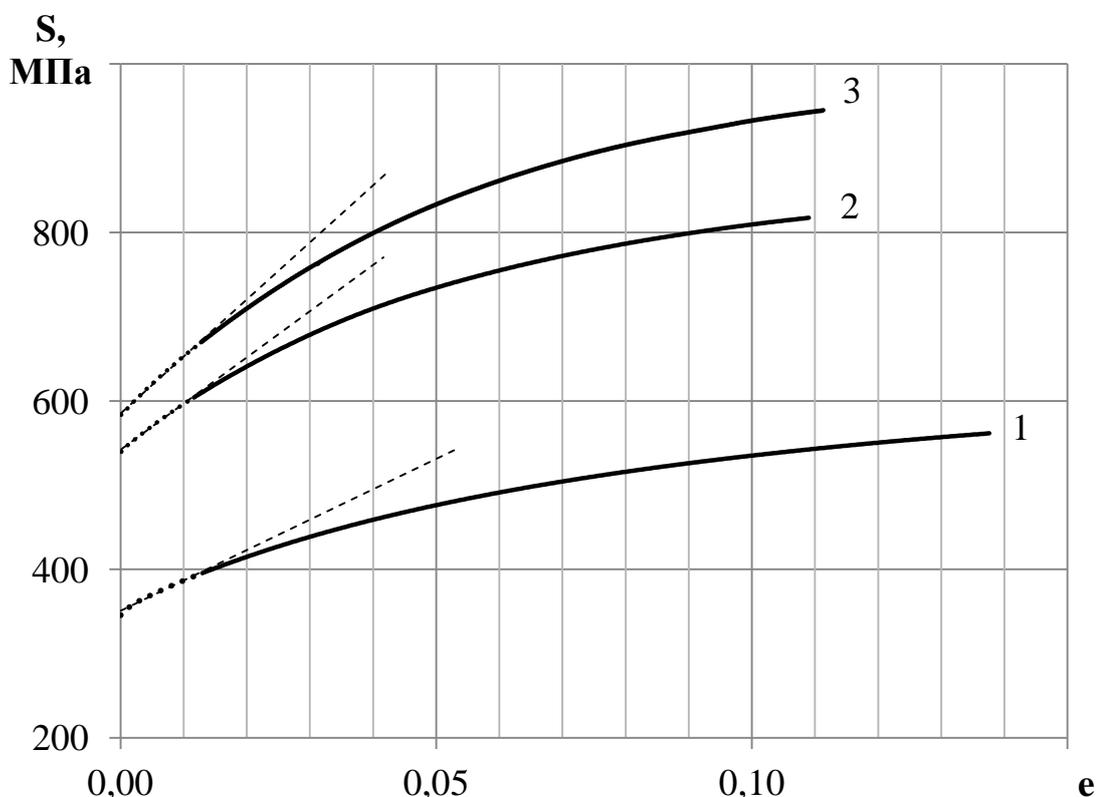


Рис. 2.13. Кривые растяжения в истинных координатах на равномерной стадии деформации образцов сталей 09Г2С (кривая 1), 37Г2С (кривая 2) и 37ХГФМ (кривая 3) в нормализованном состоянии:  
 - - - - - линейный период, ——— степенной период.

При относительно небольшом уровне упрочнения стали 09Г2С после (кривая 1 на рис. 2.13) протяженность линейного периода составляет  $\delta_p^л \sim 1,3\%$  ( $e_p^л \sim 0,013$ ) при  $K_л = 35$  МПа/%. При упрочнении феррита за счет повышения доли перлита в стали 37Г2С (кривая 2 на рис. 2.13) либо при дополнительном вкладе дисперсионного твердения в стали 37ХГФМ величина  $e_p^л$  практически не изменяется, однако ее наклон постепенно возрастает ( $K_л = 46$  и  $58$  МПа/%, соответственно) (табл. 2.5).

Таблица 2.5

Механические свойства на равномерной стадии растяжения  
сталей в нормализованном состоянии

№ п/п	Сталь	Линейный период			Степенной период			
		$\sigma_{0,2}$ , МПа	$e_p^л$	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_л$ , МПа/%	$\sigma_{ст}$ , МПа	$e_p^{ст}$	n	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$ , МПа/%
1	09Г2С	345	0,013	35	390	0,13	0,16	7,4
2	37Г2С	540	0,012	46	595	0,10	0,14	13,4
3	37ХГФМ	585	0,013	58	660	0,10	0,17	17,5

Крутой подъем кривой  $\sigma = f(\delta)$  на коротком линейном периоде сменяется более пологим ходом на степенном периоде вследствие непрерывно возрастающего динамического возврата при функционировании дислокационной ячеистой структуры (ДЯС) [15, 31].

Одну из ведущих ролей в обеспечении высокой пластичности играет и уровень напряжений  $\sigma_{эфф}$ , представляющий собой сумму приложенных к образцу внешних напряжений  $\sigma_{внеш}$  и создаваемых микро- и мезоконцентраторами внутренних напряжений  $\sigma_{внутр}$ . Параметры пластичности на равномерной стадии напрямую зависят от уровня внутренних напряжений [9] – снижение пластических характеристик при высоком  $\sigma_{внутр}$  (например, при высокой плотности дислокаций) обусловлен доминирующим вкладом в релаксацию напряжений трещинообразования.

В случае среднеуглеродистых сталей с феррито-перлитной структурой высокий уровень  $\sigma_{\text{внутр}}$  в металле создается за счет большой протяженности цементитных пластин – острых мезоконцентраторов напряжений, наличие которых приводит к локализации пластического течения на всех масштабных уровнях [56, 57]. Так, при повышении доли перлита в структуре сталей 37Г2С и 37ХГФМ протяженность степенного периода снижается до  $\epsilon_p^{\text{ст}} = 0,10$  ( $\delta_p^{\text{ст}} = 11 \%$ ) при повышении напряжения начала периода  $\sigma_{\text{ст}}$  (595 и 660 МПа, соответственно) и интенсивности роста напряжения течения на нем  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{\text{ст}} = 13,4-17,5$  МПа/% (см. табл. 2.5).

***Сосредоточенная стадия деформации.*** Оценке механических свойств металла на сосредоточенной стадии уделяется обычно недостаточно внимания как в научной литературе, так и в нормативных документах. Так, ГОСТ 1497-84 регламентирует определение прочностных и пластических свойств для равномерной стадии ( $\sigma_{\text{упр}}$ ,  $\sigma_{\text{плц}}$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_{\text{T}}$ ,  $\sigma_{\text{в}}$ ,  $\delta_p$ ) и для образца в целом ( $\delta$ ,  $\psi$ ). В научной литературе подобный анализ проводится в истинных координатах  $S = f(\epsilon)$  или  $S = f(\varphi)$ , но он достаточно трудоемок, поскольку требует измерения размеров образца в процессе испытания и их одновременной синхронизации со значениями нагрузки.

Не принижая значимости анализа этих характеристик для оценки структурно-фазового состояния металла, необходимо отметить, что изучение параметров сосредоточенной стадии – напряжение разрушения  $\sigma_{\text{к}}$ , ход кривой, выражаемый отношением  $\sigma_{\text{к}}/\sigma_{\text{в}}$ , относительное сужение  $\psi_{\text{с}}$  – представляет большой научный и практический интерес. Выделенные характеристики отражают чувствительность металла к появлению на рабочей части образца концентратора напряжений (шейки), а также к образованию и распространению магистральной трещины.

При локализации деформации пластическое течение металла начинает проходить только в активной зоне шейки и прилегающей к ней области,

снимая нагрузку с тех объемов образца, которые деформировались на равномерной стадии. Тогда характеристикой, достоверно отражающей изменение пластичности на сосредоточенной стадии деформации, является относительное сужение  $\psi_c$ .

Для оценки способности металла к деформации с концентратором напряжений крайне важен и уровень разрушающего напряжения  $\sigma_k$ , а также соотношение напряжения разрушения к временному сопротивлению  $\sigma_k/\sigma_B$ : чем ниже  $\sigma_k$  и  $\sigma_k/\sigma_B$ , тем выше эта способность, а, следовательно, и долговечность конструкции. Так, проведенный нами анализ кривых растяжения низко- и среднеуглеродистых трубных сталей в нормализованном (горячекатаном) и термообработанном состоянии свидетельствует о том, что с повышением пластичности ( $\delta_c, \psi_c$ ) уровень  $\sigma_k/\sigma_B$  линейно снижается, и ход зависимости  $\sigma_k/\sigma_B = f(\psi_c)$  имеет лучшую корреляцию ( $R^2 = 0,94$ ), чем  $\sigma_k/\sigma_B = f(\delta_c)$  ( $R^2 = 0,82$ ) (рис. 2.14).

Повышение доли перлита, как было показано ранее, является малоэффективным механизмом упрочнения, поскольку с ростом доли перлита повышение предела текучести  $\Delta\sigma_T$ , например на 200-250 МПа для стали 37Г2С, сопровождается существенной потерей пластичности ( $\Delta\delta = 25-30\%$ ) и, особенно, вязкости ( $\Delta KCV = 0,4-0,5$  МДж/м<sup>2</sup>,  $\Delta t_{xp} = +40^\circ\text{C}$ ).

Если на равномерной стадии динамический возврат в значительном масштабе происходит путем пластической, компенсационной и аннигиляционной релаксации [9], то на сосредоточенной стадии масштаб релаксационных процессов определяет появляющаяся в центре шейки трещина критического размера (магистральная трещина). Роль перлитных участков в снижении пластичности при локализованном пластическом течении заключается в уменьшении энергоемкости распространения магистральной трещины при ее движении вдоль цементитных пластин [39, 54].

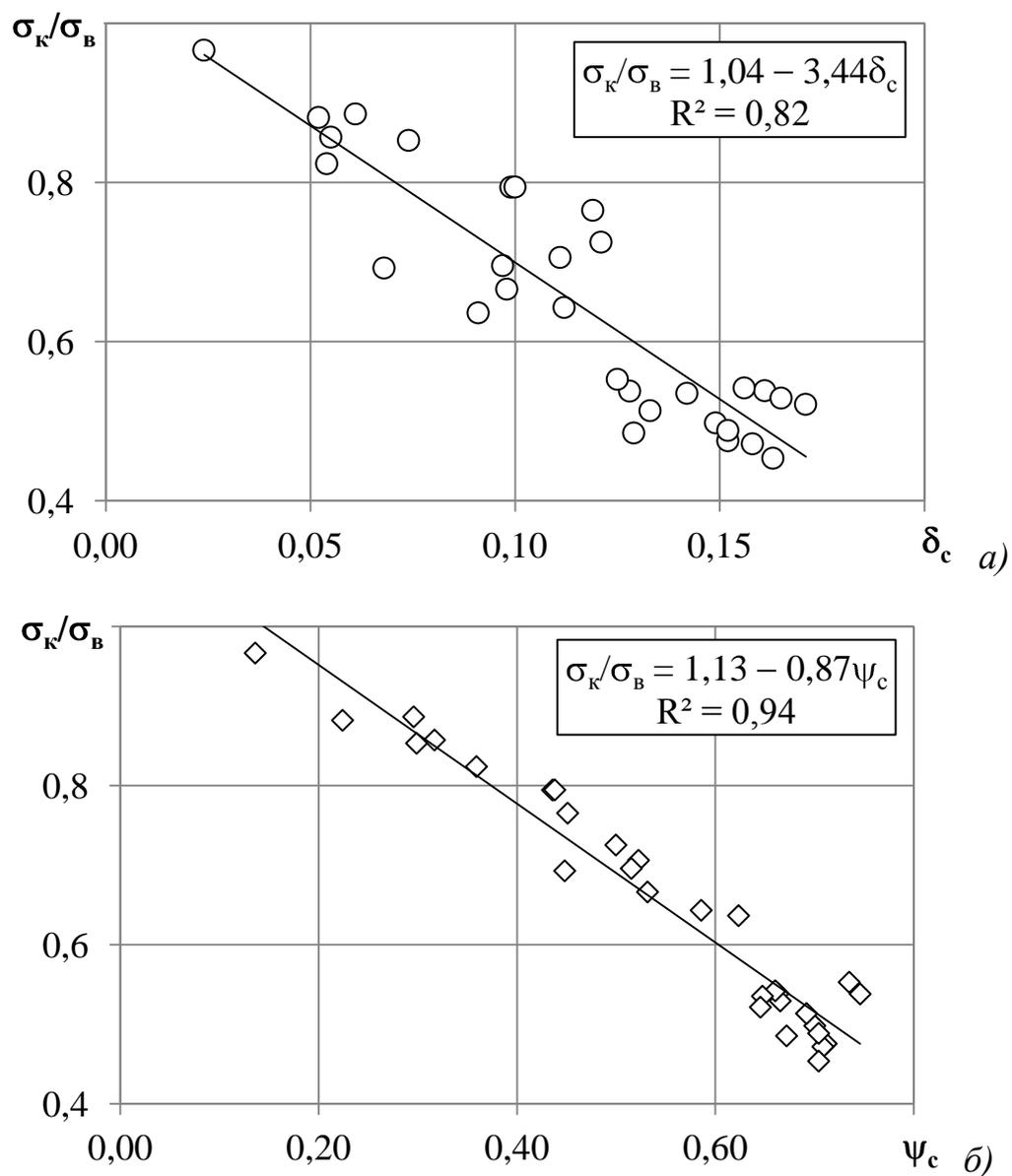


Рис. 2.14. Соотношение характеристик пластичности изученных низко- и среднеуглеродистых сталей на сосредоточенной стадии деформации:

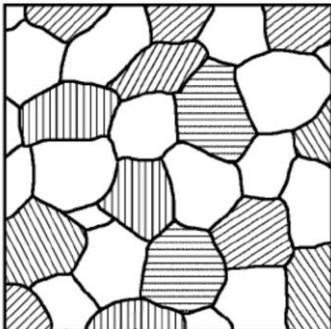
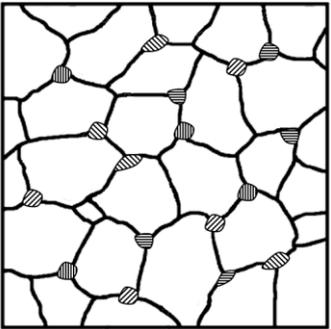
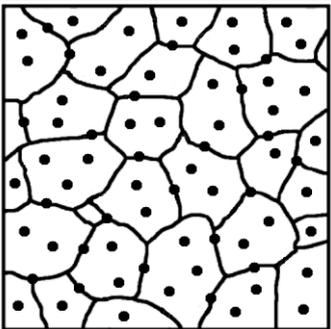
а)  $\sigma_k/\sigma_B$  и  $\delta_c$ , б)  $\sigma_k/\sigma_B$  и  $\psi_c$ .

В механике композиционных материалов широко применяется подход к описанию механического поведения гетерофазных структурных составляющих, которые делятся на матричные и статистические [58]. Когда доля «мягкой» пластичной матричной составляющей достигает более 80 %, то она определяет физико-механические свойства всей композиции.

Примером матричной структуры являются дисперсно-упрочненные композиционные материалы (ДУКМ) [58], в которых уровень механических свойств зависит от объемной доли упрочняющей фазы, равномерности ее распределения, степени дисперсности и расстояния между частицами. В сталях подобная матричная структура наблюдается либо в низкоуглеродистых сталях с содержанием углерода  $< 0,2\%$  после горячей прокатки (нормализации), либо в низко- и среднеуглеродистых сталях после термоулучшения (табл. 2.6).

Таблица 2.6

Типы структурно-фазовых состояний в низко- и среднеуглеродистых сталях при разных видах термообработки

Тип структуры		Обработка
	Статистическая	Стали типа 37Г2С после нормализации (горячей прокатки)
	Матричная I	Стали типа 09Г2С после нормализации (горячей прокатки)
	Матричная II	Стали 09Г2С или 37Г2С после термоулучшения
 <span>— феррит,  — перлит,  — частицы вторых фаз</span>		

Стали в таком состоянии, по сути, являются природными ДУКМ, в которых ферритная матрица упрочняется перлитными частицами (матричная микроструктура типа I, рис. 2.15, а) или частицами вторых фаз (матричная микроструктура типа II).

Микродобавки сильных карбидообразователей Nb, V, Ti (стали 09Г2СФ, 10Г2Б, 18ХГТ и др.) или добавки металлов, способных образовывать специальные карбиды (стали 20Х3, 20Х5 и др.), могут приводить к появлению в структуре нормализованных сталей упрочняющих частиц в виде перлитных участков и более дисперсных карбидов.

С повышением содержания углерода вплоть до 0,4-0,5 % доля ферритной составляющей в феррито-перлитной смеси снижается до 15-20 %, а микроструктура изменяется с матричной на статистическую, при которой размер ферритных зерен и перлитных колоний находится на одном масштабном уровне (рис. 2.15, б). В этом случае упрочняющее действие перлита при повышении протяженности цементитных пластин проявляется не столько в начале пластического течения при  $\sigma_{0,2(T)}$ , сколько на равномерной стадии деформации, особенно вблизи  $\sigma_v$ , в виде существенного снижения пластических характеристик (см. рис. 2.12).

Используя такой подход, можно выделить следующие факторы, отвечающие за релаксацию упругих напряжений в феррито-перлитной смеси:

– мобильность (подвижность) дислокаций в ферритной матрице, когда доля феррита в смеси составляет  $q_f \geq 50 \%$ , или в участках избыточного феррита при  $q_f < 50 \%$ ;

– возникновение очаговых трещин, размер которых зависит от формы, размера  $d_n$  и дисперсности перлитных (карбидных) частиц.

На равномерной стадии пластическая деформация протекает в феррите и феррите перлита, поэтому характеристики пластичности ( $\delta_p$ ,  $\sigma_{0,2}/\sigma_v$ ,  $n$ ) определяется количеством феррита и мобильностью дислокаций в нем.

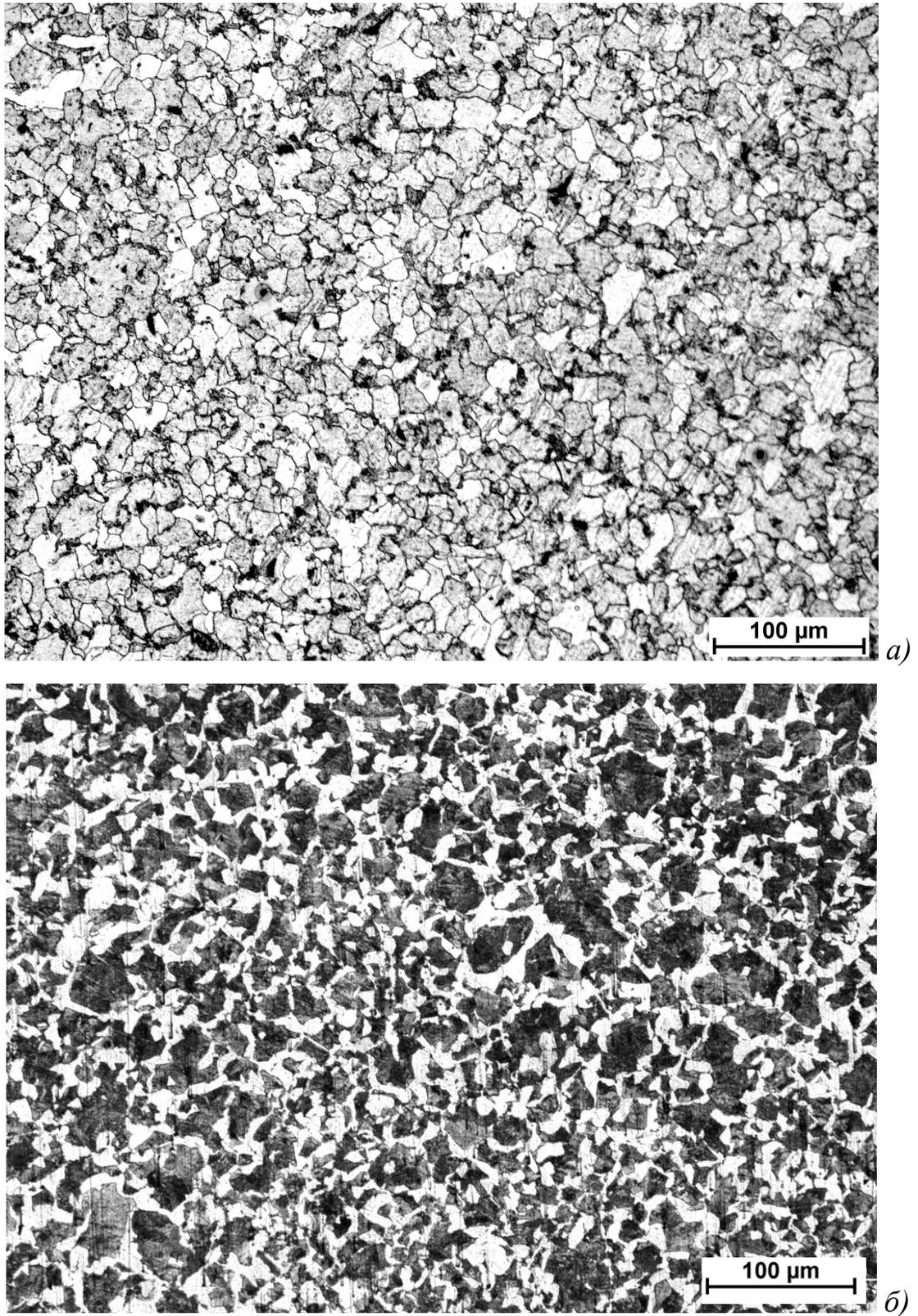


Рис. 2.15. Матричная (а) и статистическая (б) микроструктура в конструкционных сталях после нормализации:

а) – сталь 09Г2С, б) – сталь 37Г2С.

Индикатором состояния феррита является и соотношение  $\sigma_T/\sigma_B$ , в котором временное сопротивление  $\sigma_B$  более инертно к действию упрочняющих факторов по сравнению с пределом текучести  $\sigma_{0,2(T)}$  и зависит, главным образом, от количества перлитной составляющей в смеси для сталей с близкими по содержанию углерода композициями. Сопоставление кривых  $\sigma = f(\delta)$  свидетельствует о том, что уровень  $\sigma_B$  зависит от объемной доли перлита, например, при переходе от стали 09Г2С к 37Г2С (кривые 1 и 2 на рис. 2.12), либо при появлении низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита (чаще, бейнита), например, при сравнении сталей 37Г2С и 37ХГФМ (кривые 2 и 3 на рис. 2.12).

На рис. 2.16 обобщены результаты нашего анализа механических свойств изученных трубных сталей с разными типами структурно-фазовых состояний, полученных нормализацией (горячей прокаткой) и термоулучшением (закалкой с последующим высоким отпуском при  $t_{отп} = 600-650^\circ\text{C}$ ) (см. табл. 2.6). Низкоуглеродистые стали с матричной структурой типа I, в которых доля феррита в смеси превышала 80 %, обладают высокой равномерной пластичностью ( $n = 0,23-0,26$ ) при достаточно низком соотношении  $\sigma_T/\sigma_B = 0,65-0,70$  (рис. 2.16, а).

Повышение содержания углерода приводит к снижению доли ферритной составляющей в смеси и смене типа структуры с матричной на статистическую (рис. 2.15) – способность металла к деформационному упрочнению существенно падает до  $n = 0,10-0,17$  при  $\sigma_T/\sigma_B = 0,60-0,75$ . Превышение уровня  $\sigma_T/\sigma_B > 0,70$  связано с дисперсионным упрочнением феррита при микролегировании исследованных сталей V и Nb (стали 38Г2СФ, 37ХГФ, 37ХГБ и др.) – широко используемым технологическим приемом при изготовлении сталей повышенных классов прочности [49, 55].

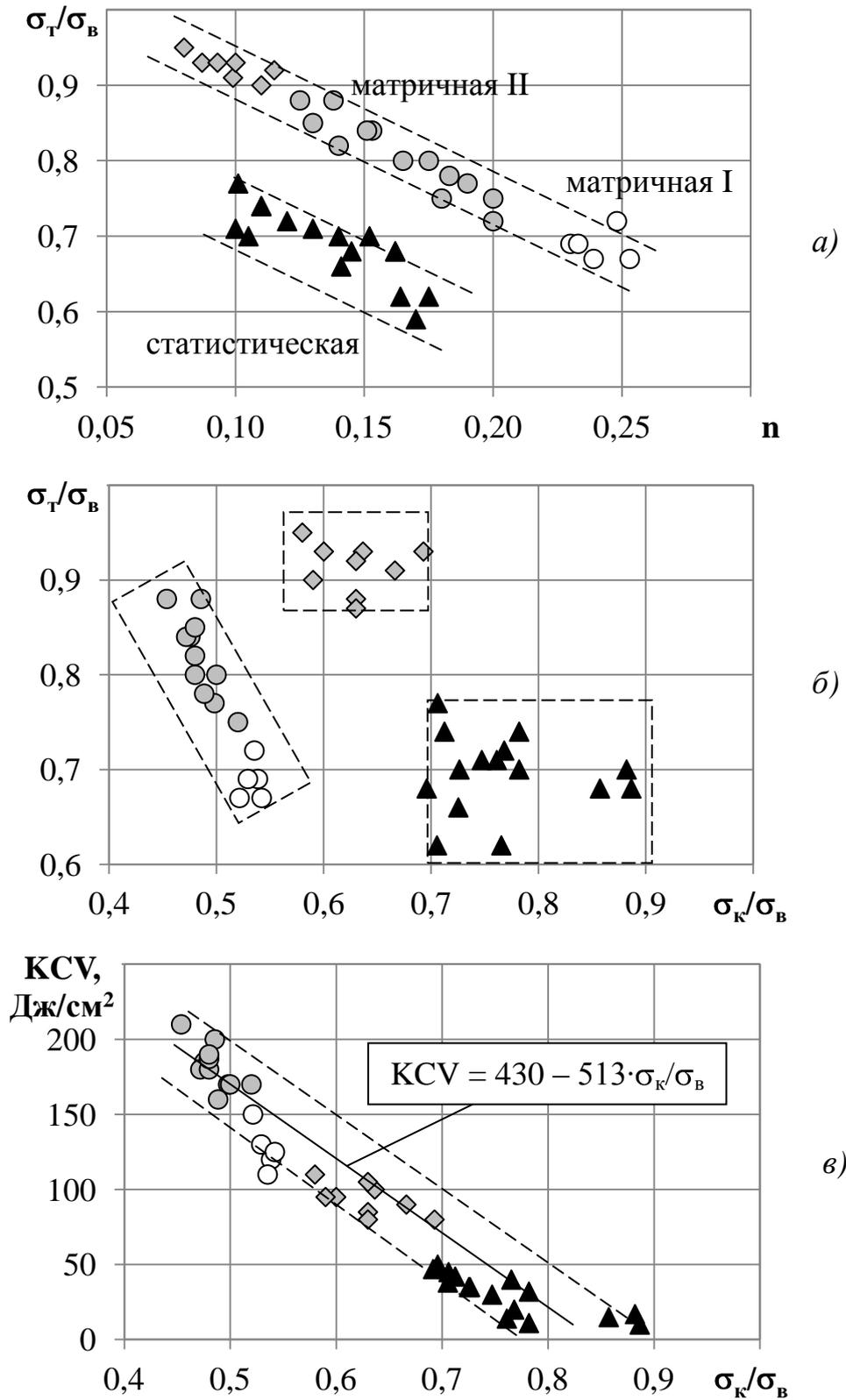


Рис. 2.16. Влияние на пластические свойства ( $\sigma_T/\sigma_B$ ,  $n$ ,  $\sigma_K/\sigma_B$ ) и ударную вязкость (KCV) сталей типа структурно-фазового состояния:

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

Так, термоулучшение исследованных сталей приводит возрастанию величины  $\sigma_T/\sigma_B$  вплоть до 0,72-0,88 для низкоуглеродистых сталей и 0,90-0,95 для среднеуглеродистых сталей, при этом способность феррита к деформационному упрочнению снижается ( $n = 0,13-0,20$  и  $0,07-0,12$ , соответственно, см. рис. 2.16) вследствие снижения мобильности дислокаций  $M_d$  при их закреплении карбидными частицами.

Поведение исследованных сталей на сосредоточенной стадии, когда активную роль в релаксации упругих напряжений играет образование трещин, определяется размером  $l_T$  очаговых трещин и их плотностью  $\rho_T$  в деформируемом объеме металла [54]. Так, самая низкая сосредоточенная пластичность ( $\sigma_K/\sigma_B = 0,70-0,90$ ) наблюдается для среднеуглеродистых сталей типа 37Г2С после нормализации (доля перлита  $q_p \geq 50\%$ ) при крайне высокой протяженности цементитных пластин, являющихся местами зарождения очаговых трещин (рис. 2.16, б). Снижение остроты и уменьшение размера цементитных частиц (концентраторов напряжений) в ферритной матрице при термоулучшении среднеуглеродистых сталей повышает способность металла к пластической деформации на сосредоточенной стадии растяжения ( $\sigma_K/\sigma_B = 0,58-0,70$ ).

Сравнение результатов испытаний на растяжение и ударный изгиб свидетельствует о том, что между отношением  $\sigma_K/\sigma_B$  и величиной KCV наблюдается корреляция, близкая к линейной (см. рис. 2.16, в). Это позволяет использовать сосредоточенное относительное сужение  $\psi_c$  и отношение  $\sigma_K/\sigma_B$  для оценки вязкости (трещиностойкости) сталей с феррито-перлитной структурой.

Анализ кривых растяжения образцов исследованных сталей на сосредоточенной стадии деформации свидетельствует о том, что ход кривых на ниспадающих участках подобен, а влияние структурно-фазового состояния (предыстории образцов) проявляется в смещении кривых по оси

относительного удлинения  $\delta$  (времени деформации  $\tau$ ), что позволило выделить типичные для всех образцов периоды (рис. 2.17).

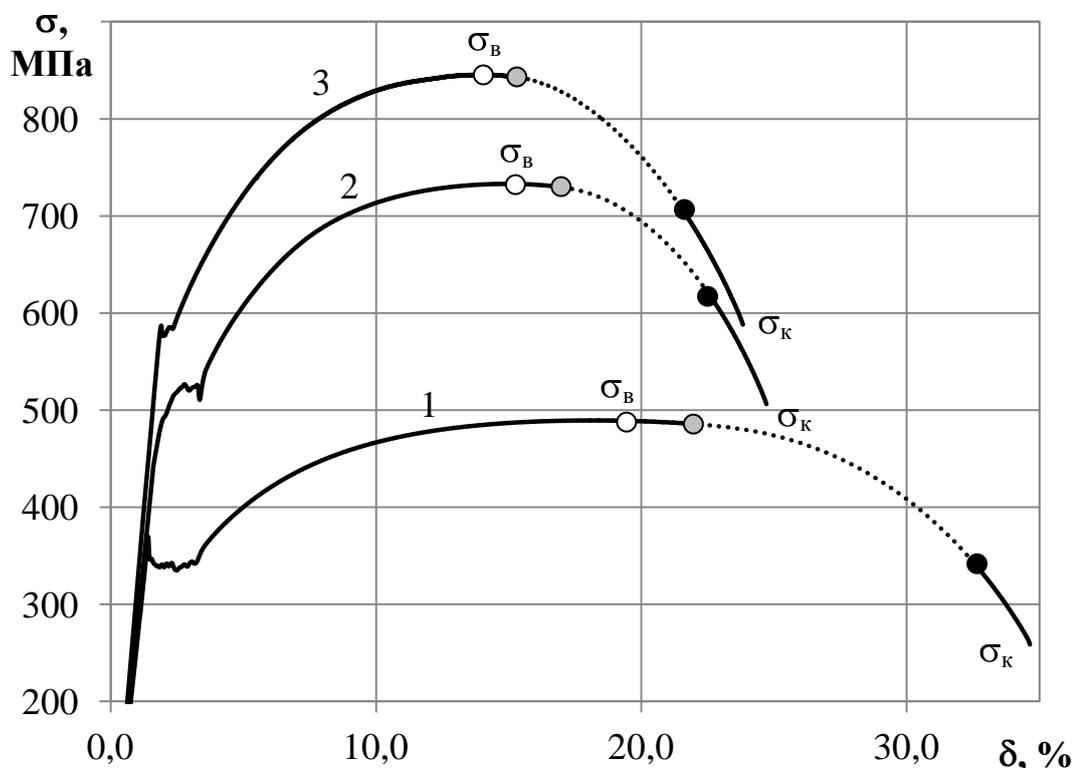


Рис. 2.17. Диаграммы растяжения образцов сталей 09Г2С (обр. 1), 37Г2С (обр. 2) и 37ХГФМ (обр. 3) в нормализованном состоянии начало периодов сосредоточенной стадии:  $\circ - \delta_c^{Iн}$ ;  $\bullet - \delta_c^{IIн}$ ;  $\bullet - \delta_c^{IIIн}$ .

Примыкающий к  $\sigma_B$  период I ( $\delta_c^I$ ) выглядит в виде почти горизонтального прямого участка, протяженность которого снижается с повышением временного сопротивления (табл. 2.7). У пластичного образца 1 стали 09Г2С горизонтальный участок в конце равномерной стадии продолжается на периоде I сосредоточенной стадии, а слабое падение напряжения  $\Delta\sigma/\Delta\delta$  свидетельствует о функционировании примерно в тех же масштабах однотипных процессов. Наряду с этим на периоде I формируется,

очевидно, магистральная трещина, но, судя по замедленному падению напряжения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_I < 2,0$  МПа/% (табл. 2.7) ее рост незначителен и не контролирует ход кривой растяжения.

Таблица 2.7

Механические свойства сталей в нормализованном состоянии  
на сосредоточенной стадии растяжения

№ обр.	Сталь	период I		период II			период III			
		$\sigma_b$ , МПа	$\delta_c^I$ , %	$\sigma_{II}$ , МПа	$\delta_c^{II}$ , %	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$ , МПа/%	$\sigma_{III}$ , МПа	$\delta_c^{III}$ , %	$\sigma_k$ , МПа	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{III}$ , МПа/%
1	09Г2С	490	4,0	485	10,5	13,3	345	2,3	260	37
2	37Г2С	735	2,0	730	5,5	20,0	620	2,5	505	46
3	37ХГФМ	845	1,0	840	6,5	20,8	705	2,5	590	46

По влиянию на свойства образцов, чувствительности к их состоянию, период II, контролируемый распространением магистральной трещины (МТр), является основным. Из табл. 2.7 видно, что у исследованных образцов со снижением пластичности и ростом  $\sigma_b$  и  $\sigma_{II}$  протяженность периода II ( $\delta_c^{II}$ ) уменьшается почти в два раза, а темп падения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$ , наоборот, возрастает ~ в 1,5 раза.

Для сравнительно небольшого периода III ( $\delta_c^{III} \sim 2,5$  %) типичны крайне высокая скорость падения напряжения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{III}$  и высокая чувствительность напряжения разрушения  $\sigma_k$  к охрупчивающему действию перлита (табл. 2.7), что делает  $\sigma_k$  одним из основных параметров пластичности.

Магистральная трещина зарождается в центральной области растягиваемого образца и растет к его поверхности, образуя три зоны излома [13]. В силу различия напряженного состояния в каждой области (зоне) движение МТр происходит по различным механизмам (скоростям).

Это позволяет считать, что периоды сосредоточенной стадии, различающиеся по скорости и интенсивности падения напряжения ( $\Delta\sigma/\Delta t$  или  $\Delta\sigma/\Delta\delta$ ), соответствуют зонам излома: период I – центральной (волокнуистой)  $R_v$ , период II – радиальной  $R_p$ , период III – губам среза  $R_\lambda$  (рис. 2.18). Следовательно, параметры каждого периода, как и вид (рельеф) зон излома, характеризуют тип МТр (пластичность образца). Так, у образца 3 крайне малая величина  $\delta_c^I$  и относительно высокий темп падения напряжения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$  свидетельствуют о большой хрупкой составляющей МТр.

В пределах периода III, когда формируются губы среза в приповерхностной области в силу двухосного напряженного состояния, МТр всегда вязкая [15]. В то же время параметры периода II – его начало  $\delta_c^{III}$  и окончание  $\delta_c^{IIk}$ , скорость  $(\Delta\sigma/\Delta t)_{II}$  и интенсивность  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$  падения напряжения, характеризуют уровень пластичности и трещиностойкости образца.

Это показывает, что период II (радиальная зона излома  $R_p$ ) сосредоточенной стадии растяжения, как и зона хрупкого квадрата при испытаниях на ударный изгиб, наиболее слабо зависящий от инструментальных факторов, является наиболее представительным для оценки пластичности (вязкости растяжения) образцов.

Из рассмотрения деформации образца при растяжении как многостадийного процесса вытекает, что компонента пластичности на каждой стадии  $\delta_i$  связана с реализацией определенных механизмов и ее величина определяется структурно-фазовым состоянием металла (рис. 2.19).

Протяженность равномерной стадии  $\delta_p$  ( $\delta_p^{CT}$ ), как и небольшого по величине линейного периода  $\delta_p^L$ , высоко чувствительна к исходному структурно-фазовому состоянию металла и падает на  $\sim 10\%$  при повышении доли перлита от 15 (в стали 09Г2С) до 70 % (в стали 37Г2С). При этом появление бейнита в структуре стали 37ХГФМ после охлаждения на воздухе практически не приводит к уменьшению пластичности (обр. 3 на рис. 2.19).

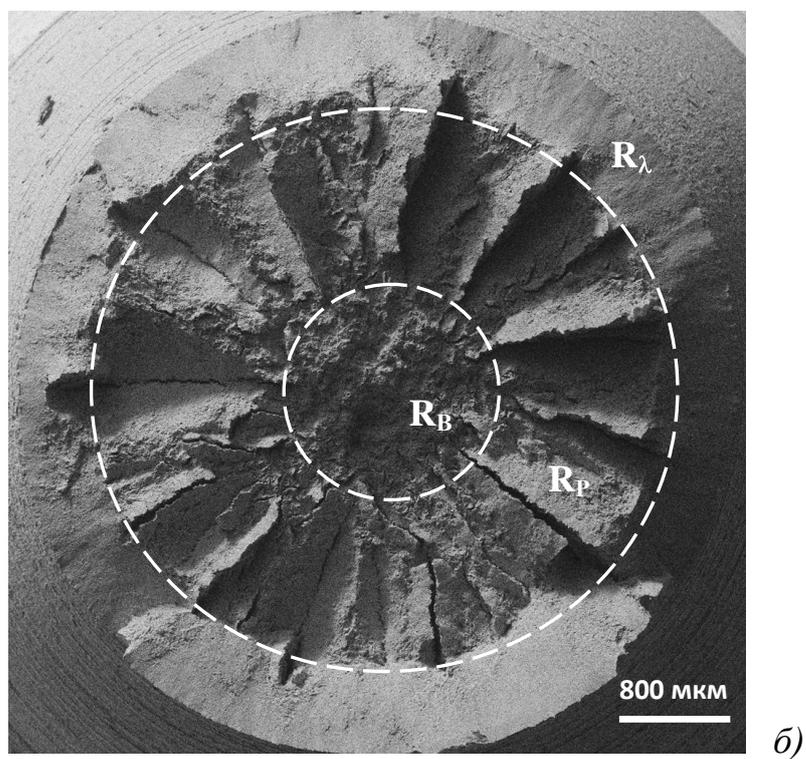
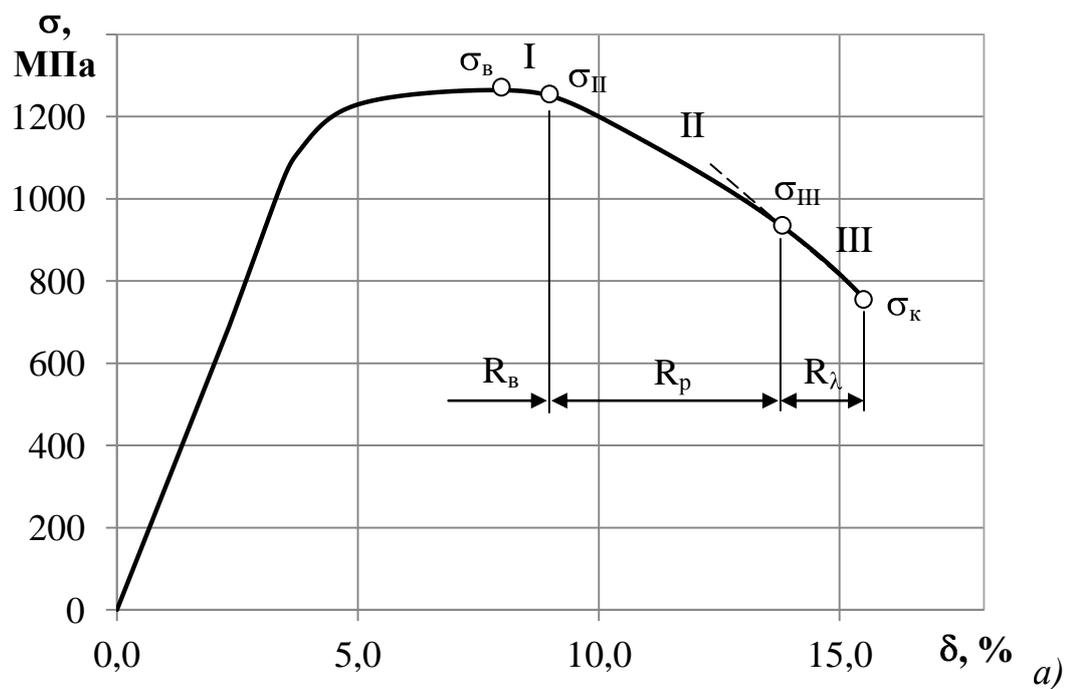


Рис. 2.18. Периоды I, II, III на сосредоточенной стадии деформации (а) и соответствующие им зоны разрушения на поверхности излома (б) образца стали 20X3 после термоулучшения.

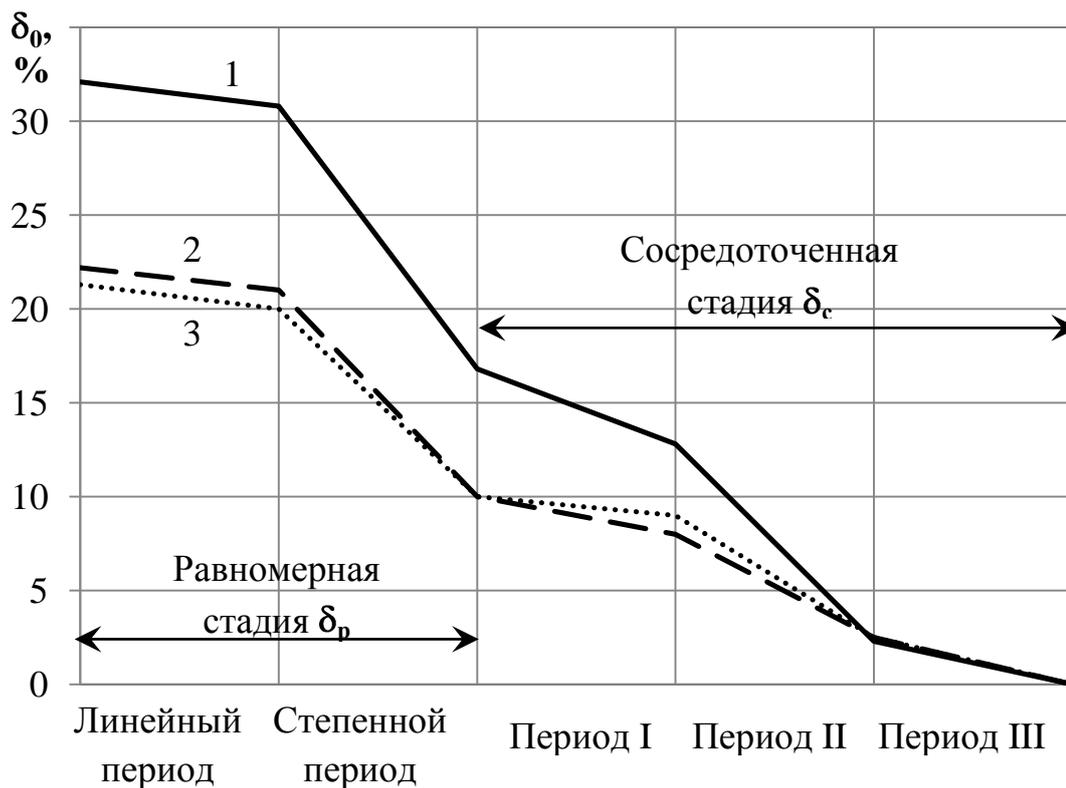


Рис. 2.19. Компоненты пластичности  $\delta_0$  на отдельных периодах растяжения образцов (см. рис. 2.12) сталей 09Г2С (обр. 1), 37Г2С (обр. 2) и 37ХГФМ (обр. 3).

На периодах I и II сосредоточенной стадии картина снижения пластичности остается прежней: образец стали 09Г2С, имея более высокий ресурс пластичности  $\delta$ , расходует ее более интенсивно по сравнению с образцами сталей 37Г2С и 37ХГФМ. В дальнейшем на периоде III снижение пластических характеристик сталей происходит с одной интенсивностью (рис. 2.19).

## Заключение

Результаты испытаний на растяжение образцов сталей 09Г2С и 37Г2С показали, что использование перлитного механизма упрочнения для повышения конструкционной прочности сталей в горячекатаном (нормализованном) состоянии является малоэффективным, поскольку одновременно со сравнительно небольшим повышением прочностных свойств ( $\Delta\sigma_{0,2} \sim 180-200$  МПа,  $\Delta\sigma_{\text{в}} \sim 220-250$  МПа) происходит существенное снижение вязко-пластических свойств сталей ( $\Delta\delta_{\text{р}} \sim 4-5$  %,  $\Delta\delta \sim 10-12$  %,  $\Delta\text{KCV} \sim 100-120$  Дж/см<sup>2</sup>). Однако перлит является неизбежной структурной составляющей для крайне большой (~ 20 млн. тонн в России и ~ 765 млн. тонн в мире) группы горячекатаных изделий с феррито-перлитной структурой.

Анализ механических свойств и структуры широкого круга низко- и среднеуглеродистых трубных сталей (09Г2С, 37Г2С, 37ХГФ и др.) в горячекатаном (нормализованном) состоянии свидетельствует о том, что предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и ударная вязкость KCV являются свойствами, лимитирующими достижение заданного уровня механических свойств, тогда как уровень остальных регламентируемых характеристик ( $\sigma_{\text{в}}$ ,  $\delta$ ) превышает эти требования.

В отсутствие других упрочнителей роль перлита в повышении предела текучести среднеуглеродистых сталей ( $\Delta\sigma_{\text{п}} \sim 200-250$  МПа) заключается в том, что перлитные колонии воспринимают упругие напряжения и сдвигают начало пластического течения в сторону бóльших напряжений. Так, величина перлитного упрочнения (охрупчивания) при повышении доли перлита от 15 до 70 % в сталях 09Г2С и 37Г2С составила  $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_{\text{р}} \sim 40-45$  МПа, что сопоставимо по величине с дислокационным упрочнением. В то же время появление при охлаждении на воздухе ~ 5-10 % бейнита в стали 37ХГФМ

приводит к повышению предела прочности  $\Delta\sigma_B = 50$  МПа при сохранении предела текучести на уровне  $\sigma_T = 580$  МПа.

Охрупчивающее действие перлита проявляется через действие внутренних напряжений  $\sigma_{эфф}$ , возникающих на границах зерен и межфазных границах «феррит-цементит» и снижающих способность ферритной матрицы к аннигиляционной релаксации. Как показала оценка пластических свойств образцов нормализованных сталей 09Г2С и 37Г2С на разных стадиях/периодах растяжения, повышение доли перлита от 15 до 70 % приводит не только к снижению равномерной и сосредоточенной пластичности ( $\Delta\delta_p = 4,5$  %,  $\Delta\delta_c = 8,5$  %,  $K_c = \delta_c/\delta = 0,45-0,50$ ), но, в значительной мере, к изменению параметров текучести на кривых растяжения: повышению темпа упрочнения на степенном периоде равномерной стадии  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст} = 7,4 \rightarrow 13,4$  МПа/%, прочностных характеристик ( $\sigma_k = 260 \rightarrow 505$  МПа,  $\sigma_k/\sigma_B = 0,53 \rightarrow 0,69$ ) и темпа падения напряжения  $((\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II} = 9,1 \rightarrow 12,5$  МПа/%,  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{III} = 40 \rightarrow 58$  МПа/%) на сосредоточенной стадии. Экспериментально найденная для широкого круга конструкционных сталей линейная корреляция  $KCV = 430 - 513 \cdot \sigma_k/\sigma_B$  позволяет использовать выделенные параметры текучести при растяжении для оценки вязкости (трещиностойкости) сталей с перлитным упрочнением.

Целенаправленное управление комплексом механических свойств сталей с перлитным упрочнением необходимо осуществлять через изменение количества и морфологии перлитных колоний (их размера и дисперсности) путем воздействия на распад переохлажденного аустенита в области диффузионного превращения при регламентированном охлаждении на воздухе ( $V_{охл} \sim 3$  °С/с). Построение термокинетических диаграмм (ТКД) распада переохлажденного аустенита методом объемной торцевой закалки позволило определить влияние химического состава и параметров обработки (температуры конца прокатки и степени деформации) на устойчивость переохлажденного аустенита (УПА) по I ступени среднеуглеродистых

трубных сталей (37Г2С, 37ХГ, 37ХГМ, 48Г2Б). Так, повышение содержания углерода с 0,37 до 0,48 %, добавка ~ 0,2 % Мо, повышение температуры аустенитизации ( $t_{\text{ауст}} = 850 \rightarrow 1000^{\circ}\text{C}$ ) увеличивают на 15-30% устойчивость переохлажденного аустенита УПА по I ступени. Горячая пластическая деформация ( $\varepsilon \sim 15\%$ ) при  $t > A_{r3}$ , наоборот, снижает УПА как по феррито-перлитному, так и по бейнитному механизму распада: для сталей 37Г2С, 48Г2БМ и 37ХГМ смещение обеих областей влево на ТКД составило ~ 10 %.

Нивелировать отрицательное влияние перлита на уровень вязко-пластических свойств феррито-перлитных сталей позволяет уменьшение размера цементитных частиц либо при термомеханической обработке за счет микролегирования V, Nb, Ti, либо при термической обработке (термоулучшении). Изменение формы цементитных частиц от пластинчатой к сферической при термоулучшении приводит к повышению ударной вязкости низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С на 100-150 Дж/см<sup>2</sup>, среднеуглеродистых сталей типа 37Г2С на 50-70 Дж/см<sup>2</sup>.

### 3. ПЛАСТИЧНОСТЬ И ВЯЗКОСТЬ ФЕРРИТО-БЕЙНИТНЫХ/МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Проведенный в главе 2 анализ механического поведения низко- и среднеуглеродистых сталей показал, что повышение доли перлита в феррито-перлитной смеси малоэффективно с позиции повышения конструкционной прочности: в этом случае прирост прочностных свойств сопровождается существенным снижением ресурса пластичности, а большая протяженность цементитных пластин не позволяет достигать высокого уровня ударной вязкости.

Прецизионное действие нескольких механизмов упрочнения реализовано в ультрамелкозернистых сверхнизкоуглеродистых сталях типа 08Г2Б (X80) с феррито-бейнитной/мартенситной структурой, у которых отсутствие перлита за счет выбора композиции стали и параметров контролируемой прокатки и ускоренного последеформационного охлаждения (КПУО), а также чистота по примесным атомам и неметаллическим включениям позволили достичь крайне высокой конструктивной прочности [59-61]. В данных сталях происходит «перераспределение», как в композите, функций между структурными составляющими: пластичность обусловлена сравнительно мягкой ферритной основой стали и более прочными, но обладающими повышенной деформируемостью, кристаллами сверхнизкоуглеродистого бейнита (мартенсита), а прочность – малым размером зерен (субзерен) феррита с дозированным дисперсионным упрочнением и повышенной плотностью дислокаций в сдвиговых продуктах превращения аустенита [26, 62]. В результате образования такой «композитной» структуры после КПУО стали X80 обладают сверхнизким порогом хладноломкости, а эксплуатационная надежность изготовленных из таких сталей изделий, в частности

магистральных трубопроводов, определяется, в первую очередь, преимущественно вязким разрушением [24, 63, 64].

Целью настоящей главы явилось изучение структуры и комплекса прочностных и вязко-пластических свойств сталей X80 и отыскание на этой основе новых подходов в оценке запаса пластичности и вязкости металла при заданном уровне прочностных свойств высоковязких сталей.

### 3.1. Структура и дисперсные фазы

Главной особенностью химического состава сталей X80 является сверхнизкое содержание углерода (0,05-0,08 %) для исключения перлита и замены его бескарбидным бейнитом (мартенситом) (табл. 3.1). При этом почти весь углерод связан в специальные карбиды типа MeC за счет микродобавок сильных карбидообразователей V, Nb, Ti, содержание которых в стали не превышает в сумме 0,15 % и направлено на подавление роста зерна и дисперсионное упрочнение стали [65, 66].

Таблица 3.1

Химический состав исследованных сталей класса прочности X80, масс.%

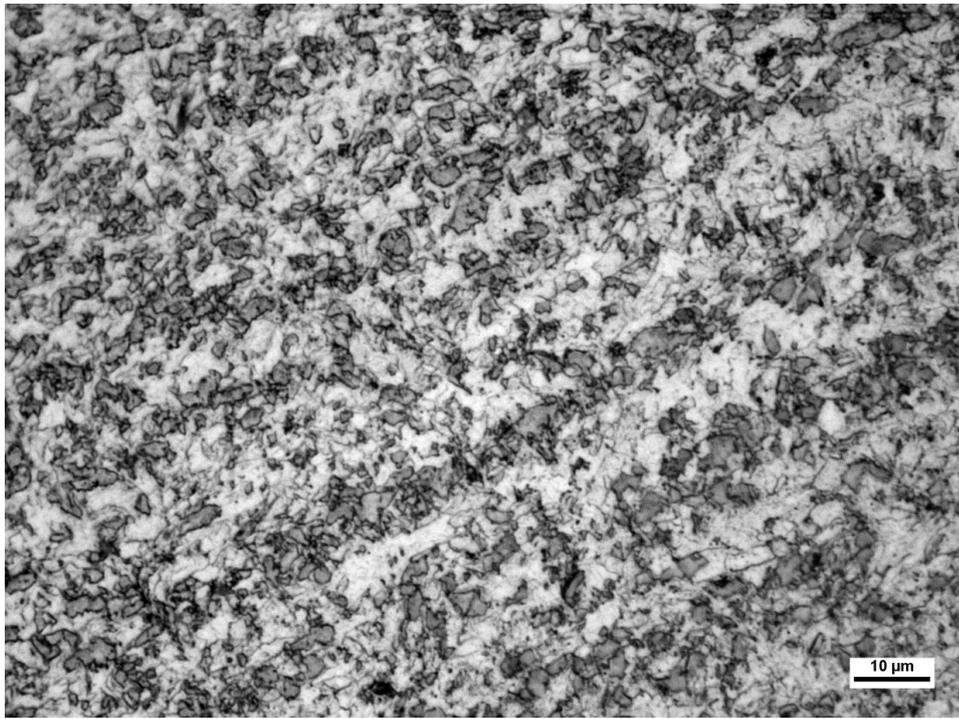
Сталь	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Mo
1	0,08	1,85	0,39	0,001	0,013	0,02	0,05	0,02	0,17	0,22	0,19	0,13
2	0,05	1,87	0,10	0,004	0,007	–	0,02	0,02	0,49	0,63	0,26	–
3	0,06	1,69	0,20	0,002	0,006	0,04	0,07	0,02	0,06	0,22	0,03	0,21
4	0,05	1,81	0,20	0,008	0,014	0,02	0,05	0,02	0,24	0,35	0,04	0,22
5	0,05	1,81	0,21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

Как показали наши исследования, добавки меди так же могут привести к дисперсионному упрочнению, так как медь выделяется в чистом виде в интервале температур бейнитного превращения ( $550-350^{\circ}\text{C}$ ) на дислокациях внутри ферритных и бейнитных зерен [67].

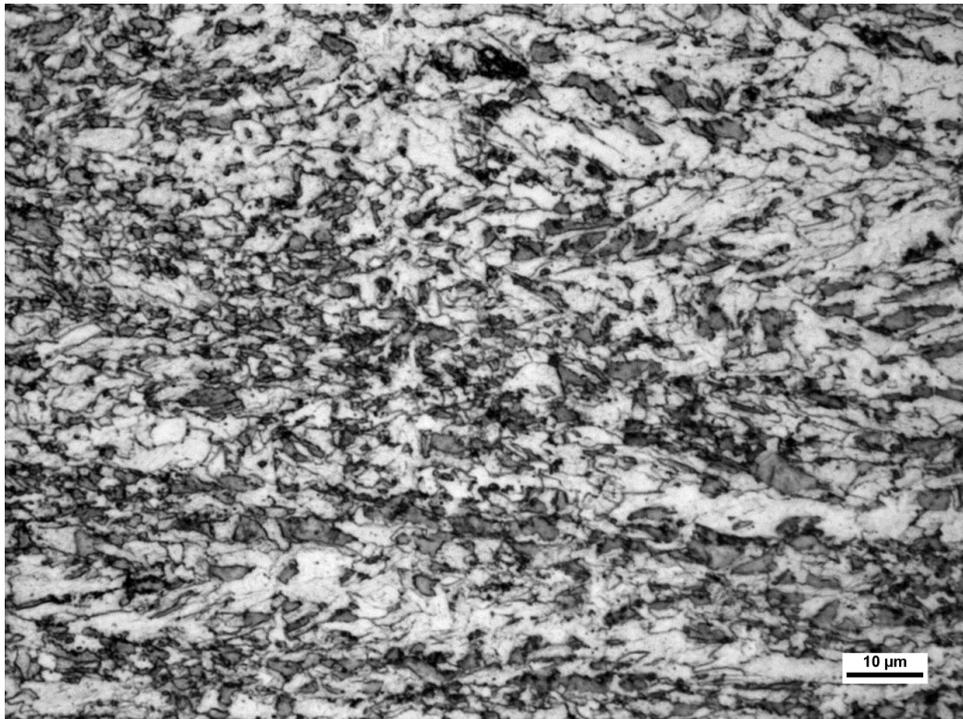
При столь низком содержании углерода необходимая устойчивость переохлажденного аустенита обеспечивается добавкой  $\sim 1,7-1,8\%$  Mn,  $0,1-0,2\%$  Mo,  $0,1-0,2\%$  Cr,  $0,3-0,6\%$  Ni. Ускоренное последеформационное спрейерное охлаждение со скоростью  $12-20^{\circ}\text{C}/\text{с}$  позволяет сформировать гетерофазную структуру, состоящую из полигонального феррита и бейнита (речного феррита) и/или мартенсита при большей интенсивности охлаждения [68].

Микроструктура стали 2 представляет собой дисперсную смесь ферритных зерен (слаботравящихся и поэтому выглядящих на оптических снимках белыми участками) и низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита (более темнотравящиеся участки), равноосная форма, малый размер ( $d = 3-5$  мкм) и микротвердость ( $\text{HV}_{\mu} \sim 3400$  МПа) которых свидетельствует о том, что они являются частицами глобулярного (зернистого) бейнита (рис. 3.1).

Форма и размер участков сдвиговых продуктов в низкоуглеродистых сталях, подвергнутых контролируемой прокатке и ускоренному последеформационному охлаждению, чрезвычайно разнообразны и определяются многими факторами, к числу которых можно отнести температуру начала и конца прокатки, степень деформации и ее дробность, скорость охлаждения, толщину листа и др. Основными упрочняющими структурными составляющими (УСС) могут служить игольчатый, речный или глобулярный бейнит, речный или двойникованный мартенсит [69], однако более благоприятным для формирования высокого уровня вязкопластических свойств является глобулярный или зернистый бейнит.



*a)*



*б)*

Рис. 3.1. Микроструктура стали 2, металлография, x1000:  
*a)* поперек направления прокатки, *б)* вдоль направления прокатки.

На оптических изображениях микроструктуры стали поперек направления прокатки (НП) наблюдается ультрадисперсная (2-4 мкм) смесь округлых ферритных зерен и бейнитных участков (рис. 3.1, *a*). Вдоль НП распределение ферритных зерен по размеру носит бимодальный характер: наряду с достаточно равноосными частицами размером 3-4 мкм значительную долю в структуре составляют вытянутые зерна размером 6-10 мкм (рис. 3.1, *б*, рис. 3.2).

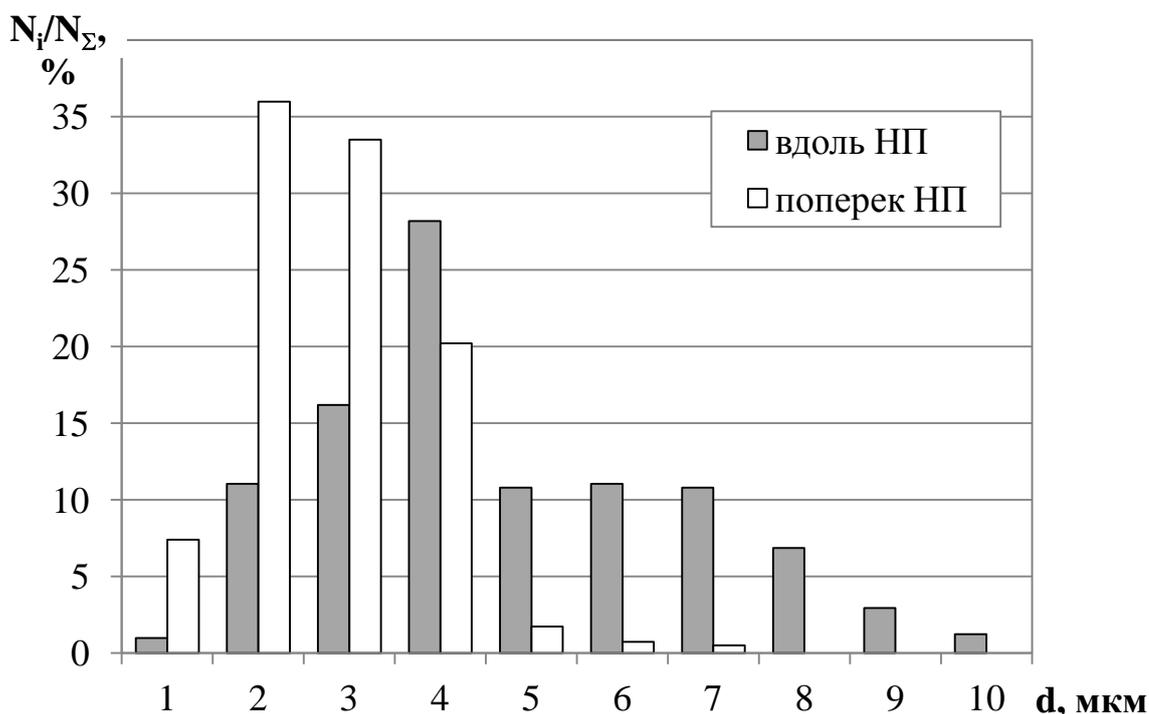


Рис. 3.2. Гистограммы распределения ферритных зерен по размеру в стали 2 вдоль и поперек направления прокатки (НП).

На более низком масштабном уровне практически во всех изученных сталях, в той или иной степени, наблюдаются полосы (шириной 3-15 мкм), ограниченные длинными слегка изогнутыми границами [70]. Они, очевидно, являются или границами вытянутых бывших аустенитных зерен, не претерпевших рекристаллизацию после окончания горячей пластической деформации листа, или границами деформационного происхождения,

формирующимися в ходе контролируемой прокатки. Об этом свидетельствуют результаты EBSD-анализа (рис. 3.3), который показал, что границы между полосами (слоями) феррита являются большеугловыми ( $\Theta = 50-60^\circ$ ), унаследованными от деформированного аустенита при охлаждении. В то же время более тонкие, иногда незамкнутые, малоугловые границы в феррите ( $\Theta < 15^\circ$ ) сформировались в результате динамической полигонизации внутри вытянутых аустенитных зерен (рис. 3.3, б).

Поскольку рост продуктов распада аустенита при последеформационном охлаждении происходил от межслоевых большеугловых границ, то полосчатая структура сталей X80 четко проявляется по расположению и вытянутости бейнито-мартенситных участков, где доля большеугловых разориентировок ( $\Theta = 85-90^\circ$ ) даже возрастает (рис. 3.3, в).

Электронномикроскопические исследования показали (рис. 3.4), что внутри зерен феррита наблюдается повышенная плотность дислокаций ( $\rho_d \sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ), унаследованных от горячедеформированного аустенита, а также возникших в ходе  $\gamma$ - $\alpha$  превращения. В реечной структуре дислокации распределены сравнительно однородно (рис. 3.3, а), а в зернах полиэдрического феррита дислокации стремятся сформировать субграницы (рис. 3.3, б). Продукты низкотемпературных сдвиговых превращений (бейнит, мартенсит) представляют собой рейки толщиной 1,0-2,5 мкм с прямыми (плоскими) границами и повышенной плотностью дислокаций ( $\rho_d \sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ) внутри них (рис. 3.4, а).

Внутри зерен феррита обнаруживаются дисперсные выделения двух морфологических типов:

- сравнительно крупные частицы размером около 200-400 нм, имеющие форму близкую к ограненной или округлой, тяготеющие к границам зерен ( $\rightarrow$  на рис. 3.4);
- наиболее дисперсные выделения размером меньше 10-15 нм, расположенные на линиях дислокаций ( $\blacklozenge \rightarrow$  на рис. 3.4).

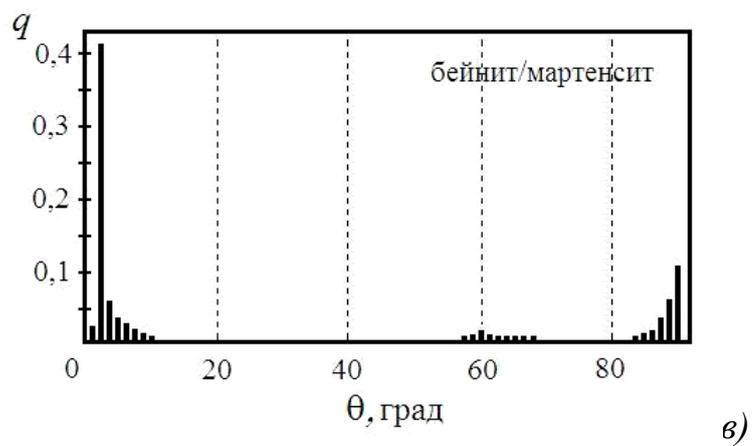
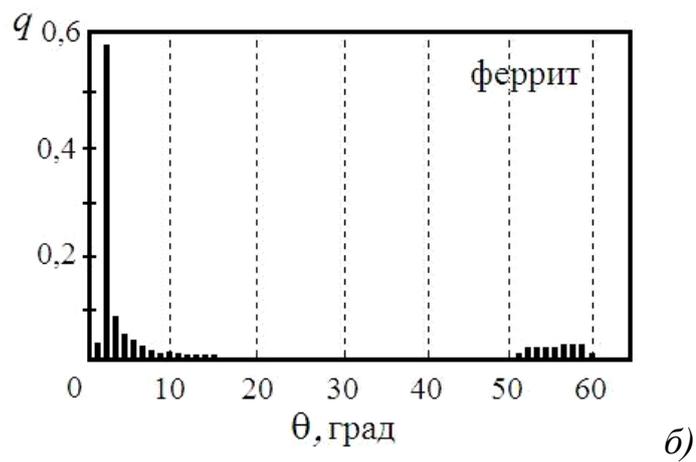
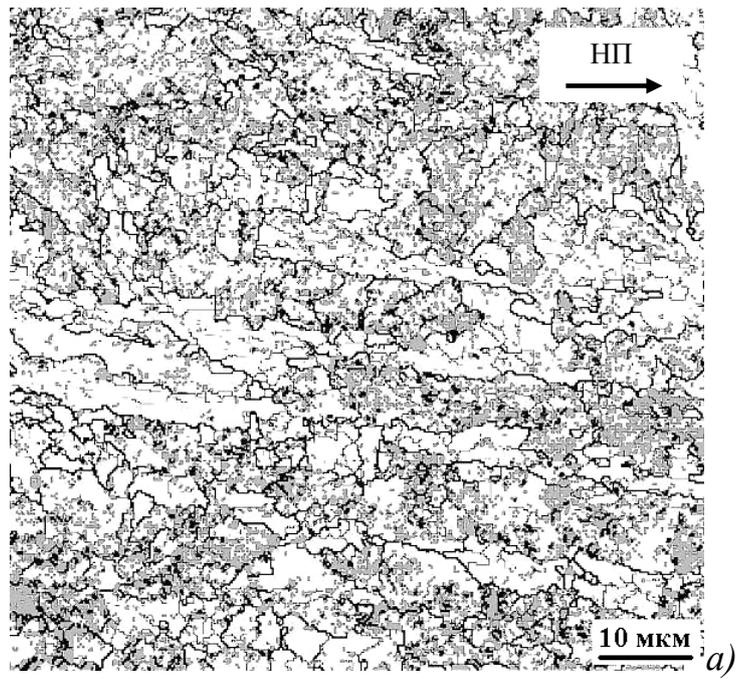


Рис. 3. Микроструктура стали 2: а) – РЭМ в режиме EBSD (белые участки – феррит, серые участки – мартенсит/бейнит); б), в) – гистограммы разориентировок  $q = q_i/q_\Sigma$  границ кристаллов.

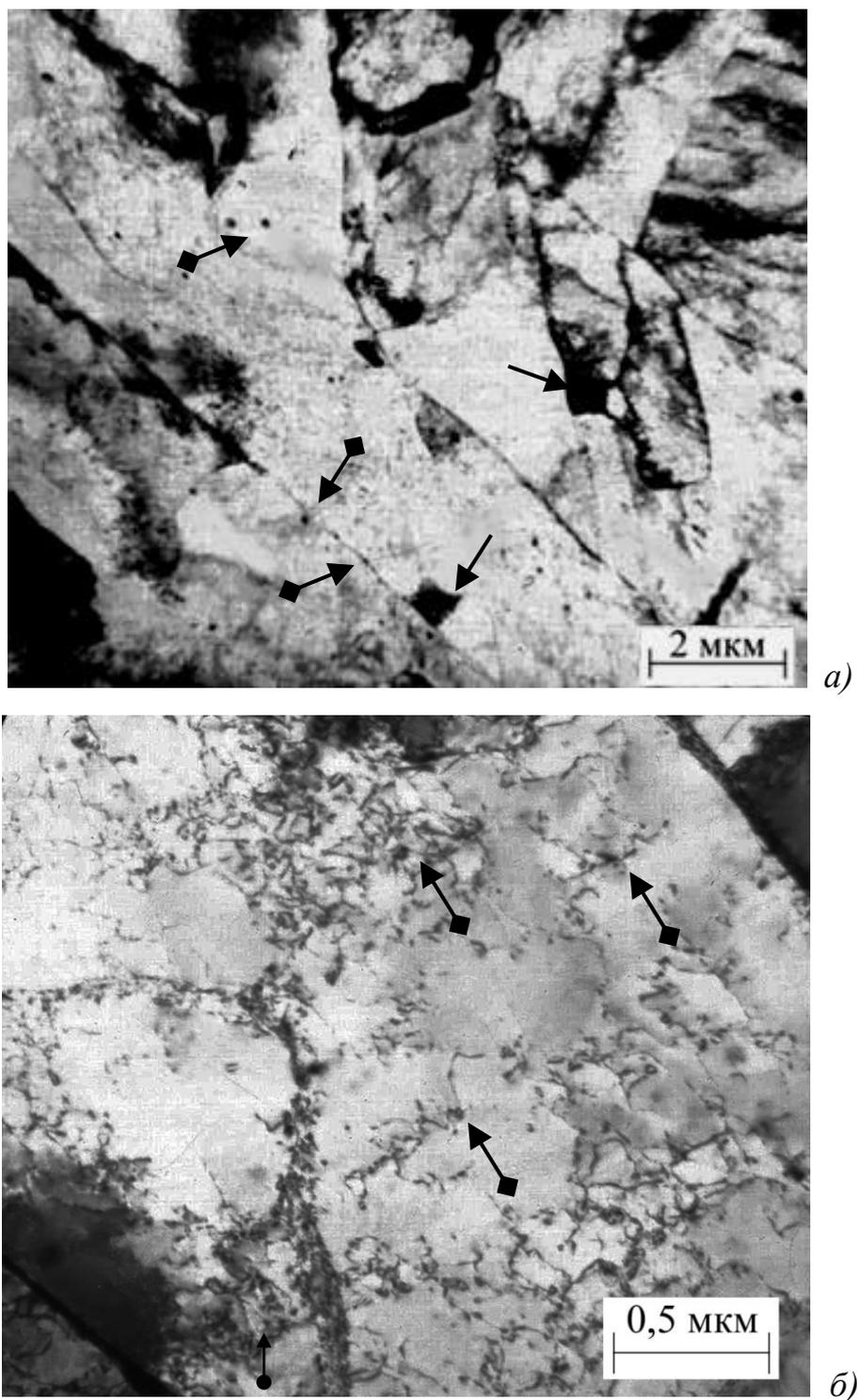


Рис. 3.4. Микроструктура стали 2, ПЭМ:

*a)* x7000, *б)* x46000.

Крупные частицы, расположенные по границам зерен (полос деформации), по данным расчета микроэлектроннограмм и микрорентгеноспектрального анализа [70] являются сложными

карбонитридами с переменным отношением Nb/Ti, которые, очевидно, выделяются в ходе горячей деформации и при последующем охлаждении в диапазоне температур 1200-700°C по границам вытянутых зерен аустенита или в их объеме на линиях дислокаций (рис. 3.5).

Поскольку титан является более сильным карбонитридообразователем, чем ниобий, то в верхней части интервала температур  $t \sim 1200-1000^\circ\text{C}$  происходит выделение частиц карбонитридов, обогащенных Ti (Nb/Ti = 0,5) (табл. 3.2). Они имеют ограниченную форму и наибольший размер. При охлаждении до более низких температур атомы титана постепенно замещаются в решетке карбонитридов атомами ниобия, о чем говорит повышение отношения  $\text{Nb/Ti} \geq 7$ .

Таблица 3.2

Данные количественного микрорентгеноспектрального анализа содержания элементов (вес. %) в локальных областях реплик от образцов сталей X80

Сталь	Участок	V	Cr	Cu	Ti	Nb	Nb/Ti
1	1	–	–	5,33	0,99	7,37	7,4
	2	0,25	0,77	11,03	0,33	2,53	7,6
4	1	–	0,39	9,55	2,58	1,85	0,5
	2	–	0,17	9,34	–	–	

В участках, где контраст на границах зерен ослаблен, обнаруживаются дисперсные (10-20 нм) частицы, выделившиеся на них. Более четко такие частицы, располагающиеся в виде цепочек, выявляются на экстракционных репликах. Индицирование электронограмм показало, что они представляют собой выделения  $\epsilon$ -фазы (Cu) (рис. 3.6). Согласно спектрограммам, содержание меди в исследованных локальных объемах меняется от минимального (~ 3%) до максимального (~20%).

Таким образом, выделение карбонитридных фаз в сталях X80 происходит в ходе контролируемой прокатки и при последующем охлаждении вплоть до  $\sim 500^{\circ}\text{C}$ , а  $\epsilon$ -фазы (чистая Cu) – и до  $\sim 300^{\circ}\text{C}$ , причем вначале по границам, а при снижении температуры и на дефектах внутри зерен.

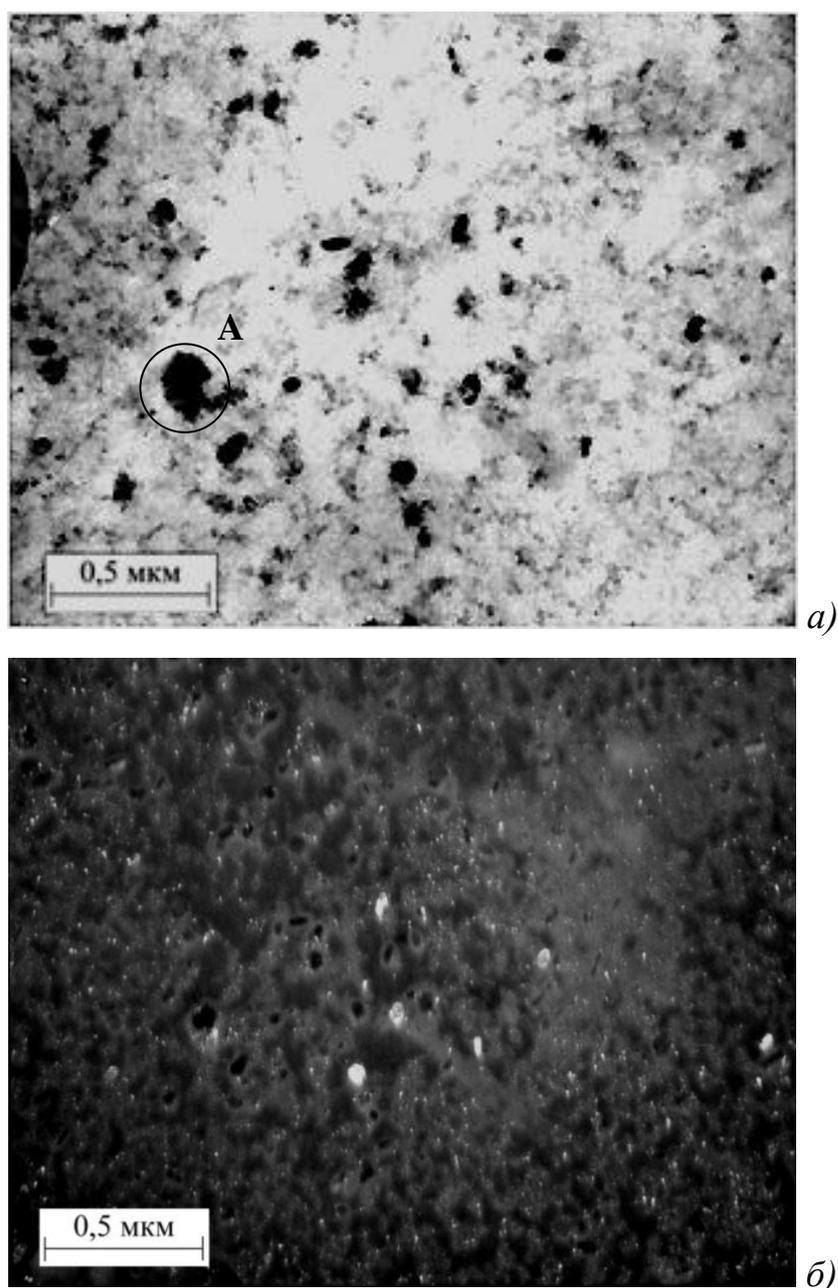


Рис. 3.5. Дисперсные выделения в стали 2 (реплика):  
*a)* – микроструктура,  $\times 48000$ ; *б)* – темнопольное изображение, снятое с области А, полученное в свете рефлекса  $200_{\text{Nb,Ti(C,N)}}$ .

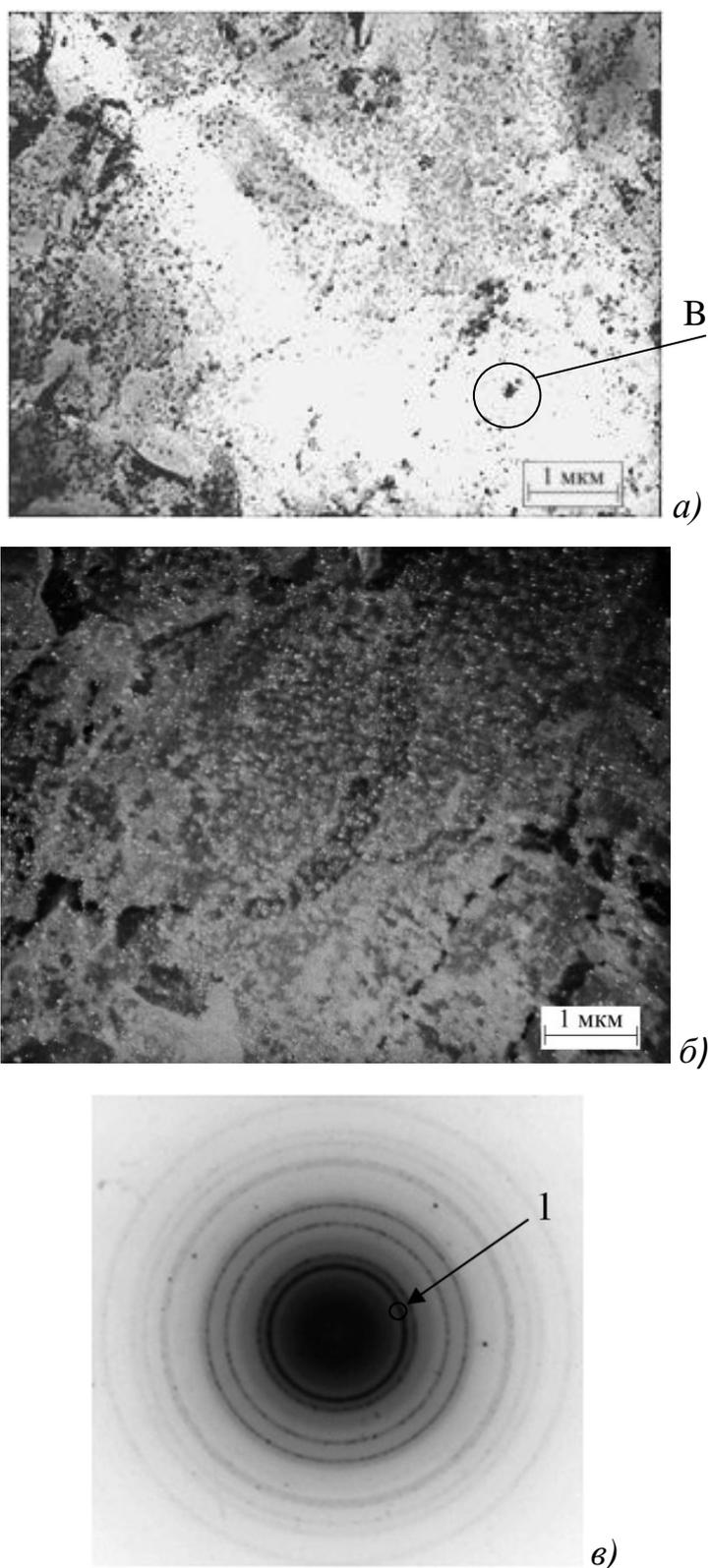


Рис. 3.6. Дисперсные выделения в стали 2 (реплика):  
*a)* – микроструктура,  $\times 17000$ ; *б)* – темнопольное изображение с области В,  
полученное в свете участка 1 на интерференционном кольце  $111_{\text{Cu}}$  ( $200_{\text{Ti(C, N)}}$ )  
электронограммы на рис. 4.6, *в)*  $\times 17000$ .

### 3.2. Изменение пластических свойств при упрочнении

Совместный анализ результатов полигонных и лабораторных испытаний показал отсутствие корреляции между композицией сталей X80 и комплексом их прочностных свойств [71]. Обращает на себя внимание тот факт, что прочностные свойства таких сталей практически всегда удовлетворяют, а некоторые даже превышают, требования для группы прочности X80 (рис. 3.7). При этом поперек НП прочность металла всегда выше ( $\Delta\sigma_T \sim 50-70$  МПа,  $\Delta\sigma_B \sim 10-30$  МПа) по сравнению с продольным направлением (рис. 3.7, а). Видно, что между пределом текучести и временным сопротивлением сталей после КПУО существует корреляция, которая удовлетворительно описывается линейной зависимостью:  $\sigma_B = 358 + 0,52\sigma_T$ .

Структурный анализ сталей X80 показал [71-73], что все они обладают крайне дисперсными продуктами распада переохлажденного аустенита: размер ферритных зерен (субзерен) составляет  $d_{\text{ф}} = 3-7$  мкм, размер бейнитных/мартенситных кристаллов –  $d_{\text{ф}} = 1-3$  мкм, что позволяет принять вклад зернограничного (субструктурного) упрочнения постоянным.

Соотношение между количеством феррита и бейнита/мартенсита тоже непостоянно: доля УСС составляет  $\sim 15-25$  %. Следовательно, различие в уровне прочностных свойств сталей X80 определяется, в первую очередь, интенсивностью последеформационного охлаждения  $V_{\text{охл}}$ . Варьирование  $V_{\text{охл}}$  позволяет регулировать как дисперсионное твердение за счет выделения (подавления выделения) частиц вторых фаз (карбидов, карбонитридов, частиц  $\varepsilon$ -Cu и т.д.), так и на упрочнение за счет повышения плотности дислокаций в ферритной матрице и УСС.

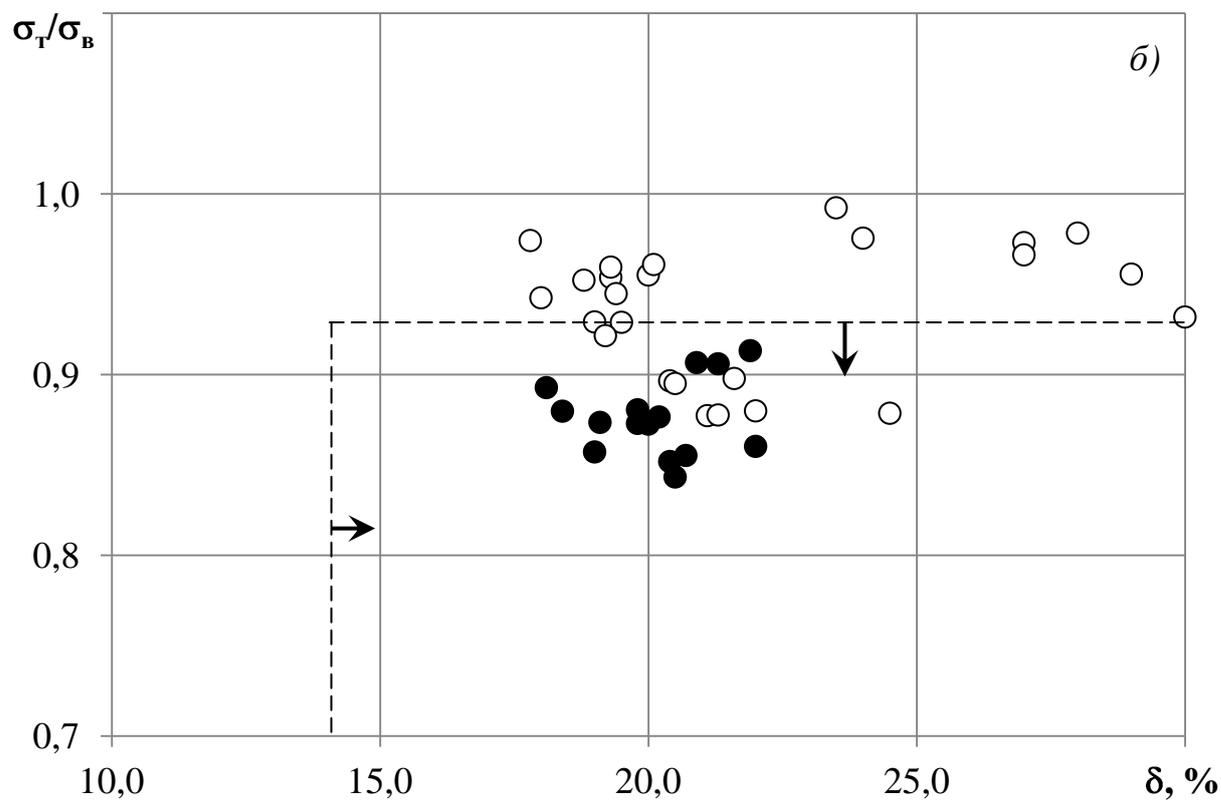
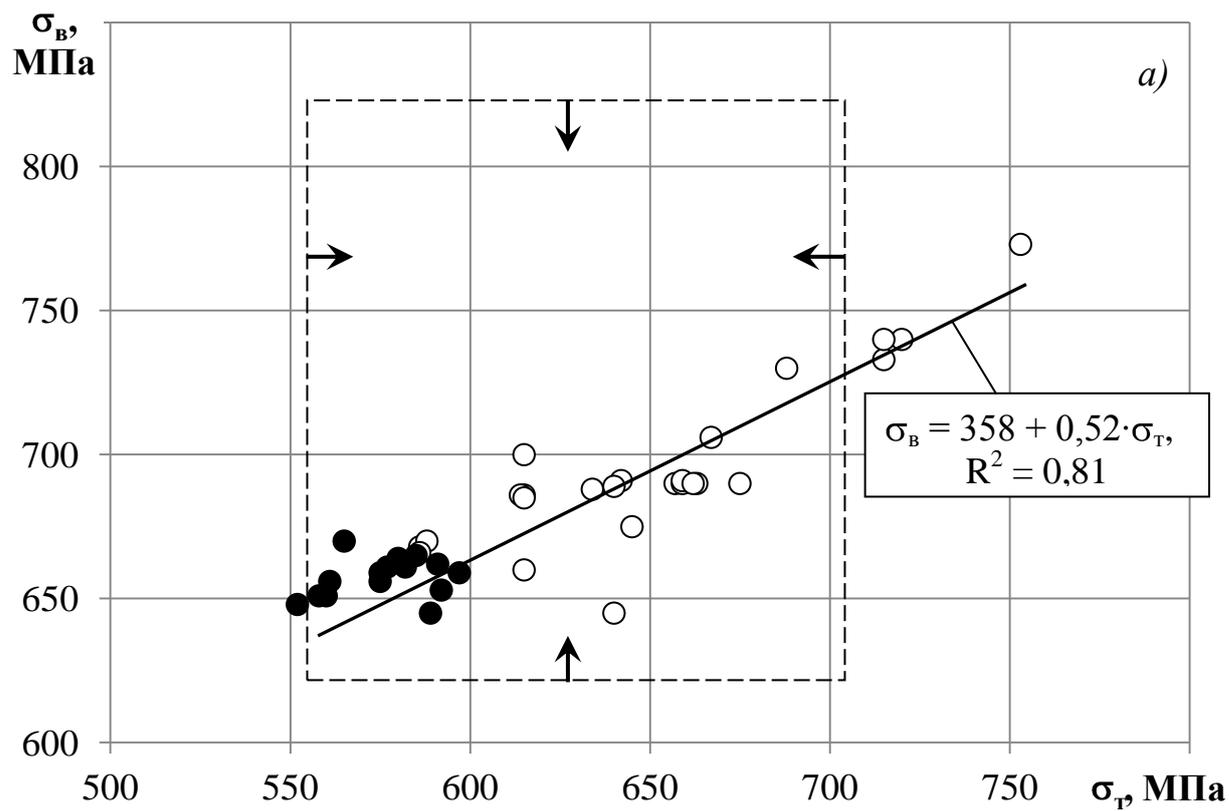


Рис. 3.7. Прочностные (а) и пластические (б) свойства исследованных сталей X80 вдоль (черные значки) и поперек (белые значки) направления прокатки, ----- требования API 5L к классу прочности X80.

При высокой  $V_{\text{охл}}$  структура стали X80 представляет собой смесь игольчатого феррита и игольчатого (реечного) бейнита, которые заменяются при снижении  $V_{\text{охл}}$  на равноосный (полигональный) феррит и глобулярный (зернистый) бейнит [69]. С этим может быть связано различие в уровне прочностных свойств сталей X80 разных производителей (рис. 3.7, а).

Запас пластичности сталей X80 довольно высок – он превышает уровень требований API 5L на ~ 5-10 % для продольных и на ~ 5-15 % для поперечных образцов (рис. 3.7, б). Однако основной особенностью структурного состояния таких сталей является чрезвычайно высокое отношение  $\sigma_T/\sigma_B$ , зачастую превышающее требование стандарта ( $\sigma_T/\sigma_B \leq 0,93$ ) и стремящееся к 1. Подобное явление сопровождается появлением на кривой растяжения зуба и/или площадки текучести и связано с эффектом деформационного старения (ЭДС) при закреплении дислокаций атомами С и карбидными частицами при недостаточной для подавления этого эффекта скоростью последеформационного охлаждения [72, 74]. Более подробно этот вопрос рассмотрен в гл. 4.

**Предел текучести.** В феррито-бейнитной смеси сталей X80 после КПУО уровень напряжения начала пластического течения (предел текучести  $\sigma_{0,2(T)}$ ) зависит от размера и структурного состояния феррита. Результаты наших структурных исследований сталей X80 нескольких производителей свидетельствуют о том, что в исходном состоянии размер ферритных зерен составляет 6-10 мкм, а субзерен – 2-4 мкм [70]. Расчет вклада зернограницного и субструктурного упрочнения в предел текучести показал, что их вклад для сталей X80 составляет 250-300 МПа (35-50 %) (табл. 3.3). Следовательно, диспергирование структуры вносит наибольший вклад в упрочнение сталей X80 (до  $\sigma_T \geq 570$  МПа). При этом наиболее оптимальное упрочнение обеспечивают субграницы с  $\Theta < 10^\circ$ , появление которых в структуре приводит к повышению предела текучести стали, но не снижает ее пластичности из-за проницаемости субграниц для скольжения дислокаций [15, 22].

Относительный вклад  $\Delta\sigma_i$  компонент упрочнения  
в предел текучести сталей X80

Компонента упрочнения	$\Delta\sigma_i$	
	МПа	%
1. Напряжение трения решетки $\sigma_0$	30	4-5
2. Твердорастворная $\Delta\sigma_{т.р}$	80-110	10-15
3. Дисперсионная $\Delta\sigma_{д.у}$	50-80	8-10
4. Зернограничная (субструктурная) $\Delta\sigma_3$	250-300	35-50
5. Дислокационная $\Delta\sigma_д$	150-220	25-30
6. Напряжение отрыва дислокаций от примесных атомов $\Delta\sigma_{отр}$	10-80	3-10

Роль дисперсионного твердения невелика ( $\Delta\sigma_{д.у} = 50-80$  МПа), поскольку упрочняющий эффект дают только карбиды Nb, Ti и, частично, V, сдерживающие динамическую рекристаллизацию при КП, а потому достаточно крупные (более 50 нм). Добавки Cu могут приводить к дополнительному упрочнению, если скорость ускоренного последеформационного охлаждения будет достаточно низка для выделения дисперсных частиц  $\epsilon$ -Cu.

Углерод, содержание которого в сталях X80 достаточно мало (0,05-0,08 масс. %), в основном связан в карбиды типа MeC, поэтому другие карбидообразующие элементы (Mn, Cr, Mo) упрочняют ферритную матрицу за счет твердорастворного механизма. Для изученных сталей величина  $\Delta\sigma_т$  составляет 84-113 МПа (табл. 3.3).

Оценка вклада дислокационного упрочнения  $\Delta\sigma_д$ , проведенная на сталях 1 и 2, показала, что плотность дислокаций в игольчатом феррите, образующемся при более высокой скорости охлаждения и более высоком уровне % C (сталь 1), составляет  $\sim 5 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup> ( $\Delta\sigma_д = 220$  МПа), тогда как в полигональном феррите (сталь 2) более чем в 2 раза меньше  $\sim 2 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>

( $\Delta\sigma_d = 150$  МПа). В случае наличия в структуре стали феррита обоих типов оценку вклада  $\Delta\sigma_d$  можно проводить аддитивно с учетом их объемной доли.

Напряжение отрыва дислокаций от примесных атомов  $\Delta\sigma_{д.с}$  сравнительно невелико (10-80 МПа) и обусловлено ЭДС, масштаб проявления которого зависит от скорости последеформационного охлаждения: чем она ниже, тем больше вероятность образования атмосфер углерода в ферритной матрице при  $t \leq 250^\circ\text{C}$  и выше  $\Delta\sigma_{д.с}$ .

Обобщение результатов механических испытаний и структурных исследований для сталей X80 показало удовлетворительное совпадение расчетных и экспериментальных значений предела текучести (рис. 3.8).

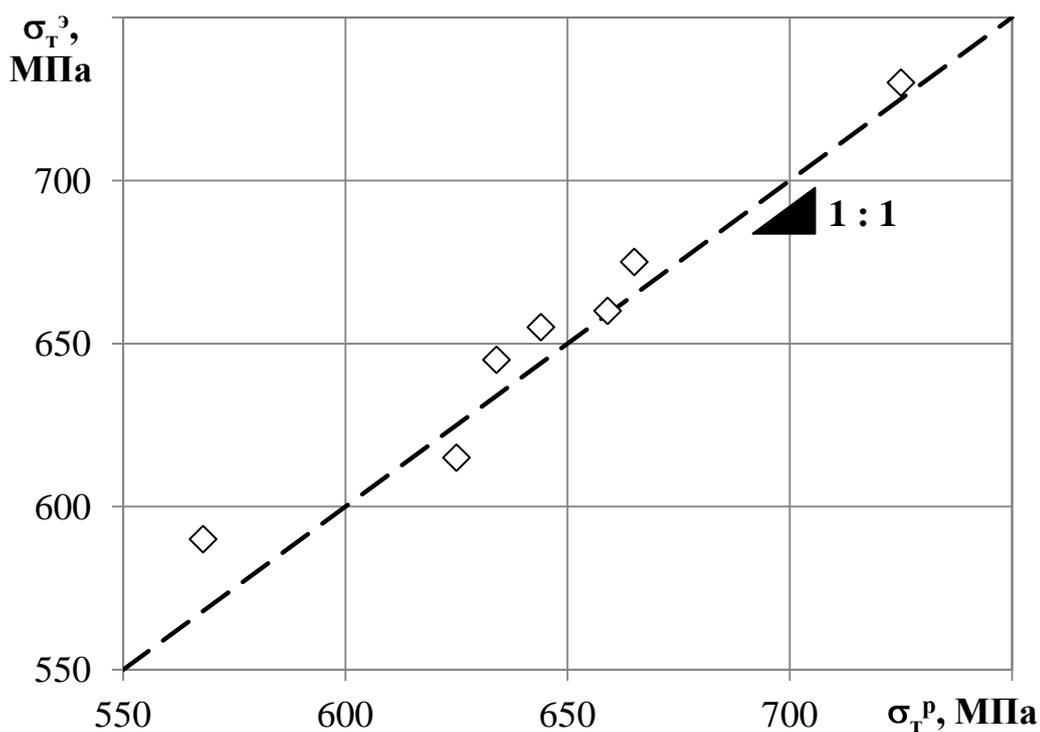


Рис. 3.8. Соотношение экспериментальных ( $\sigma_{т³}$ ) и расчетных ( $\sigma_{тᵖ}$ ) значений предела текучести исследованных сталей.

**Предел прочности.** Приведенные в предыдущих разделах работы результаты анализа кривых растяжения низко- и среднеуглеродистых сталей свидетельствуют о том, что уровень  $\sigma_b$  определяется типом и количеством упрочняющих структурных составляющих в структуре. В сталях класса прочности X80 и выше в зависимости от композиции и скорости последеформационного охлаждения тип УСС при постоянной объемной доле ( $q_{УСС} \sim 15-20\%$ ) может существенно меняться от глобулярного бейнита до реечного мартенсита [59, 69]. Для оценки  $\sigma_b$  можно использовать аддитивную модель упрочнения [10], в которой вклад каждой структурной составляющей пропорционален ее объемной доле  $q_i$  в структуре, а также ее типу, который достаточно корректно можно оценить по уровню твердости (НВ) или микротвердости ( $HV_{\mu}$ ). Тогда твердость стали со структурой ферритной матрицы и упрочняющими бейнитными/мартенситными участками составит:

$$HV = HV_B^{\phi} \cdot q_{\phi} + HV_B^{УСС} \cdot q_{УСС}, \quad (3.1)$$

где  $q_{\phi}, q_{УСС}$  – объемная доля, определяемая металлографически, а  $HV_B^{\phi}, HV_B^{УСС}$  – твердость феррита и бейнита в смеси, соответственно. Для оценки твердости НВ отдельных структурных составляющих был использован метод инструментального индентирования, при котором измерение микротвердости  $H_{IT}$  в МПа проводилось на не менее, чем 10 участках каждого структурного элемента, а затем переводилось в число твердости НВ (НВ) с учетом коэффициента  $K = 0,0945$  согласно стандарту [75].

Количественные данные оценки предела прочности по параметрам микроструктуры и величине инструментальной микротвердости  $H_{IT}$  для сталей X80 различных составов приведены в табл. 3.4. При этом связывающий  $\sigma_b$  и НВ коэффициент корреляции  $K_a$  для сталей X80 находится в достаточно узком диапазоне значений 3,23-3,31.

Таким образом, количество и твердость упрочняющих структурных составляющих (перлита, бейнита, мартенсита) при агрегатном упрочнении играют основную роль в формировании не только уровня прочностных, но и, как будет показано далее, вязко-пластических свойств сталей X80.

Таблица 3.4

Рассчитанный по правилу смесей  $\sigma_B^p$  и экспериментальный  $\sigma_B^э$   
предел прочности сталей X80

Стали	Феррит			УСС			НВ	$\sigma_B^p$ , МПа	$\sigma_B^э$ , МПа
	$q_f$ , %	$H_{IT}$ , МПа	$HВ_f$	$q_{усс}$ , %	$H_{IT}$ , МПа	$HВ_{усс}$			
1	0,87	2350	222	0,13	3100	293	231	748	745
2	0,77	2100	198	0,23	2900	274	213	694	700
3	0,80	2150	203	0,20	3100	293	221	714	720
4	0,82	2000	189	0,18	3000	284	206	682	685
5	0,78	1900	180	0,22	3000	284	203	664	670
6	0,85	2100	198	0,15	3000	284	211	694	690
7	0,88	2150	203	0,12	2900	274	212	694	690

**Пластические свойства.** Особенности деформационного поведения сталей X80 были изучены на основе сравнительного анализа кривых  $\sigma = f(\delta)$  образцов 09Г2С после термоулучшения – закалки от 900°C и отпуска 650°C в течение 1 ч. (обр. 1) и стали 2 после различных обработок: после КПУО (обр. 3), после КПУО и последующего отпуска при 650°C в течение 1 ч. (обр. 2), а также после обработки, моделирующей нанесение антикоррозионного покрытия при 250°C в течение 20 мин. (обр. 4).

Диаграммы растяжения показывают различия в деформационном поведении и уровне механических свойств исследованных образцов, причем наиболее сильно на равномерной стадии (рис. 3.9). При этом влияние предыстории образцов проявляется на сосредоточенной стадии в основном в виде смещения кривых по оси относительного удлинения  $\delta$ . На приведенных

диаграммах можно выделить периоды: линейный и степенной на равномерной стадии и I, II, III – на сосредоточенной стадии деформации.

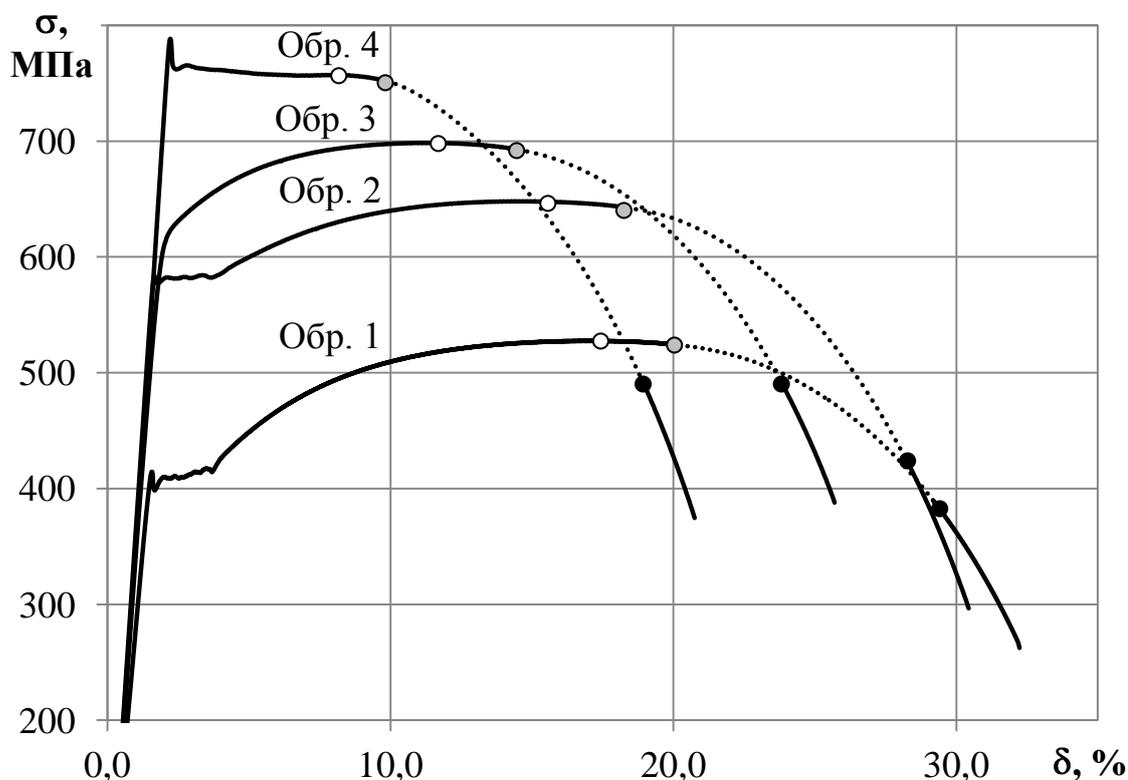


Рис. 3.9. Диаграммы растяжения образцов: стали 09Г2С после термоулучшения (обр. 1) и стали 4 после КПУО (обр. 3) и последующего отпуска при 650°С (обр. 2) и при 250°С (обр. 4), начало периодов сосредоточенной стадии: ○ – период I ( $\delta_c^{Iн}$ ), ◐ – период II ( $\delta_c^{IIн}$ ), ● – период III ( $\delta_c^{IIIн}$ ).

Каждый период можно охарактеризовать параметрами текучести (ПТ) – набором пластических ( $\delta_i$ ), прочностных ( $\sigma_i$ ) и градиентных ( $\Delta\sigma/\Delta\delta$ )<sub>i</sub> свойств. Так, набор ПТ для кривой растяжения образца 1 свидетельствует о том, что сталь 09Г2С после термоулучшения находится в высокопластичном, но относительно низкопрочном состоянии (рис. 3.9, табл. 3.5). Низкий уровень прочностных свойств и высокая способность к деформационному

упрочнению обр. 1 связаны с формированием в стали 09Г2С при высоком отпуске субзеренной структуры [76]. Наличие субзеренной структуры, с одной стороны, приводит к существенному упрочнению ферритной матрицы (прирост  $\Delta\sigma_T = 170$  МПа относительно армко-Fe), с другой стороны, субграницы, являясь проницаемыми барьерами для движения дислокаций, обеспечивают высокую способность феррита к релаксации напряжений, а, следовательно, и высокий уровень пластических свойств (табл. 3.5).

Таблица 3.5

Механические свойства (параметры текучести) изученных образцов на равномерной стадии растяжения

№ обр.	Линейный период			Степенной период					$\sigma_B$ , МПа
	$\sigma_{0,2(T)}$ , МПа	$\delta_p^L$ , %	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_L$ , МПа/%	$\sigma_{ст}$ , МПа	$\delta_p^{ст}$ , %	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$ , МПа/%	$e_p^{ст}$	n	
1	420	2,0	23	465	11,0	5,9	0,10	0,13	530
2	580	2,0	23	625	8,3	3,0	0,08	0,10	650
3	615	2,0	28	670	7,3	4,1	0,07	0,09	700
4	760	—	—	—	—	—	—	—	760

Высокий отпуск сверхмелкозернистой стали X80 (обр. 2) приводит к повышению прочностных свойств ( $\sigma_T = 580$  МПа,  $\sigma_B = 650$  МПа) при незначительном падении пластичности  $\delta$  и связан со значительным вкладом в упрочнение зернограничного механизма (рис. 3.9). Дальнейшее последовательное повышение прочности и снижение пластичности, наблюдаемое на кривых растяжения обр. 3 и 4, обусловлено дополнительным действием повышенной плотности дислокаций, созданной ускоренным охлаждением после безрекристаллизационной контролируемой прокатки (обр. 3), и дисперсионным твердением, вызванным эффектом деформационного старения (обр. 4).

У образцов 1, 2 и 3 несмотря на различный уровень  $\sigma_{0,2(\tau)}$  темп повышения напряжения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_л$ , продолжительность линейного периода  $e_p^л$  и величина упрочнения  $(\sigma_{ст} - \sigma_{0,2})$  близки (табл. 3.5), что свидетельствует об одинаковом механизме возникновения и накопления дислокаций в ферритной матрице в ходе растяжения. Сильное закрепление дислокаций при деформационном старении в образце 4 стали X80 привело к резкому падению мобильности дислокаций  $M_{д}$ , подавив тем самым возможность однородного пластического течения на равномерной стадии ( $\delta_p \rightarrow 0 \%$ ,  $\sigma_{т}/\sigma_{в} = 1$ ) (рис. 3.9).

Основной вклад в пластичность образцов по своей величине и функциональности вносит степенной период  $(\delta_p^{ст}, e_p^{ст})$ , на котором скорость упрочнения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$  в несколько раз меньше, чем на линейном периоде (табл. 3.5). Об активном протекании динамического возврата на степенном периоде свидетельствует близость величин  $n$  и  $e_p^{ст}$  – чем ближе  $e_p^{ст}$  к  $n$ , тем дольше продолжается эволюция дислокационной ячеистой структуры. В этом случае кривая  $\sigma = f(\delta)$  выходит на горизонталь  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст} \rightarrow 0$  (IV стадия деформации [15]) вследствие равенства вблизи  $\sigma_{в}$  масштабов упрочнения и динамического возврата [9]. При этом, несмотря на повышение прочностных свойств от обр. 1 к 3 (за исключением обр. 4, у которого равномерная стадия отсутствует), разность  $(n - e_p^{ст})$  остается практически постоянной (табл. 3.5), что отражает высокую способность сталей X80 к релаксации внутренних напряжений, а, значит, к сохранению относительно высокой равномерной и общей пластичности.

Немонотонный ход ниспадающего участка кривой  $\sigma = f(\delta)$  на сосредоточенной стадии обусловлен пластической деформацией в шейке, идущей одновременно с зарождением и ростом несплошностей, начиная от пор и очаговых трещин и заканчивая их объединением в распространяющуюся магистральную трещину (МТр). В силу этого на каждом периоде скорость падения нагрузки близка к постоянной и отличается по величине (табл. 3.6). Период I характерен для

высокопластичных образцов и контролируется пластическим течением в шейке, реализующем по тому же механизму, что и в конце равномерной стадии, при  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_I \rightarrow 0$ . Для сталей X80 характерно, что даже в высокопрочном состоянии (обр. 4) этот период сохраняется, а его протяженность  $\delta_c^I = 1,5\%$  незначительно сокращается по сравнению с величиной  $\delta_c^I$  для стали 09Г2С (рис. 3.9).

Таблица 3.6

Механические свойства (параметры текучести) изученных образцов на сосредоточенной стадии растяжения

№ п/п	I период		II период				III период				$\delta_c$ , %
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_c^I$ , %	$\sigma_{II}$ , МПа	$\delta_c^{II}$ , %	$\delta_c^{III}$ , %	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$ , МПа/%	$\sigma_{III}$ , МПа	$\delta_c^{III}$ , %	$\sigma_K$ , МПа	$(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{III}$ , МПа/%	
1	530	2,0	525	11,5	18,5	11,7	390	2,0	265	63	15,5
2	650	2,5	645	11,0	16,5	20,5	420	2,5	300	48	16,0
3	700	2,5	695	10,0	12,5	20,0	495	2,0	390	53	14,5
4	760	1,5	750	9,5	8,0	26,8	495	2,0	370	63	11,5

На периоде II доминирующим процессом является рост магистральной трещины в объеме образца, которая на периоде III меняет свою траекторию, распространяясь в приповерхностной зоне под углом  $45^\circ$  к оси растяжения. Это предопределяет возрастающий темп падения напряжения: на периоде II он составляет  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II} = 11,7-26,8$  МПа/%, на периоде III –  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{III} = 48-63$  МПа/%. При этом относительное сосредоточенное удлинение  $\delta_c = 11,5-16,0\%$  и его составляющие  $\delta_c^i$  весьма близки (за исключением  $\delta_c^{III}$ ) при более заметной разнице в уровне других параметров текучести – напряжения начала каждого периода  $\sigma_c^i$ , напряжения разрушения  $\sigma_K$  и скорости падения напряжения на периоде II  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$  (табл. 3.6).

Оценка компонент пластичности  $\delta_i$  на разных периодах кривой растяжения  $\sigma = f(\delta)$  показала, что их величина на равномерной стадии

деформации образцов стали 4 после КПУО (обр. 3) и последующего высокого отпуска (обр. 2) ( $\Delta\delta_p^{\text{л}} = 2\%$ ,  $\Delta\delta_p^{\text{ст}} = 7,3-8,3\%$ ) близка к таковой у высокопластичного обр. 1 стали 09Г2С (рис. 3.10).

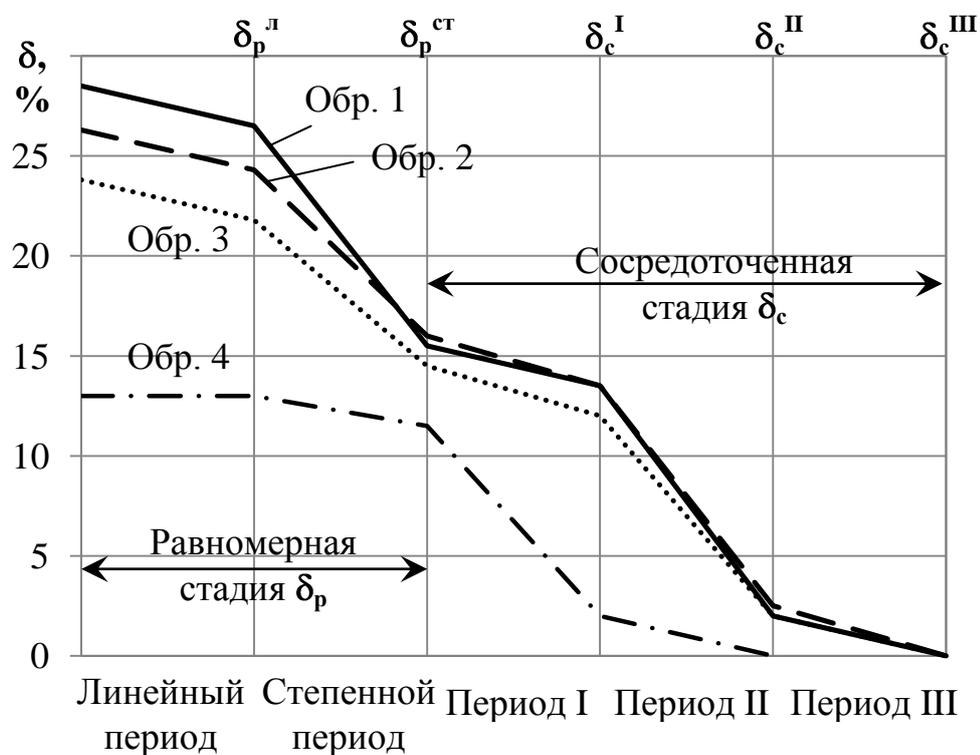


Рис. 3.10. Распределение компонент относительного удлинения  $\delta_i$  по периодам в исследованных образцах:

- 1 – сталь 09Г2С после нормализации  $950^\circ\text{C}$ ;
- 2 – сталь 4, после контролируемой прокатки (КП) и отпуска при  $650^\circ\text{C}$ ;
- 3 – сталь 4, после КП;
- 4 – сталь 4, после КП и отпуска при  $250^\circ\text{C}$ .

В то же время в обр. 4 после обработки, спровоцировавшей появление ЭДС в стали 4, наблюдается существенное охрупчивание металла ( $\delta_p \rightarrow 0$ ): локализация пластической деформации в шейке происходит сразу после деформации Людерса (рис. 3.9 и 3.10). При этом параметры пластичности на

сосредоточенной стадии весьма «консервативны»: даже для охрупченного обр. 4 величина  $\delta_c = 11,5 \%$  близка к диапазону значений  $\delta_c = 14,5-16,0 \%$  для более пластичных образцов (рис. 3.10).

Таким образом, для формирования вязко-пластических свойств стали наиболее значимыми являются степенной период равномерной стадии и период II сосредоточенной стадии. Они имеют широкий диапазон вариаций параметров текучести, а, главное, градиентных показателей  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_i$ , в которых заложена информация о масштабе ответственных за пластичность видах релаксации (компенсационной + аннигиляционной при упрочнении и трещинообразовании при разрушении).

### ***3.3 Вязкие свойства***

Вследствие благоприятного сочетания факторов (сверхмелкого зерна феррита и упрочняющих структурных составляющих, дозированного карбонитридного упрочнения, чистоте по примесям и неметаллическим включениям и др.) стали X80 обладают чрезвычайно высокими показателями вязкости и трещиностойкости. Так, уровень ударной вязкости при комнатной температуре  $KCV > 350 \text{ Дж/см}^2$ , т.е. в 2-3 раза превышает таковой у низкоуглеродистых сталей с нормальным размером зерна ( $d_\phi \geq 20 \text{ мкм}$ ) и обычной чистоты по примесным атомам и неметаллическим включениям (рис. 3.11). Более того, порог хладноломкости традиционных низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С обычно лежит в диапазоне температур  $t_{хр} \sim +20 \dots -20^\circ\text{C}$ , тогда как у сталей X80 –  $t_{хр} < -40^\circ\text{C}$ . При этом стали некоторых производителей демонстрируют очень низкий порог хладноломкости – вплоть до температур  $t_{исп} \leq -90^\circ\text{C}$  в изломе сохраняется

вязкий рельеф, а ударная вязкость находится на достаточно высоком уровне (см. стали 4 и 5 на рис. 3.11).

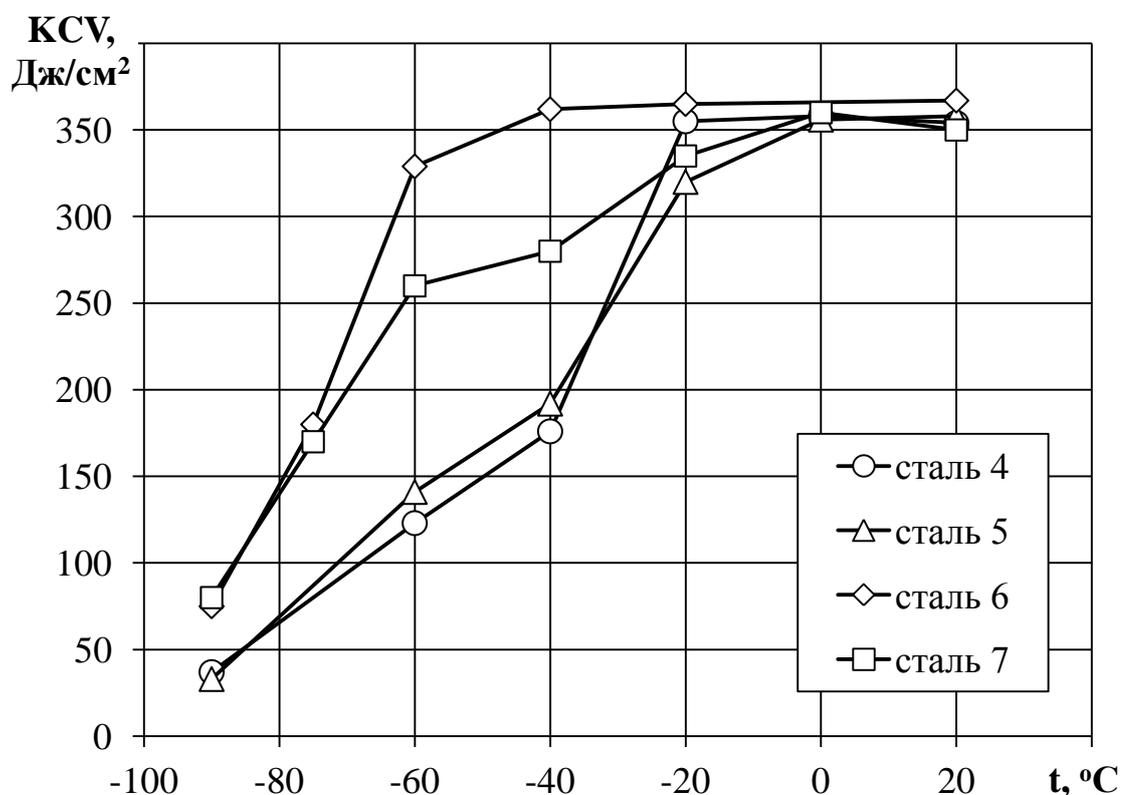


Рис. 3.11. Серийные кривые ударной вязкости KCV исследованных сталей X80 после КПУО.

Оценка температуры вязкохрупкого перехода  $t_{xp}$  для сталей X80 проводилась по методике, заключающейся в определении относительного вклада в изменение величины  $t_{xp}$   $i$ -ой компоненты упрочнения  $\Delta\sigma_i$  в виде весового коэффициента охрупчивания  $K_i$ : для всех компонент упрочнения, кроме измельчения зерна, этот коэффициент имеет знак «+» [10]. Подобная оценка величины  $t_{xp}$  показала, что изученные стали X80 условно можно разделить на две группы: для сталей группы I расчетный порог хладноломкости составил  $t_{xp} = +10^\circ\text{C}$ , для сталей группы II —  $t_{xp} = -55^\circ\text{C}$

(рис. 3.12). В то же время ход серийных кривых ударной вязкости свидетельствует о том, что фактическая температура  $t_{xp}$  для обеих групп сталей лежит ниже рассчитанной на 20-30°C (рис. 3.11). Наблюдаемое расхождение, по-видимому, связано с тем, что в используемой методике оценки порога хладноломкости не учитывается чистота сталей по примесным атомам и неметаллическим включениям, вклад которой в ультравысокий уровень вязкости и трещиностойкости сталей X80 весьма значителен.

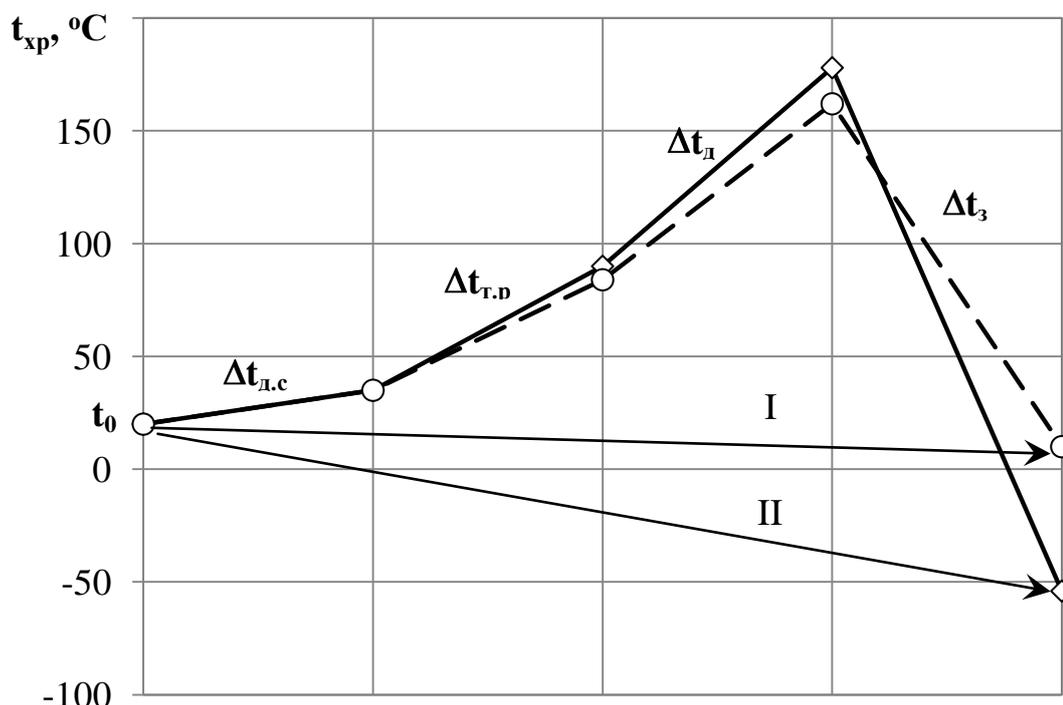


Рис. 3.12. Вклад компонент упрочнения в изменение температуры вязкохрупкого перехода  $\Delta t_i$  сталей 4, 5 (○) и сталей 1, 2, 6, 7 (◇): твердорастворной ( $\Delta t_{т.р}$ ), дислокационной ( $\Delta t_d$ ), дисперсионной ( $\Delta t_{д.у}$ ), зернограничной ( $\Delta t_3$ ).

По величине ударной вязкости за порог хладноломкости  $t_{xp}$  может быть принята [77]:

–  $t_{xp}^{min}$  – температура достижения минимальной ударной вязкости  $KC_{min}$

$\approx 200 \text{ Дж/см}^2$ ;

- $t_{\text{xp}}^{\text{B}}$  – температура перехода от вязкого к смешанному разрушению;
- $t_{\text{xp}}^{\text{H}}$  – температура перехода от смешанного к хрупкому разрушению;
- середина интервала вязкохрупкого перехода  $\Delta t_{\text{xp}}$ .

Однако оценка температуры  $t_{\text{xp}}$  по величине ударной вязкости возможна только в том случае, если на серийных кривых  $\text{КС} = f(t_{\text{исп}})$  можно четко выделить температурный интервал вязкохрупкого перехода  $\Delta t_{\text{xp}}$ . Для некоторых высоковязких сталей X80 полное охрупчивание металла возможно только при температурах испытания  $t_{\text{исп}} < -120^\circ\text{C}$ . К тому же, запас вязкости таких сталей настолько высок, что при ударном изгибе зачастую не происходит полного разрушения образцов. Эти моменты не дают возможность выделить на серийной кривой  $\text{КС} = f(t_{\text{исп}})$  диапазон  $\Delta t_{\text{xp}}$ .

Для оценки температурного порога хладноломкости металлических материалов физически более обосновано совместное использование серийных кривых ударной вязкости и фрактографического анализа изломов образцов, например методом хрупкого квадрата [78]. Согласно последнему, за  $t_{\text{xp}}$  принимают температуру, при которой доля вязкого (волокнистого) рельефа разрушения %В на поверхности излома составляет 50 %. Однако в изломах ударных образцов сталей X80 не наблюдается чисто хрупкий рельеф разрушения.

Эволюция поверхности разрушения ударных образцов сталей X80, например, в исходном состоянии, т.е. после КПУО, при снижении температуры испытания представляет собой следующую картину. При  $t_{\text{исп}} > -20^\circ\text{C}$  в изломах образцов наблюдается вязкая однородная зона  $L_{\text{с}}$ , обладающей крайне высокой энергоемкостью разрушения, губы среза  $\lambda$  и зона долома  $L_{\text{д}}$  (рис. 3.13).

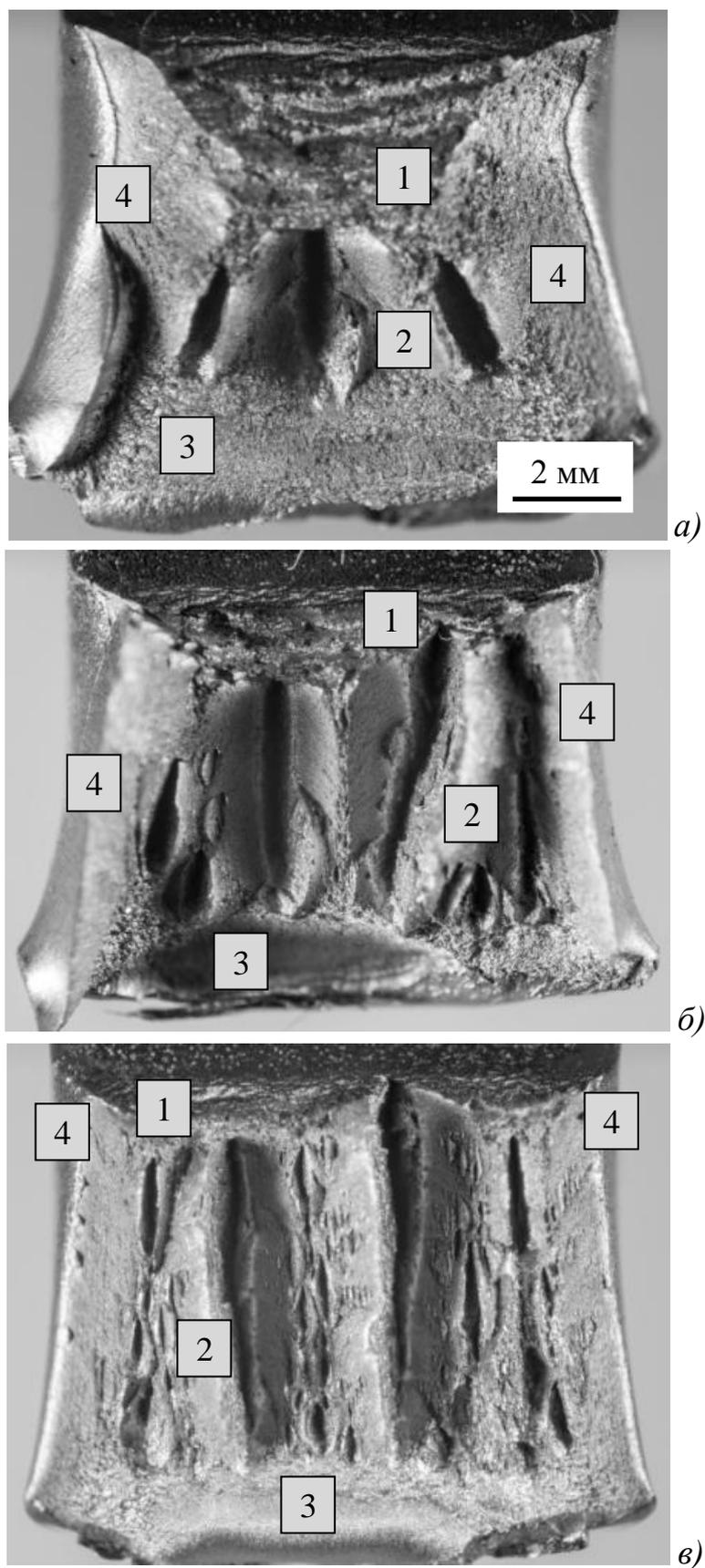


Рис. 3.13. Изломы ударных образцов стали 2 при температурах испытания:  
*a)*  $t_{\text{исп}} = -60^{\circ}\text{C}$ , *б)*  $-80^{\circ}\text{C}$ , *в)*  $-130^{\circ}\text{C}$ , цифрами обозначены: 1 – зона  $L_c$ ,  
 2 – расщепления в зоне  $L_b$  и области релаксации вокруг них,  
 3 – зона долома  $L_d$ , 4 – губы среза  $\lambda$ .

При более низких температурах в изломах к ним добавляется волокнистая зона  $L_B$ , характерная для изломов любых конструкционных и строительных сталей [77]. В волокнистой зоне  $L_B$  сталей X80 вместо однородного вязкого рельефа наблюдается смешанное разрушение, главным элементом которого являются расщепления (РЩ) (separations) – особый тип очаговых (вторичных) трещин. Они характерны для металла после термомеханического воздействия [79-84], причем величина и количество РЩ возрастают с понижением температуры испытаний (рис. 3.13).

Оценка относительного размера зон  $L_i/V$  (рис. 3.14) показала, что чувствительными к температуре испытания  $t_{исп}$ , а, следовательно, к свойствам исследуемого материала (поведению в нем при нагружении различного рода дефектов), являются размеры зон  $L_c$ ,  $L_B$ ,  $\lambda$ , и их изменение с понижением  $t_{исп}$  коррелирует с падением KCV.

Сравнение сталей 1 и 2 показало, что они обладают высоким и примерно равным уровнем вязкости при  $t_{исп} \geq -40^\circ\text{C}$  ( $KCV = 300-350 \text{ Дж/см}^2$ ), а на серийных кривых ударной вязкости KCV и относительной ширины зон разрушения  $L_i/V$  имеется критическая температура ( $-60^\circ\text{C}$ ), при которой доминирующую роль в вязком разрушении начинает играть распространение магистральной трещины в волокнистой зоне  $L_B$ . При критической температуре  $t_{кр}^1$  относительная величина  $L_c/V$  составляет 0,22-0,25. В [77] значение  $t_{кр}^1$  отождествляется для высоковязких ферритных сталей с температурой вязкохрупкого перехода  $t_{хр}$ , хотя для сталей X80 порог хладноломкости располагается заметно ниже.

Размер зон  $\Theta$  и долома  $L_d$  практически не изменяется с  $t_{исп}$  (рис. 3.14), тогда как уменьшение размера губ среза  $\lambda$  при снижении  $t_{исп}$  коррелирует с падением  $L_c$ . В размер этих трех зон вносит вклад инструментальный фактор [85, 86]: вследствие близости поверхности в этих зонах формируется плоское напряженное состояние, как и в зоне  $\Theta$ , что обеспечивает даже в образцах с пониженной вязкостью разрушение по сдвиговому механизму.

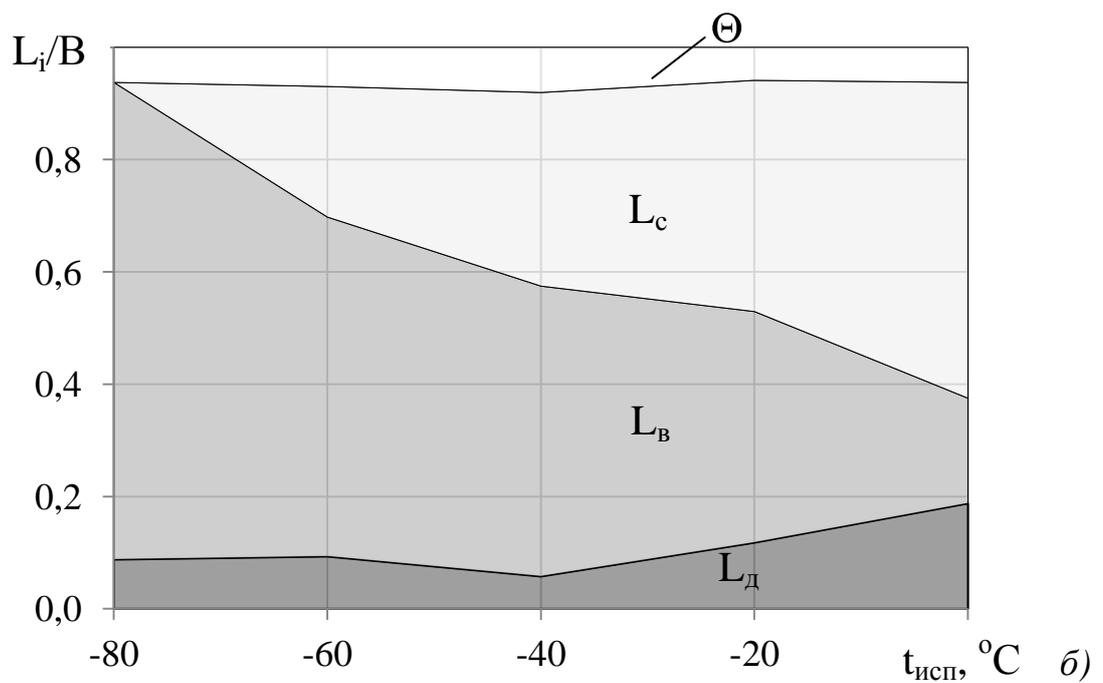
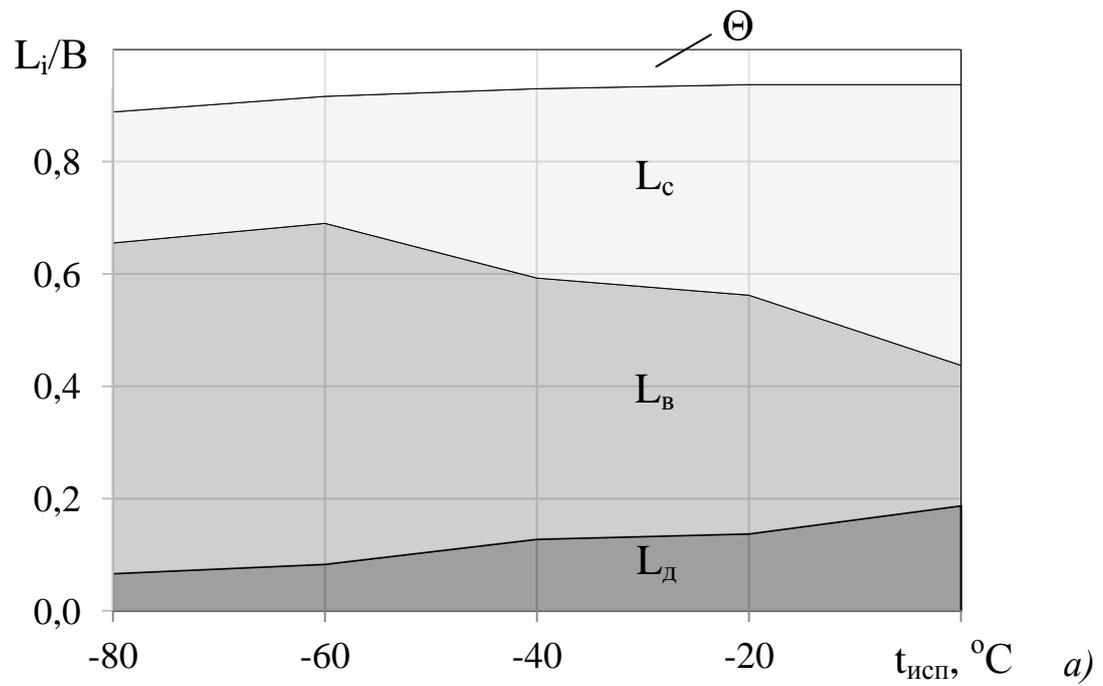


Рис. 3.14. Температурные зависимости относительной ширины зон  $L_i/B$  (чистого сдвига  $\Theta$ , однородной  $L_с$ , волокнистой  $L_в$ , долома  $L_д$ ) в изломе образцов сталей X80: а) сталь 1, б) сталь 2.

Сдвиговая и волокнистая зоны «прикрыты» со всех сторон этими зонами, поэтому  $L_c$  и  $L_B$  в наибольшей степени отражают свойства испытуемого материала. Отсюда вытекает, что  $L_c/B$  может трактоваться как фрактографический критерий вязкого разрушения, позволяющий оценить возможность торможения и остановки вязкой трещины. На рис. 3.15 представлено поле корреляции KCV –  $L_c/B$  для образцов, вырезанных из труб разных производителей, а также термообработанных по разным режимам для получения менее вязкого состояния.

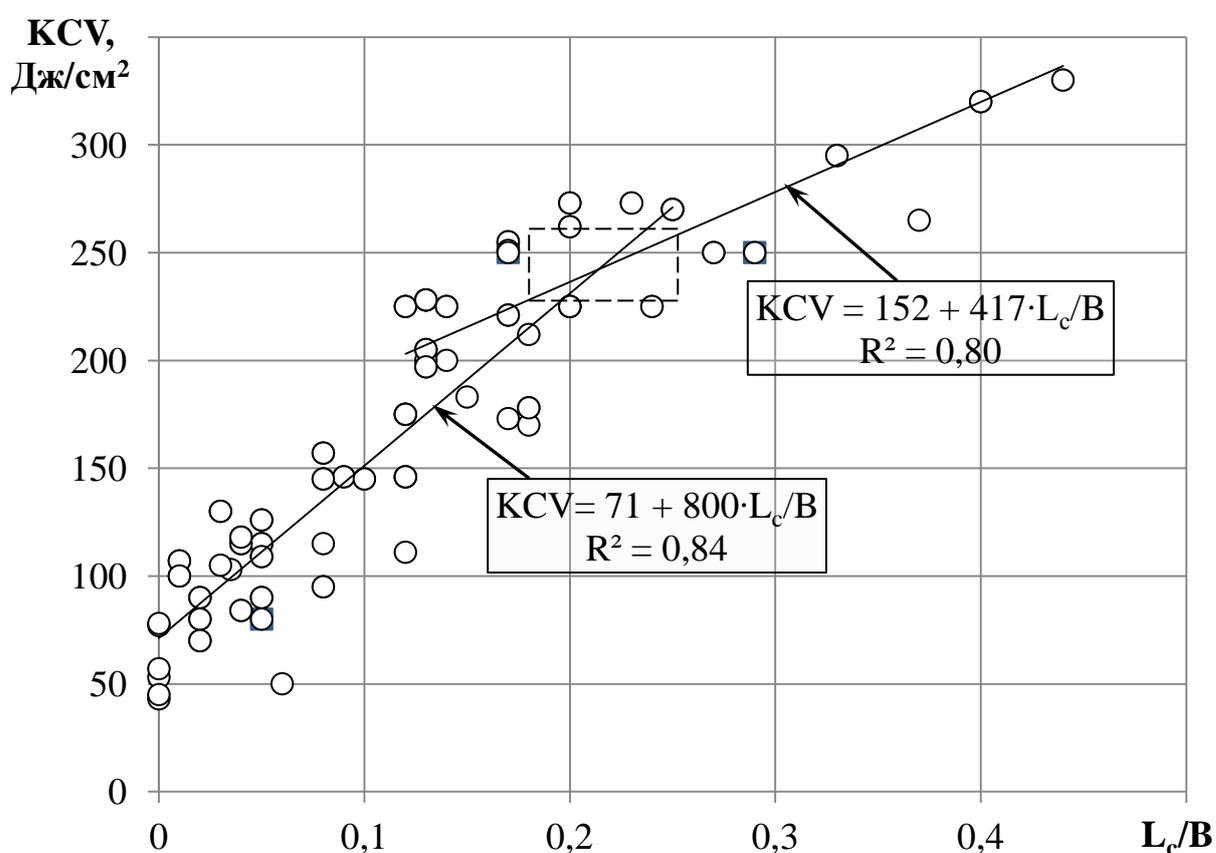


Рис. 3.15. Зависимость ударной вязкости KCV сталей класса прочности X80 от относительного размера зоны  $L_c/B$ .

Зависимость  $KCV = f(L_c/V)$  можно описать двумя линейными участками, пересекающихся при  $L_c/V = 0,19-0,24$  [87]:

$$KCV = 152 + 417 \cdot L_c/V, \quad (3.2)$$

$$KCV = 71 + 800 \cdot L_c/V, \quad (3.3)$$

причем интенсивность повышения  $KCV$  на втором участке, когда  $L_c/V < 0,19$ , в  $\sim 2$  раза больше, чем на первом –  $8,0 \text{ Дж/см}^2$  против  $\sim 4,2 \text{ Дж/см}^2$  на 1 % роста относительного размера  $L_c/V$ . При  $KCV \leq 80 \text{ Дж/см}^2$  зона вязкого однородного разрушения практически исчезает ( $L_c/V \approx 0,02$ ), что соответствует вязкохрупкому переходу. У термообработанных образцов такой переход наблюдается при  $t_{исп} = -40^\circ\text{C}$  (после нагрева при  $t < A_{c1}$ ) и даже  $-10^\circ\text{C}$  (после нагрева в МКИ температур  $t \approx 730^\circ\text{C}$ ) [88].

Таким образом, диапазон  $L_c/V = 0,19-0,24$  отвечает пограничному состоянию, когда доминирующая роль в распространении вязкой трещины переходит от сдвиговой однородной зоны к волокнистой, и соответствует требованию к минимальному уровню ударной вязкости ( $KCV^{40} = 250 \text{ Дж/см}^2$ ) для остановки вязкой трещины в магистральном трубопроводе с рабочим давлением  $11,8 \text{ МПа}$  [89]. Следовательно, величина  $L_c/V \geq 0,22$  при  $t_{исп} = -40^\circ\text{C}$  является статистически и металлофизически обоснованным критерием, гарантирующим замедленное вязкое разрушение сталей класса прочности X80.

**Расщепления.** Расщепления представляют собой особый тип очаговых (вторичных) трещин, возникающих в толстолистовом прокате и в образцах, вырезанных из него, при всех видах механических испытаний – растяжении и ударном изгибе, испытании падающим грузом и на статическую трещиностойкость, а также полномасштабных испытаниях [79-84]. В изломах

образцов сталей X80 вплоть до  $t_{исп} = -80^{\circ}\text{C}$  наблюдаются несколько зон разрушения: располагающиеся в приповерхностных областях образца вязкие зоны  $L_c$ ,  $L_d$ ,  $\lambda$  и центральная зона  $L_b$  с РЩ (рис. 3.16).

При снижении температуры  $t_{исп}$  уменьшение размера зоны  $L_c$  пропорционально росту зоны  $L_b$ , тогда как размер зоны долома  $L_d$  остается практически постоянным вплоть до  $t_{исп} = -80^{\circ}\text{C}$  (рис. 3.16, *a – в*). Тот факт, что ударная вязкость при  $t_{исп} = -80^{\circ}\text{C}$ , когда зона  $L_b$  занимает более 80 % площади излома (рис. 3.16, *в*), сохраняется на относительно высоком уровне  $KCV^{-130} = 1,0-1,4 \text{ МДж/м}^2$  свидетельствует о том, что появление РЩ не приводит к полному охрупчиванию металла. Оно наступает при  $t_{исп} = -120^{\circ}\text{C}$ : в изломе наблюдается только зона хрупкого разрушения  $L_x$ , размер губ среза (утяжки), отражающего пластический изгиб образца,  $\lambda \rightarrow 0$ , как и уровень ударной вязкости  $KCV = 0,20 \text{ МДж/м}^2$  (рис. 3.16, *з*).

Эти экспериментальные данные позволяют утверждать, что наблюдаемые в волокнистой зоне  $L_b$  очаговые трещины (РЩ) не являются расслоениями (РС) – слоистыми трещинами, возникающими в конструкциях из рядовых конструкционных сталей (09Г2С, 10ХСНД и др.) и приводящими к их хрупкому разрушению [86, 90].

РС и РЩ имеют много общих характерных черт: оба вида слоистых трещин формируется в горячекатаном прокате, имеющем слоевое строение в результате образования плоских большеугловых границ, параллельных поверхности листа. Проведенные нами исследования механизма зарождения и развития РЩ в сталях X80 показали, что они представляют собой очаговые межслоевые трещины, имеющие характерные черты хрупких межзеренных трещин (зарождение при растрескивании участков большеугловых границ (БУГр) зерен, преимущественно хрупкий рельеф стенок и др.) [82].

На участках таких БУГр деформационного происхождения образуются поры, которые путем многократной коалесценции (разрыва перемычек как вдоль БУГр, так и через слои под углом к ним) трансформируются в зародыши, а затем и растущие РЩ (рис. 3.17).

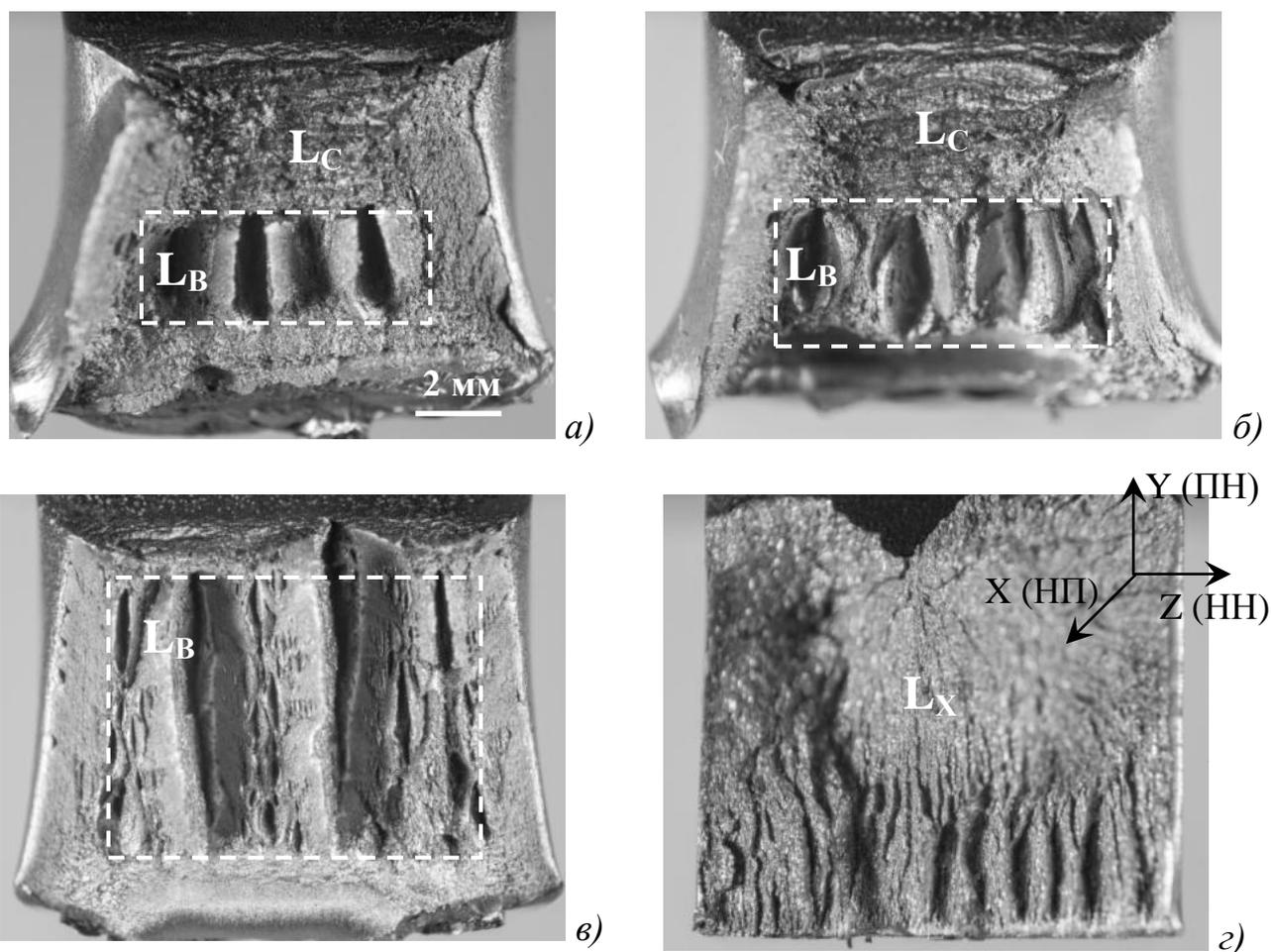


Рис. 3.16. Зоны разрушения ( $L_c$ ,  $L_b$ ,  $L_x$ ) в изломах образцов Шарпи, испытанных при разных температурах  $t_{исп}$  (сталь 2 после КПУО):  
*a)*  $-40^{\circ}\text{C}$ , *б)*  $-60^{\circ}\text{C}$ , *в)*  $-80^{\circ}\text{C}$ , *з)*  $-120^{\circ}\text{C}$ ;

НП – направление прокатки (ось X), ПН – перпендикуляр к направлению прокатки (Y), НН – нормаль к направлению прокатки (Z).

В результате РЩ приобретают сборно-ступенчатую (зигзагообразную по [80]) форму: протяженные плоские террасы, параллельные поверхности листа, соединены небольшими наклонными участками. Совершенно идентичную морфологию имеют расслоения [89], что свидетельствует о едином механизме возникновения и роста рассматриваемых слоистых трещин. В пользу этого говорит и то, что их раскрытие происходит под действием компоненты напряжений  $\sigma_z$ , перпендикулярной поверхности листа.

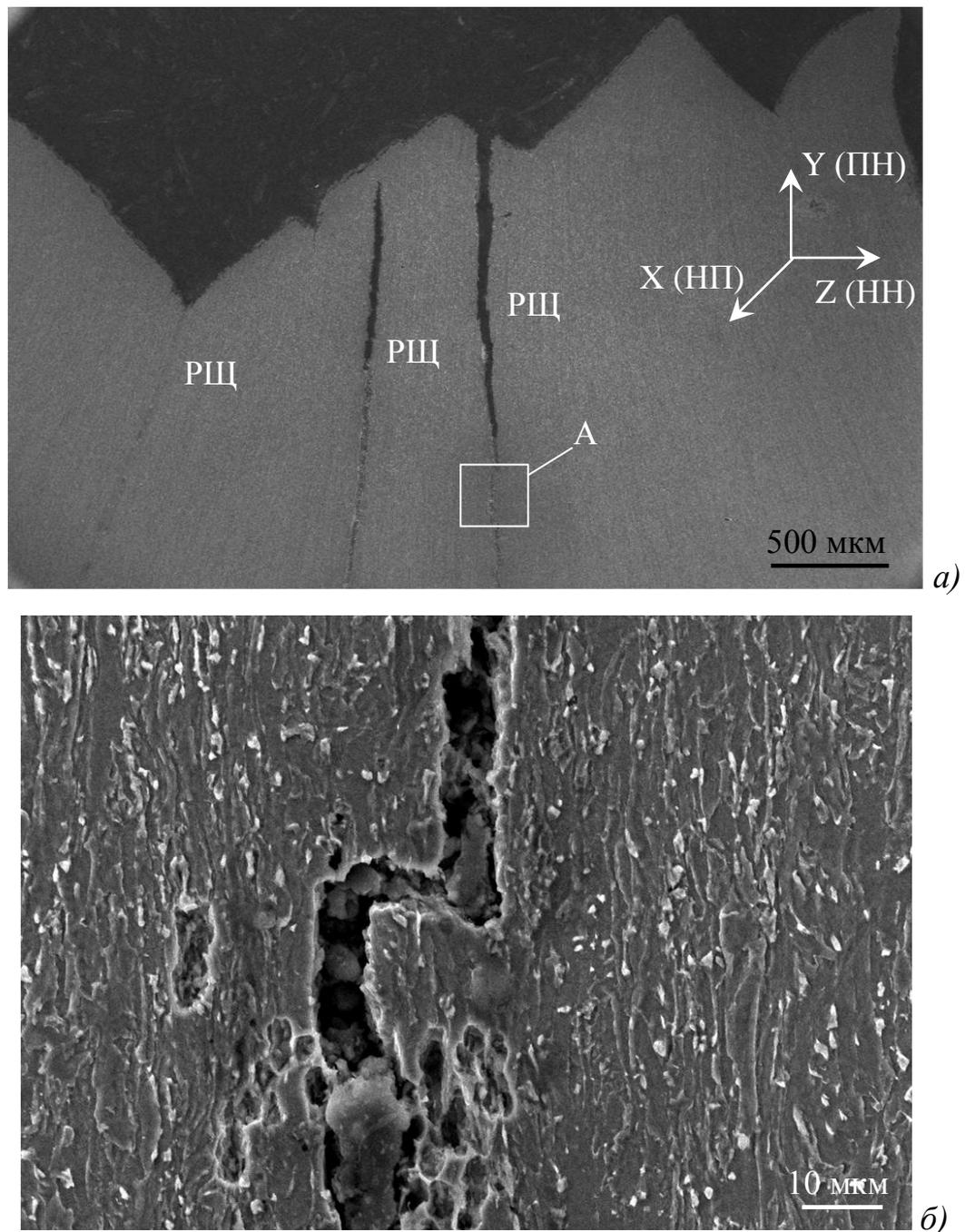


Рис. 3.17. Расщепления на профиле излома образца на растяжение (а) и их рельеф в области А (б), сталь 1 после КПУО.

Однако на всех этапах эволюции РЩ прослеживается их тесная взаимосвязь с пластической деформацией: образование РЩ начинается в зоне  $L_{в}$ , где в условиях объемного напряженного состояния происходит интенсивное пластическое течение, а в окрестностях РЩ возникают области релаксации (ОР), в которых благодаря двухосному напряженному состоянию

мобильность дислокаций  $M_d$  наивысшая. Это порождает, как и в приповерхностных зонах образца, ярко выраженное вязкое разрушение.

На рис. 3.18 показан типичный профиль излома в зоне  $L_B$  стали типа 05Г2Б, на котором наклон поверхности разрушения как в областях ОР, окружающих расщепления РЩ, так и в зоне губ среза  $\lambda$ , составляет с поверхностью излома угол  $\sim 45^\circ$  ( $\sphericalangle$  на рис. 3.18). Подобный элемент разрушения характерен для плосконапряженных объемов металла, где под влиянием максимальных касательных напряжений происходит легкое скольжение дислокаций [15].

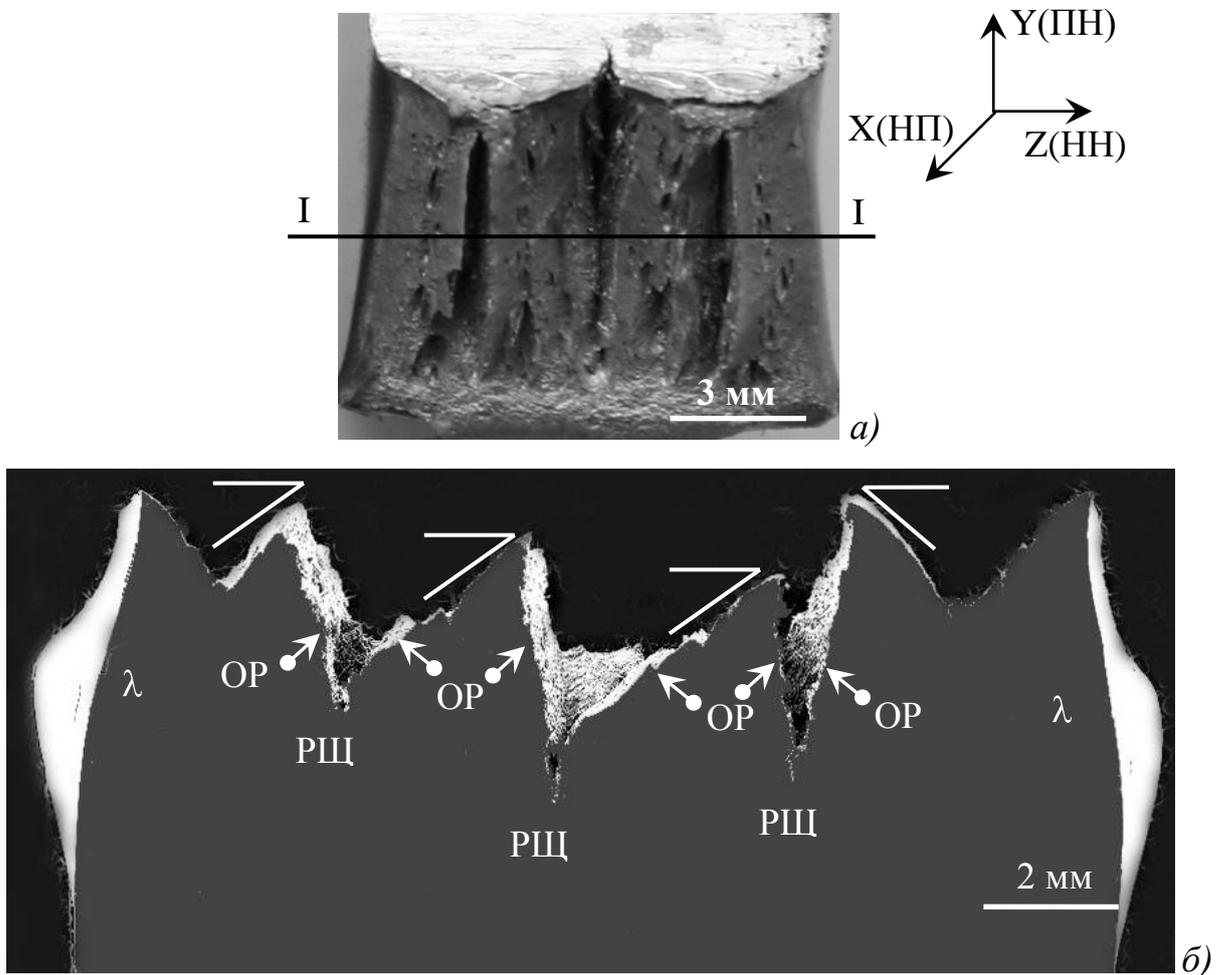


Рис. 3.18. Поверхность разрушения (а) и ее профиль (б) в зоне  $L_B$  (сечение I-I) образца Шарпи стали 7,  $t_{исп} = -75^\circ\text{C}$ :

$\lambda$  – губы среза, РЩ – расщепления, ОР – области релаксации.

При соприкосновении областей ОР соседних расщеплений между ними или между ОР и зоной  $\lambda$  формируются клиновидные желобки с углом раскрытия  $\sim 90^\circ$  со значительно меньшей по сравнению с РЩ глубиной (●→ на рис. 3.18). Рост РЩ при одновременном его раскрытии сопровождается расширением области релаксации, в которой происходит интенсивная пластическая деформация, вызывающая также разворот стенки РЩ. В области релаксации наблюдается ямочный микрорельеф вязкого разрушения, состоящий из сравнительно крупных округлых ямок размером 10-40 мкм и цепочек мелких ямок вокруг них размером  $\geq 3$  мкм (рис. 3.19). Видно, что между стенкой РЩ с хрупким микрорельефом и областью релаксации с вязким изломом наблюдается достаточно четкая граница, содержащая ямки сдвига в направлении пластического течения металла при раскрытии РЩ.

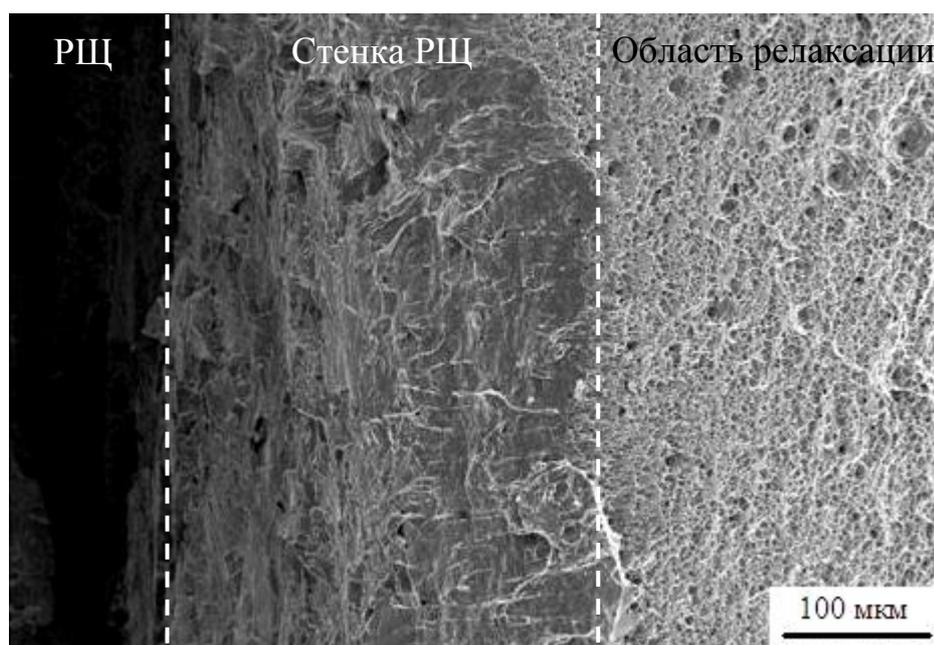


Рис. 3.19. Микрорельеф расщепления и области релаксации вокруг него.

Поскольку возникновение слоевых трещин (РЩ и РС) связано с раскрытием участков межслоевых и межфазных границ, то можно ввести критическое напряжение  $\sigma_{гр}^{кр}$ , действующее на межслоевые (межфазные) границы в направлении  $Z$ , перпендикулярном поверхности листа. При

$\sigma_z < \sigma_{гр}^{кр}$  слоистые трещины в образце формироваться не могут, и, следовательно, величина  $\sigma_{гр}^{кр}$  описывает прочность границ (силы связи в них), ответственную за слоистое разрушение.

В сталях обычного качества типа 09Г2С межслоистые (межфазные) границы настолько ослаблены ( $\sigma_{гр}^{кр} \rightarrow 0$ ), что образование РС происходит «самопроизвольно» под действием только внутренних напряжений  $\sigma_{эфф} < \sigma_{0,2}$  без наложения внешних растягивающих напряжений в направлении толщины листа.

В высокочистых сталях X80 формирование РС происходит исключительно в процессе интенсивной пластической деформации, приводящей в образцах Шарпи к возникновению зоны  $L_B$ , т.е. в условиях, когда сумма внутренних ( $\sigma_{вн}$ ) и внешних ( $\sigma_{внеш}$ ) напряжений значительно превышает  $\sigma_{0,2}$  и больше  $\sigma_{гр}^{кр}$ . При снижении температуры испытаний  $t_{исп} \leq -80^\circ\text{C}$  способность металла к интенсивному пластическому течению уменьшается и в изломах образцов РС не наблюдаются (см. рис. 3.16, з).

Роль пластического течения в возникновении РС состоит в создании, благодаря накоплению дислокаций и новых границ деформационного происхождения, объемного напряженного состояния, при котором для исходных межслоистых границ компонента  $\sigma_z > \sigma_{гр}^{кр}$ . Следовательно, в таких сталях межслоистые границы, хотя и ослабленные наночастицами и сегрегациями, настолько прочны, что для их расщепления необходимы крайне большие внешние напряжения  $\sigma_{внеш}$ , приложенные к телу.

Исходя из хода серийных кривых ударной вязкости и параметров излома, рассмотрим следующие предельные состояния двух высоковязких сталей X80, но с разной температурой вязкохрупкого перехода (см. стали 6 и 7 на рис. 3.11 и рис. 3.20):

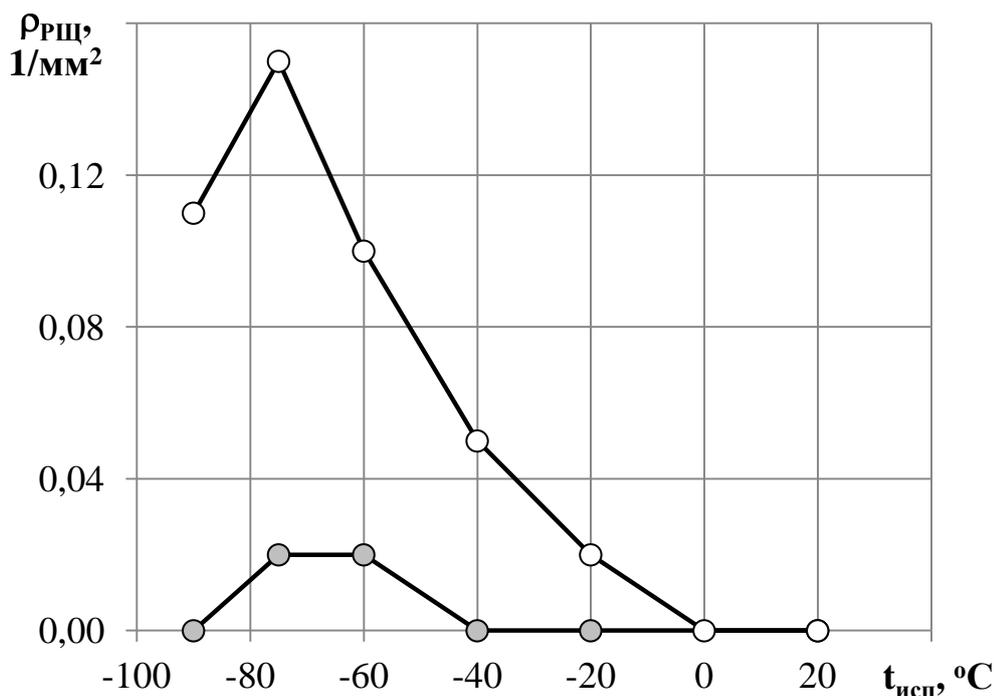


Рис. 3.20. Серийные кривые плотности расщеплений  $\rho_{РЩ}$  в изломе образцов Шарпи сталей X80: ● – сталь 6; ○ – сталь 7 (см. рис. 3.11).

1. Высоковязкое состояние при  $t_{исп} \geq -20^{\circ}\text{C}$  ( $KCV \geq 300$  Дж/см<sup>2</sup>), при котором благодаря крайне высокому масштабу пластической релаксации (эффективные напряжения  $\sigma_{эфф} \leq \sigma_{гр}^{кр}$ ), расщепления в образце не возникают (сталь 6) или формируются несколько крупных РЩ, окруженных большими областями релаксации (сталь 7).

2. Вязкое состояние ( $KCV = 100-300$  Дж/см<sup>2</sup>) на ниспадающей ветви серийных кривых (см. рис. 3.11), при котором с понижением температуры испытания повышается величина зоны  $L_v$  и плотность РЩ в ней при сохранении макровязкого механизма разрушения образцов (рис. 3.20). В этом случае пластическая релаксация снимает лишь часть напряжений  $\sigma_{эфф}$ , а вклад релаксации напряжений путем трещинообразования повышается за счет формирования РЩ ( $\sigma_{эфф} \gg \sigma_{гр}^{кр}$ ).

Безусловно, для эксплуатации конструкций наиболее благоприятно первое состояние. Второе состояние является допустимо рискованным, поскольку небольшая плотность РЩ еще не катастрофична. Однако при ужесточении внешних условий этот процесс нарастает, и в ходе испытаний толстолистого проката со слоевой структурой из сталей любой технической достижимой в настоящее время чистоты по вредным примесям всегда возникают РЩ [79-84].

По отношению к расслоениям в нашей стране и за рубежом существует однозначное мнение: они недопустимы в сталях для сварных конструкций [86, 90]. В соответствии с ГОСТ 28870 и ISO 7778 склонность толстолистого проката и его сварных соединений к слоистому разрушению определяется по величине относительного сужения  $\psi_z$  цилиндрических образцов по толщине листа.

Для сталей X80 оценка склонности к слоистому разрушению по величине  $\psi_z$  невозможна в силу крайне высокого уровня  $\psi_z \geq 65\%$  и относительно слабого влияния РЩ на этот параметр [87]. Для таких сталей надежную оценку склонности к слоистому разрушению дает фрактографический метод и найденные на его основе критерии трещиностойкости [82, 83, 87].

### **3.4. Пути повышения конструкционной прочности**

Как было показано в предыдущих разделах, высокие прочностные свойства, хорошая пластичность в сочетании с крайне высокой вязкостью и трещиностойкостью обусловлены наличием в высокочистых по неметаллическим включениям и примесям сталях X80 гетерофазной ультрадисперсной структуры и сбалансированным вкладом нескольких механизмов упрочнения. Однако можно выделить и недостатки

наблюдаемого структурно-фазового состояния металла, унаследованные им от безрекристаллизационной контролируемой прокатки (БРКП), к числу которых относятся следующие:

- высокое отношение предела текучести к временному сопротивлению  $\sigma_T/\sigma_B > 0,95$ , способствующее пониженной деформируемости сталей (низкий уровень относительного удлинения  $\delta$  и сужения  $\psi$ , показателя деформационного упрочнения  $n$  и др.);

- повышенная склонность к деформационному старению, что может явиться причиной охрупчивания металла при монтаже и эксплуатации конструкции и, как следствие, к ее преждевременному разрушению;

- наличие слоевой структуры, ответственной за анизотропию свойств;

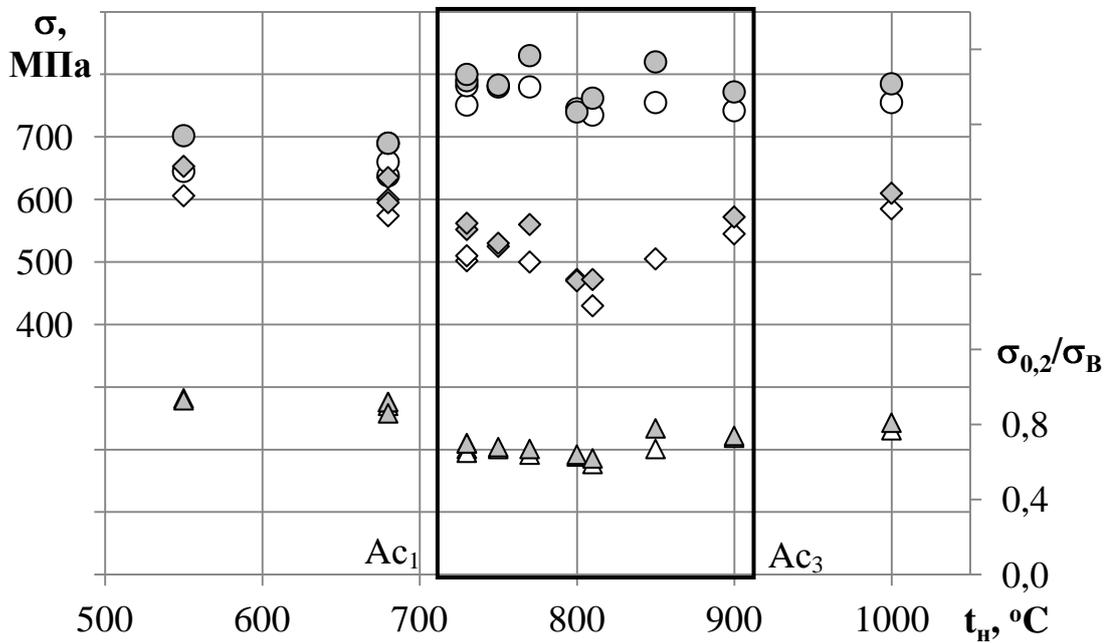
- формирование расщеплений в металле труб.

Стремление к устранению этих недостатков привело к необходимости отыскания режимов термообработки горячекатаного листа, перспективным из которых представляется нагрев в область повышенных температур, включая интервал  $A_{c1} - A_{c3}$ , с последующим охлаждением с определенной скоростью.

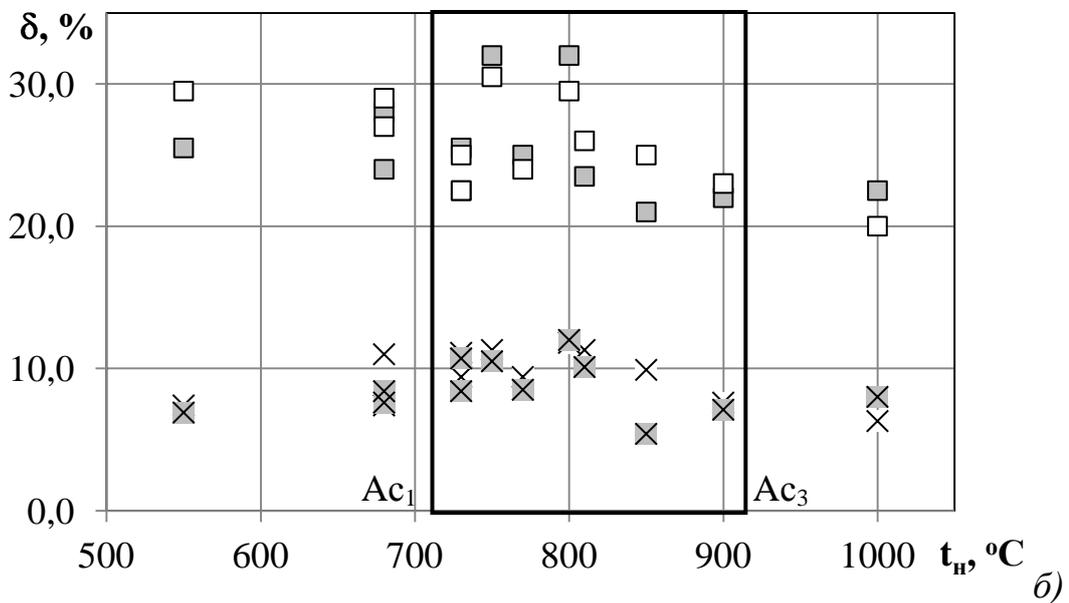
Для отыскания структурно-фазового состояния металла, обеспечивающего более высокую конструктивную прочность, образцы сталей 1 и 2 типа 05Г2Б после КП и УО подвергались повторному нагреву со скоростями 0,3-90°С/с в лабораторных условиях вплоть до температур выше  $A_{c3}$  ( $t_H = 150-1000^\circ\text{C}$ ), выдержке в течение 30 минут с последующим ускоренным охлаждением.

В состоянии после КПУО исследуемые стали обладают высокими прочностными свойствами ( $\sigma_T = 640-715$  МПа,  $\sigma_B = 650-730$  МПа) при чрезвычайно высоком отношении  $\sigma_{0,5}/\sigma_B \rightarrow 1$ , что свидетельствует о низкой способности металла к деформационному упрочнению, а, значит, и его низкой эксплуатационной пластичности (рис. 3.21). Такой высокий уровень  $\sigma_T/\sigma_B$  для обычных конструкционных сталей означает, что металл находится в

состоянии близком к охрупчиванию, и способность конструкции противостоять пластической деформации и разрушению крайне низка [85].



a)



b)

Рис. 3.21. Зависимость прочностных и пластических свойств сталей X80 от температуры нагрева:  $\diamond, \blacklozenge - \sigma_{0,2}$ ,  $\circ, \bullet - \sigma_B$ ,  $\triangle, \blacktriangle - \sigma_{0,2}/\sigma_B$ ,  $\times, \blacktimes - \delta_p$ ,  $\square, \blacksquare - \delta$ ; серые значки – сталь 1, светлые значки – сталь 2.

Нами показано [82, 83], что при нагреве данных сталей вплоть до  $t_n = 680^\circ\text{C}$  (чуть ниже  $A_{c1}$ ) с последующим охлаждением в воде или на воздухе комплекс механических свойств сохраняется весьма близким к такому в исходном состоянии, что свидетельствует о высокой термической устойчивости исследуемых сталей.

Дилатометрические и калориметрические исследования показали, что процесс  $\alpha$ - $\gamma$  превращения в данных сталях состоит из двух стадий, смена которых происходит при  $A_n \approx 800^\circ\text{C}$  [90], что в определенной степени отражается и на механических свойствах. Нагрев в нижнюю область МКИ ( $t_n = 730^\circ\text{C}$ ) приводит к резкому снижению предела текучести и провалу вязкости (зернограничный эффект), росту временного сопротивления при сохранении достаточно высокого уровня пластических характеристик (рис. 3.21, 3.22). При этом изменяется ход диаграммы растяжения – на ней больше не наблюдается ЭДС.

В верхней области МКИ ( $A_n - A_{c3}$ ) величина  $\sigma_{0,2}$  монотонно подрастает (на 25-50 МПа), тогда как  $\sigma_b$  остается практически постоянным. Подобным образом ведут себя и пластические характеристики –  $\delta_p$ , а за счет нее и  $\delta$ , падает на 2-4 %, а  $\delta_c$  остается на уровне 14-16 % (рис. 3.21, б). Нагрев до  $t_n = 1000^\circ\text{C}$  приводит к резкому скачку прочностных характеристик ( $\sigma_{0,2} = 730$ -845 МПа,  $\sigma_b = 865$ -970 МПа,  $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 0,85$ -0,87) и небольшому падению пластичности ( $\delta_p = 3,0$ -4,5 %,  $\delta = 11$ -16 %).

Ударная вязкость  $KCV^{40}$  является весьма структурно-чувствительной механической характеристикой – за провалом при температуре  $730^\circ\text{C}$  (0,5-1,0 МДж/м<sup>2</sup>) следует постепенный рост (восстановление) до исходных значений (2,8-3,0 МДж/м<sup>2</sup>) (рис. 3.22, а).

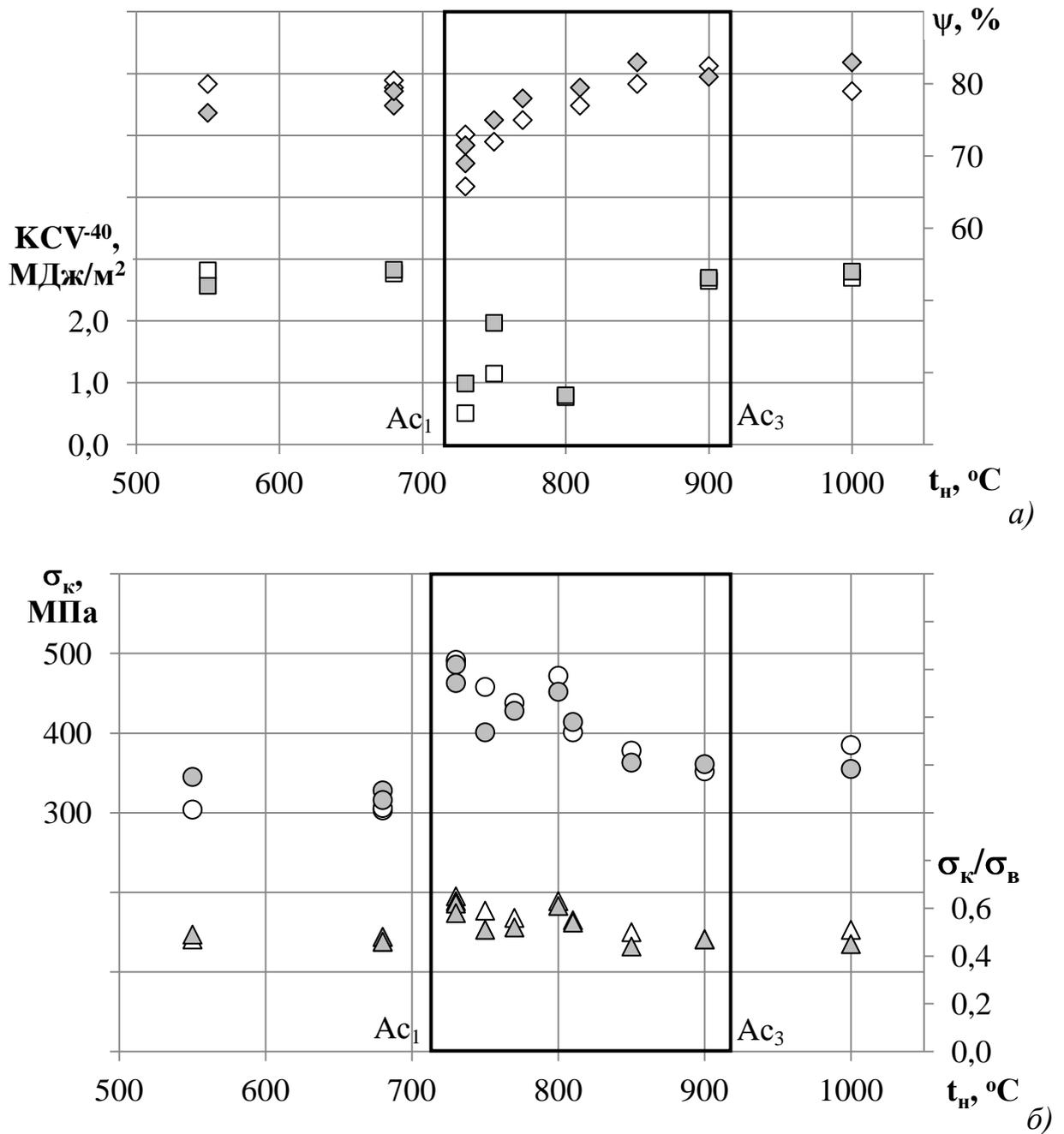


Рис. 3.22. Зависимость характеристик сопротивления разрушению от температуры нагрева:  $\diamond, \blacklozenge$  –  $\psi$ ,  $\square, \blacksquare$  –  $KCV^{-40}$ ,  $\circ, \bullet$  –  $\sigma_k$ ,  $\triangle, \blacktriangle$  –  $\sigma_k/\sigma_B$ ; серые значки – сталь 1, светлые значки – сталь 2.

Подобным образом ведут себя и параметры сосредоточенной стадии деформации – относительное сужение  $\psi$ , напряжение разрушения  $\sigma_k$  и

отношение  $\sigma_k/\sigma_B$  (рис. 3.22, б). Изменение относительного сужения  $\psi$  при нагреве вплоть до  $t_H = 680^\circ\text{C}$  коррелирует с изменением пластических характеристик ( $\delta_p, \delta_c, \delta$ ) и ударной вязкости (рис. 3.21 и 3.22), однако в МКИ температур ход  $\psi = f(t_H)$  удовлетворительно коррелирует только с зависимостью  $KCV^{-40} = f(t_H)$  при слабочувствительном, но достаточно высоком уровне относительного удлинения.

Обнаружено отсутствие корреляции ударной вязкости  $KCV^{-40}$  с пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  и относительным удлинением  $\delta$  после всех изученных обработок (табл. 3.7). Подобная картина характерна и для других характеристик на равномерной стадии деформации ( $\delta_p, \sigma_{0,2}/\sigma_B$ ), когда металл пластически течет в условиях одноосного напряженного состояния без локализации деформации. В то же время изменение при нагреве напряжения разрушения  $\sigma_k$ , соотношения  $\sigma_k/\sigma_B$ , относительного сужения  $\psi$  коррелирует с ударной вязкостью – чем выше значение  $KCV^{-40}$ , тем ниже  $\sigma_k$  и  $\sigma_k/\sigma_B$  и больше  $\psi$  (рис. 3.22).

Таблица 3.7

Коэффициенты корреляции  $R^2$  ударной вязкости  $KCV^{-40}$  с прочностными и пластическими свойствами на разных стадиях пластической деформации

$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	$\sigma_k$	$\sigma_k/\sigma_B$	$\delta_p$	$\delta_c$	$\delta_c^{Пн}$	$\delta$	$\psi_p$	$\psi_c$	$\psi$
0,55	0,26	0,66	0,98	0,92	0,52	0,01	0,97	0,11	0,50	0,83	0,94

Характерной особенностью горячекатаных сталей является анизотропия их структуры и механических свойств вдоль направления прокатки, приводящая к разному по величине сопротивлению материала внешним нагрузкам и действию поверхностных концентраторов напряжений (вмятин, царапин, надрезов, трещин) [91-93]. Об анизотропии механических свойств в слоистой структуре, сформировавшейся при БРКП, можно судить

по величине пластической деформации в шейке растягиваемого образца относительно НП – пластическое течение в плоскости, параллельной НП, существенно ниже по сравнению с плоскостью, расположенной перпендикулярно к ней. Количественно наличие анизотропии можно оценить по овальности шейки образца после разрушения  $d/D$ , то есть отношением малого диаметра  $d$  шейки в направлении, перпендикулярном НП, и большого диаметра  $D$  вдоль НП – чем ниже  $d/D$  и больше овальность шейки, тем выше анизотропия свойств вдоль направления прокатки (рис. 3.23).

Анализ диаграмм растяжения совместно с видеозаписью процесса формоизменения образцов сталей X80 [94] показал, что овальность шейки формируется преимущественно на стадии сосредоточенной деформации в результате сильного пластического течения в направлении перпендикулярном направлению прокатки, что приводит на фоне общего трехосного напряженного состояния к возникновению значительных напряжений в этом направлении.

В состоянии после КПУО обе исследуемые стали обладали высокой анизотропией ( $d/D = 0,77-0,81$ ) (рис. 3.23). Нагрев вплоть до температуры  $680^{\circ}\text{C}$  не приводит к ее исчезновению – овальность  $d/D$  сохраняется примерно на том же уровне, а ее рост начинается в межкритическом интервале температур. При температуре близкой к  $A_{c3}$  ( $t_n = 900^{\circ}\text{C}$ ) величина  $d/D \rightarrow 1$ , что свидетельствует об устранении анизотропии свойств (слоистой структуры). Таким образом, нагрев сталей X80 вплоть до  $A_{c1}$  слабо влияет на комплекс механических свойств и не снимает слоистую структуру и связанные с ней анизотропию свойств и расщепления, унаследованные от БРКП.

При этом резко ухудшается уровень вязкости по сравнению с таковым у сталей в исходном состоянии, что связано с проявлением «зернограничного» эффекта [95, 96]. По мере нагрева в МКИ вплоть до  $A_{c3}$  комплекс механических свойств постепенно улучшается. В результате полной перекристаллизации происходит снятие слоистой структуры

(рис. 3.23, а), исчезают расщепления в изломе (рис. 3.23, б), зуб и площадка текучести на диаграмме растяжения [88], то есть подавляется склонность к деформационному старению.

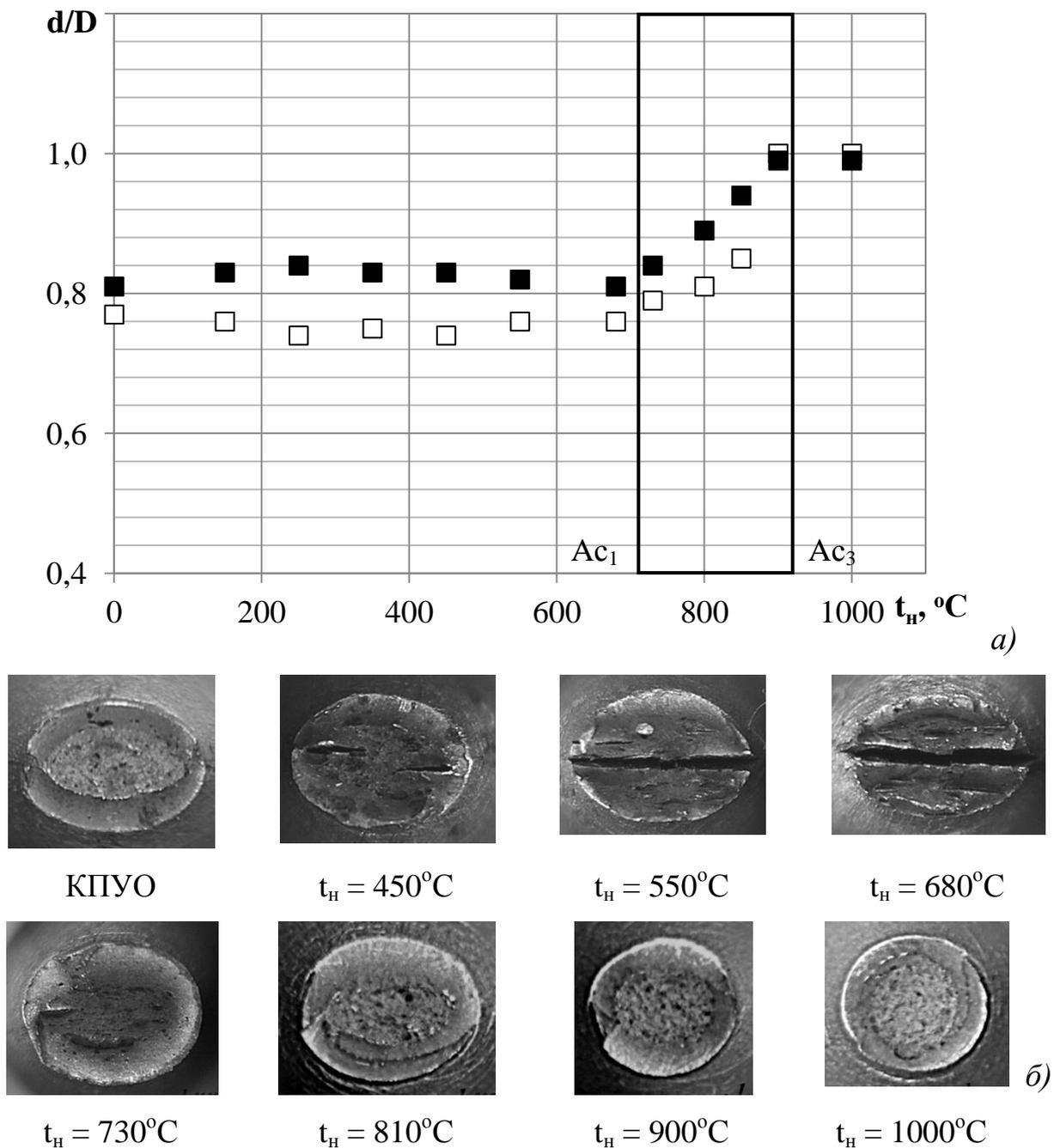


Рис. 3.23. Зависимость отношения диаметров шейки ( $d/D$ ) (а) и изломов (б) образцов сталей X80 от температуры нагрева:

■ – сталь 1, □ – сталь 2.

Таким образом, анализ механического поведения сталей X80 при нагреве вплоть до 1000°C свидетельствует о том, что оптимальным режимом их обработки для получения высокой конструктивной прочности является нагрев в верхнюю область межкритического интервала температур до  $t_H = A_{c3} - (20...40)^\circ\text{C}$ . Например, для стали 1 ( $A_{c3} = 915^\circ\text{C}$ ) можно рекомендовать после КПУО нагрев до  $t_H = 900^\circ\text{C}$  с последующим ускоренным охлаждением. Использование такой обработки для исследуемых сталей привело к уровню механических свойств:  $\sigma_{0,2} = 565-590$  МПа,  $\sigma_B = 740-770$  МПа,  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,73-0,74$ ,  $\delta = 22-23$  %,  $KCV^{40} = 265-270$  Дж/см<sup>2</sup>, превышающего требования API-5L для группы прочности X80.

### Заключение

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

– малым размером кристаллов феррита ( $d_\phi \sim 3-5$  мкм). Высокая протяженность субграниц с углом разориентировки  $\Theta \leq 7^\circ$ , которыми, как показал EBSD анализ, обладают  $\sim 90$  % ферритных кристаллов, приводит к упрочнению при минимальной потере пластичности, поскольку такие субграницы проницаемы для дислокаций и не имеют полей дальнедействующих напряжений. По нашим оценкам вклад зернограничного (субзеренного) упрочнения в предел текучести  $\sigma_{0,2(T)}$  составляет  $\Delta\sigma_3 = 250-300$  МПа или  $\sim 50\%$  от суммы всех остальных механизмов.

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

– подобно композитам гетерофазному упрочнению бейнитом/мартенситом ( $d_{\delta/m} = 3-5$  мкм,  $q_{\delta/m} \leq 30$  %), который несмотря на повышенную плотность дислокаций ( $\rho_d \sim 1 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup>) обладает повышенной деформируемостью благодаря сверхнизкому содержанию углерода ( $C_c \leq 0,05$  мас. %).

– отсутствию перлита как охрупчивающей составляющей.

В результате стали типа 05Г2Б после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением (КПУО) наряду с повышенной прочностью ( $\sigma_{0,2(T)} = 550-750$  МПа,  $\sigma_B = 650-770$  МПа) обладают крайне высоким уровнем вязкости и трещиностойкости ( $KCV^{40} = 2,5-3,5$  МДж/м<sup>2</sup>,  $t_{xp} < -40^\circ\text{C}$ ) при относительно хорошей, но нерекордной пластичности ( $\delta_p = 7-9$  %,  $\delta = 22-25$  %,  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,90-0,95$ ,  $\psi = 75-82$  %).

Несомненно, такой уровень вязко-пластических характеристик связан с высокой чистотой сталей по неметаллическим включениям и вредным примесям. Для изломов образцов Шарпи характерно образование вплоть до  $t_{исп} = -60^\circ\text{C}$  уникальной вязкой однородной зоны  $L_c$ , обладающей крайне высокой энергоемкостью разрушения, и конкурирующей с ней зоны волокнистого разрушения  $L_v$ . Экспериментально доказано, что величина  $L_c/V \geq 0,19-0,24$ , где  $V$  – высота образца Шарпи в месте надреза, является статистически и металофизически обоснованным фрактографическим критерием, гарантирующим замедленное вязкое разрушение сталей X80 ( $KCV^{40} = 250$  Дж/см<sup>2</sup>). Использование критерия  $L_c/V$  дает возможность оценки трещиностойкости на недоломанных образцах, часто встречающихся при ударных испытаниях высоковязких сталей.

Установлено, что роль расщеплений (РЩ) – очаговых межслоевых трещин, появляющихся в волокнистой зоне  $L_v$  при  $t_{исп} < -20^\circ\text{C}$ , состоит в сохранении энергоемкости разрушения в области вязко-хрупкого перехода ( $KCV = 100-300$  Дж/см<sup>2</sup>). С одной стороны, РЩ имеют характерные черты хрупких слоевых трещин, ориентированных параллельно плоскости

прокатки, с преимущественно хрупким рельефом, с другой стороны, в окружающих их областях с вязким ямочным изломом протекает интенсивное пластическое течение, которое контролирует рост РЩ.

Наряду со значительными достоинствами стали типа 05Г2Б обладают рядом недостатков ( $\sigma_{0,2}/\sigma_B \approx 0,99$ , наличием РЩ, высокой склонностью к деформационному старению), внесенных, в основном, КПУО. Показано, что их, в значительной мере, удастся устранить финишной термообработкой по режиму: нагрев до температуры  $t = A_{c3} - (20 \dots 40)^\circ\text{C}$ , например, до  $t_n = 900^\circ\text{C}$ , с последующим ускоренным охлаждением, обеспечивающей достижение наивысшей конструктивной прочности ( $\sigma_{0,2} = 565-590$  МПа,  $\sigma_B = 740-770$  МПа,  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,73-0,74$ ,  $\delta = 22-23$  %,  $KCV^{40} = 2,65-2,70$  МДж/м<sup>2</sup>).

#### 4. ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ

Для сталей, в которых феррит является основной структурной составляющей, эффект деформационного старения (ЭДС) достаточно распространен и наблюдается обычно в появлении на кривых растяжения  $\sigma = f(\delta)$  зуба и/или площадки текучести. Подобное поведение наблюдается также металлов и сплавов с ГЦК и ГП решетками, причем у поликристаллов площадка текучести выражена гораздо лучше, чем у монокристаллов [31], вследствие того, что границы зерен (зернограничные дислокации) вносят заметный вклад в ее образование.

С одной стороны, эффект деформационного старения – это отрицательное явление, приводящее к снижению пластичности и вязкости сталей, к нестабильности их свойств при эксплуатации изделий (конструкций). С другой стороны, деформационное старение используется как упрочняющая обработка, позволяющая в заданных условиях заметно повысить несущую способность изделия или конструкции без опасного увеличения склонности к хрупкому разрушению. В этом случае применяются такие композиции сталей и режимы деформационного старения, которые позволяют достичь указанного эффекта в максимальной степени.

В зависимости от способа внесения в металл избыточных дислокаций, предшествующего старению, оно может быть двух основных типов: закалочное и деформационное. Появление зуба и площадки текучести при закалочном старении (ЗС) напрямую зависит от соотношения плотности дислокаций, внесенных закалкой, и плотности частиц вторых фаз (карбидов, нитридов и др.), выделяющихся при отпуске. Снижение количества свободных дислокаций и выделение дисперсных карбидов, определяемые температурой и продолжительностью отпуска, приводят к усилению наблюдаемого на кривой растяжения эффекта.

В свою очередь, под деформационным старением (ДС), имеющим с ЗС одинаковую физическую природу, понимается изменение свойств металла, происходящее во время или после холодной или теплой пластической деформации. Оно может возникать в металле при термомеханической обработке (горячая или контролируемая прокатка), когда скорость последеформационного охлаждения недостаточно высока для подавления выделения специальных карбидов и атмосфер примесных атомов С (N) в феррите (при  $t \leq 250^\circ\text{C}$ ) [3]. Однако наибольшую опасность для металла представляет изменение его свойств в процессе эксплуатации, приводящее к преждевременному разрушению конструкции (изделия), причем максимальный эффект наблюдается для металла в таком структурно-фазовом состоянии, когда в нем одновременно действуют закалочное и деформационное старение [97].

Целью настоящего раздела являлось изучение на примере низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей в различных структурно-фазовых состояниях закономерностей деформационного поведения и механических свойств под действием деформационного старения разной величины.

#### **4.1. Физические основы деформационного старения**

Большинство исследователей [12, 23, 98-100] сходятся во мнении, что деформационное старение связано с дефицитом свободных носителей пластической деформации вследствие закрепления их примесными атомами, в частности атомами С (N), или дисперсными выделениями вторых фаз.

«Свежие» дислокации могут вводиться в металл термическим путем, а ЭДС возникает при их закреплении частицами карбидов (нитридов, карбонитридов), выделяющихся при охлаждении после нормализации или

при нагреве при отпуске. Количественно взаимодействие дислокаций плотностью  $\rho_d$  и блокирующих их стопоров плотностью  $N_{ст}$  можно оценить длиной свободных отрезков дислокаций  $L_{св}$

$$L_{св} = \frac{\rho_d}{N_{ст}}. \quad (4.1)$$

Характер изменения прочностных и вязко-пластических свойств сталей при деформационном и термическом старении различен, и это отражается на ходе кривых растяжения  $\sigma = f(\delta)$  (рис. 4.1).

В случае ДС помимо прироста напряжения начала текучести ( $\Delta\sigma_T$ ) на кривой растяжения наблюдается уменьшение протяженности равномерной стадии деформации (рис. 4.1, а). При этом практически не происходит изменения временного сопротивления  $\sigma_B$  и протяженности сосредоточенной стадии деформации  $\delta_c$ . Таким образом, возникновение ДС оказывает влияние в основном на характеристики равномерной стадии деформации ( $\delta_T$ ,  $\sigma_T$ ,  $\delta_p$ ) и, через их изменение, уменьшает общую пластичность металла ( $\delta$ ,  $\psi$ ).

В случае ЗС механическое поведение стали 37ХГФ иное – коагуляция карбидов  $Me_3C$ ,  $MeC$  при длительном высокотемпературном отпуске уменьшает напряжение пластического течения на всех стадиях кривой растяжения, не снижая общей пластичности стали (рис. 4.1, б).

Классификацию кривых растяжения по величине ЭДС можно проводить по следующим параметрам (рис. 4.2):

- наличию зуба текучести;
- проявлению деформации предтекучести;
- не гладкой (не «горизонтальной») площадке текучести;
- отсутствию параболического участка, .

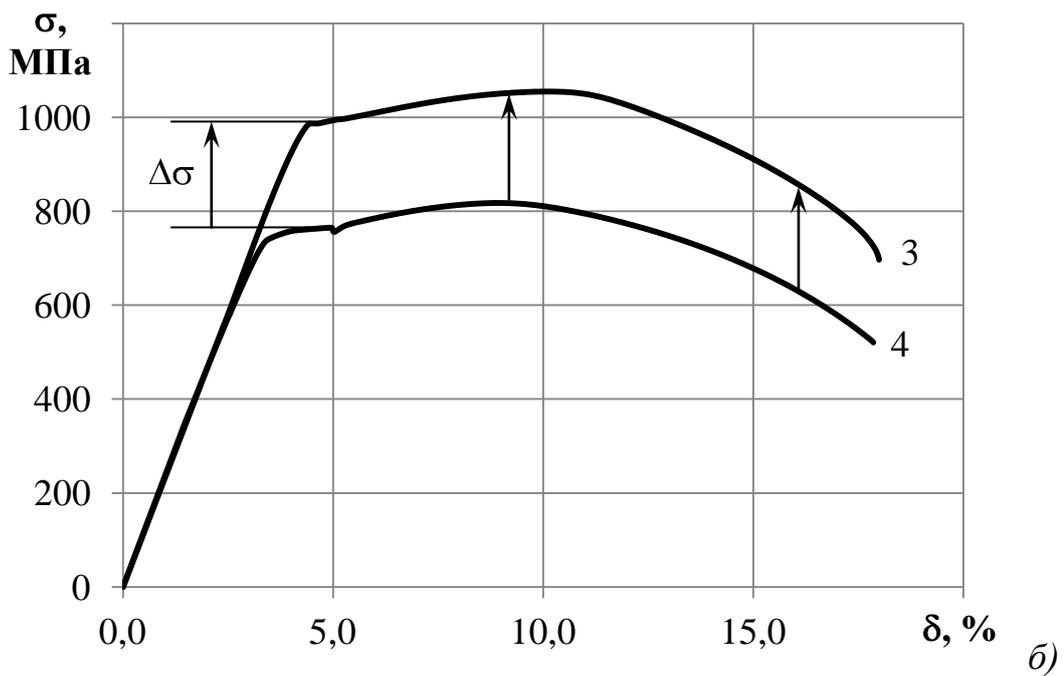
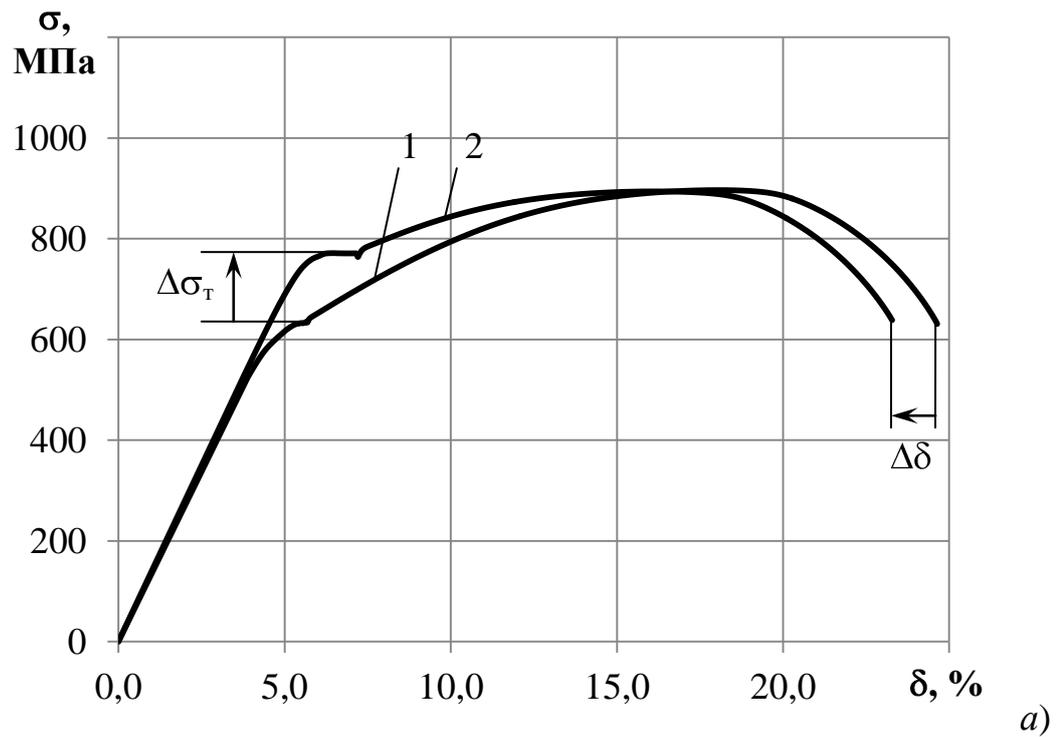


Рис. 4.1. Деформационное (а) и закалочное (б) старение в стали 37ХГФ:  
 1 – горячая прокатка, охлаждение на воздухе;  
 2 – то же + нагрев 250°С;  
 3 – закалка + кратковременный отпуск при 650°С ( $\tau_{отп} = 0,4$  ч.),  
 4 – закалка + длительный отпуск при 650°С ( $\tau_{отп} = 3$  ч.).

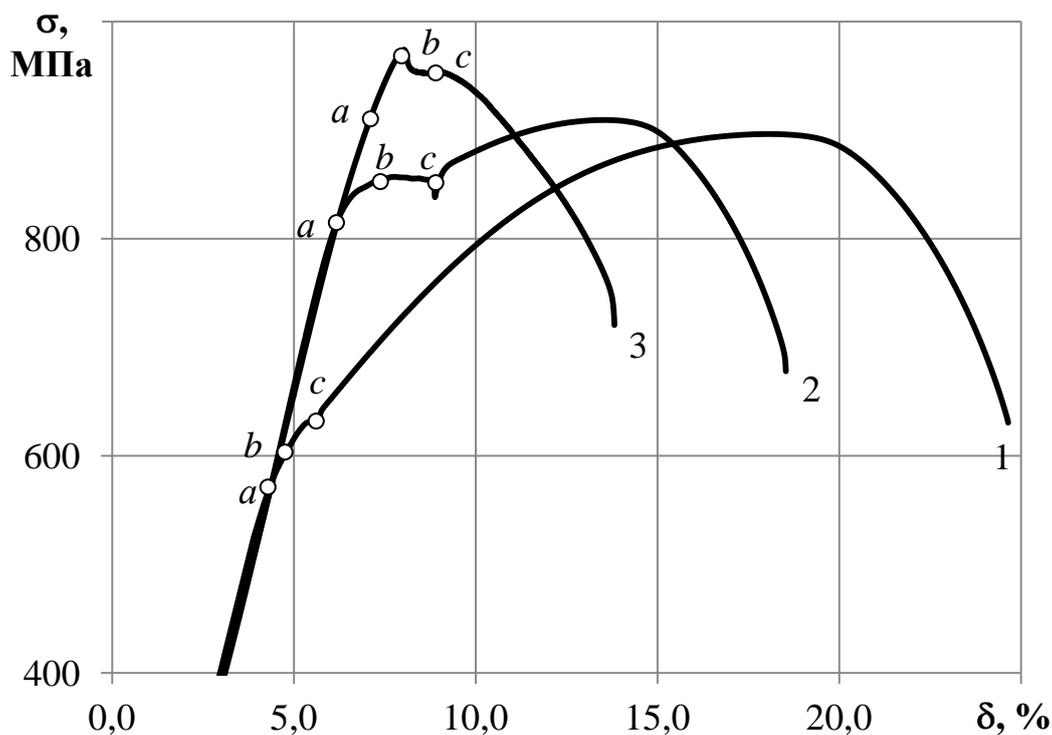


Рис. 4.2. Кривые растяжения образцов стали 48Г2БМ с разной величиной эффекта деформационного старения: кривые 1 → 3 – усиление эффекта.

В случае слабого закрепления дислокаций примесными атомами (кривая 1 на рис. 4.2) упругая деформация на кривой растяжения заканчивается либо образованием зуба текучести, либо площадкой текучести (участок *bc* на кривых 1 и 2 на рис. 4.2), а стадия равномерной деформации имеет достаточно большую протяженность.

Другой особенностью механического поведения металла с ЭДС является предтекучесть [31] – микропластическая деформация величиной  $\sim 0,2-1,0$  %, которая возникает уже на стадии упругой деформации и наблюдается в виде отклонения кривой  $\sigma = f(\delta)$  от линейного хода (участок *ab* на всех кривых на рис. 4.2).

В случае максимального ЭДС в металле возникает состояние пластической нестабильности, когда сразу после зуба (площадки) текучести пластическая деформация локализуется в шейке, приводя тем самым к полному исчезновению стадии равномерной деформации при  $\sigma_T/\sigma_B = 1$  (кривая 3 на рис. 4.2).

Сравнительный анализ механизмов упрочнения среднеуглеродистой низколегированной стали 37ХГФ после термоулучшения (закалка и последующий высокий отпуск) и после провоцирующей деформационное старение обработки ( $\delta \sim 2\%$  + искусственное старение при  $250^\circ\text{C}$ ) позволил количественно оценить их вклад в предел текучести, в том числе величину напряжения отрыва дислокаций от атмосфер и дисперсных частиц  $\Delta\sigma_{\text{отр}}$  (рис. 4.3):

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{тр}} + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{ду}} + \Delta\sigma_{\text{гз}} + \Delta\sigma_{\text{отр}}, \quad (4.2)$$

где  $\sigma_0$  – напряжение трения решетки,  $\Delta\sigma_{\text{тр}}$  – упрочнение твердого раствора растворенными в нем легирующими элементами и примесями,  $\Delta\sigma_{\text{д}}$  – упрочнение за счет плотности дислокаций,  $\Delta\sigma_{\text{ду}}$  – упрочнение, вызванное образованием дисперсных частиц второй фазы,  $\Delta\sigma_{\text{гз}}$  – упрочнение границами зерен и субзерен.

Из рис. 4.3 видно, что основной вклад в предел текучести стали с разной величиной ЭДС вносит дисперсионное упрочнение карбидными частицами  $\Delta\sigma_{\text{ду}} \sim 550\text{-}600$  МПа. При этом в предельном состоянии – для образца с максимальной величиной ЭДС, напряжение отрыва дислокаций от атмосфер  $\Delta\sigma_{\text{отр}} \sim 180\text{-}200$  МПа составляет существенную величину [97]

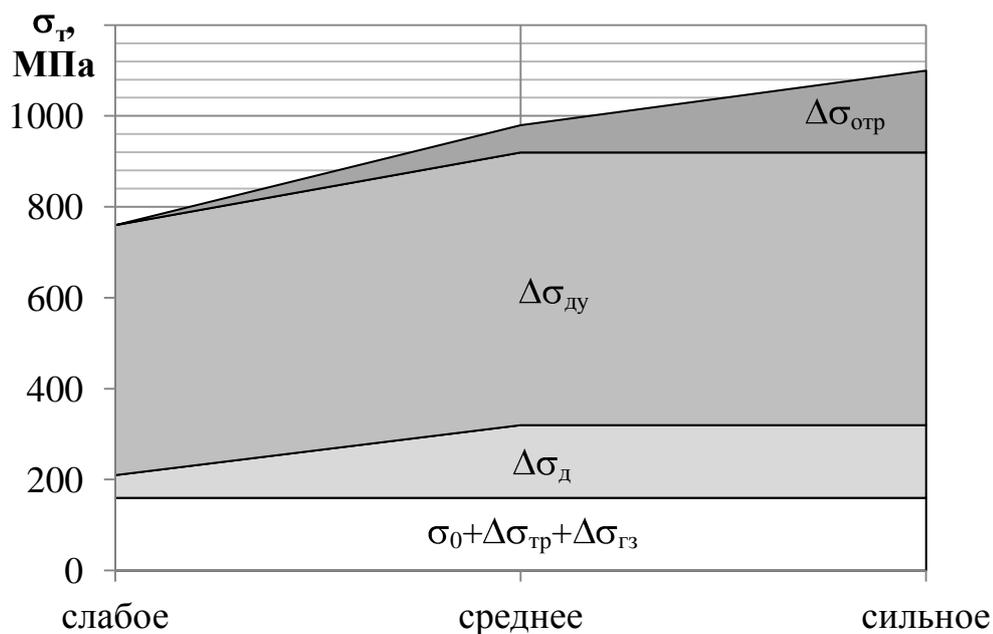


Рис. 4.3. Вклад различных механизмов упрочнения в предел текучести стали 37ХГФ с разной величиной эффекта деформационного старения.

Таким образом, параметры каждого типа кривых характеризуют в первую очередь степень закрепления стопорами (атмосферами примесных атомов и/или дисперсных частицами) и соответствующую ей плотность носителей пластического течения (дислокаций). Однако предложенная градация кривых растяжения условна, поскольку реальные кривые находятся по ряду параметров между конкретными типами.

## 4.2. Механизмы пластического течения при деформационном старении

В настоящее время исследованиями с применением различных методик установлено [19, 101-103], что в теле, деформированном растяжением, возникают волны локализованного пластического течения, которые зачастую

имеют четкую пространственно-временную периодичность. Генерация волн в пластически деформируемом теле связывается с концентраторами упругих напряжений разного масштаба.

Поскольку пластическая деформация – это процесс релаксации упругих напряжений в областях их концентрации, то распределение в нагружаемом теле концентраторов упругих напряжений и возникающих при их релаксации очагов пластической деформации совпадают.

При приложении нагрузки к образцу вдоль него распространяются продольные и поперечные колебания (сдвиги), образующие упругие волны (рис. 4.4). Колебания возбуждаются у одного конца образца (источника), а его противоположный конец является препятствием, от которого отражается бегущая волна. Если обе волны когерентны (имеют одинаковую длину и фазу), то в результате интерференции формируется стоячая упругая волна (СУВ) [20]. Возможность полного совпадения длины и фазы взаимодействующих волн в растягиваемом образце зависит от инструментальных факторов: качества изготовления образца, его центровки, выборки зазоров испытательной машины и др.

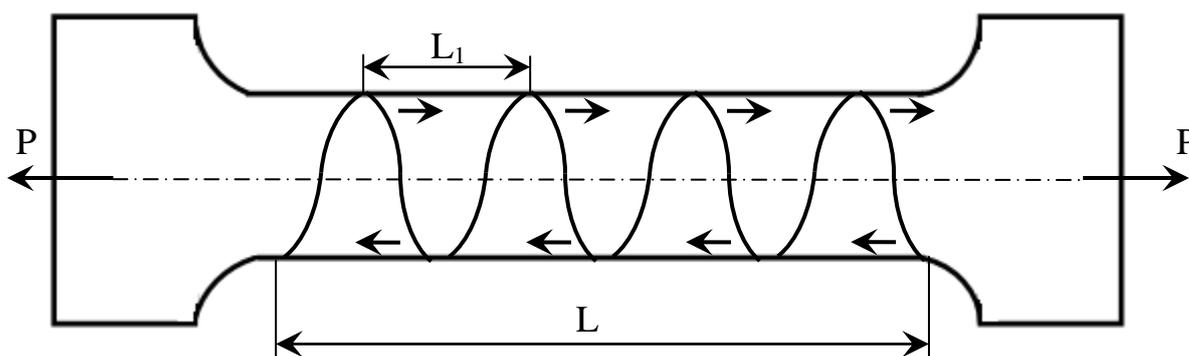


Рис. 4.4. Стоячая упругая волна, возникающая при нагружении в рабочей части образца  $L$ .

Поскольку точки с нулевой амплитудой (узлы), максимальной и минимальной амплитудами (пучности) у СУВ сохраняют во времени свои координаты, то вдоль оси стержня укладывается целое число волн  $\lambda$ , а узлы располагаются у его концов (рис. 4.4). В соседних полуволнах колебания (упругие сдвиги) частиц, показанные стрелками на рис. 4.4, происходят в противоположных фазах, и на одной стороне стержня («сверху») располагаются максимумы СУВ, то на другой («снизу») – минимумы.

Концентрация упругой деформации ограничена пластической деформацией (пластической релаксацией), и поскольку пластическая деформация начинается у концентраторов напряжений, то распределение в нагруженном образце очагов пластической деформации – каналов течения – отражает распределение концентраторов упругой деформации.

В последнее время при испытаниях на растяжение активно используется метод корреляции цифровых изображений КЦИ (digital image correlation DIC), позволяющий на основе смещений компонент пластической деформации на поверхности образца проводить анализ поведения металла на разных стадиях деформации [104-106].

Для определения векторных полей перемещений и компонент тензора деформаций вдоль любого направления относительно оси нагружения проводился анализ смещений точек на поверхности образца:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\partial V_i}{\partial r_j}, \quad (4.3)$$

где  $V_i$  – векторная компонента смещения точки вдоль направления  $i$  ( $i = x, y, z$ ),  $r_j$  – пространственная ось по направлению  $j$  ( $j = x, y, z$ ).

При этом компоненты тензора деформаций соответствуют следующим характеристикам пластичности:  $\varepsilon_{yy}$  – смещению точек вдоль оси растяжения или относительному удлинению  $\delta$ ,  $\varepsilon_{xx}$  – смещению точек вдоль направления,

перпендикулярного к оси растяжения или относительному сужению  $\psi$ ,  $\varepsilon_{xy}$  – сдвигу точек в направлении оси растяжения в плоскости XZ, перпендикулярной оси растяжения или относительному сдвигу  $\alpha$ .

**Деформация предтекучести.** Для многих сталей и сплавов на кривых растяжения уже на упругой стадии деформации (до зуба текучести) может наблюдаться микропластическая деформация или деформация предтекучести ( $\delta_{\text{прг}} \sim 0,1-0,5 \%$ ) [19, 101-103, 107-109].

На рис. 4.5 приведены начальные участки кривых растяжения для образцов с сильным (кривая I) и слабым (кривая II) эффектом деформационного старения. Несмотря на то, что небольшая по степени деформация предтекучести видна на обеих кривых, в случае более сильного закрепления дислокаций ее величина в 2 раза больше ( $\delta_{\text{прг}} \sim 0,15$  и  $0,30 \%$  для кривых I и II соответственно).

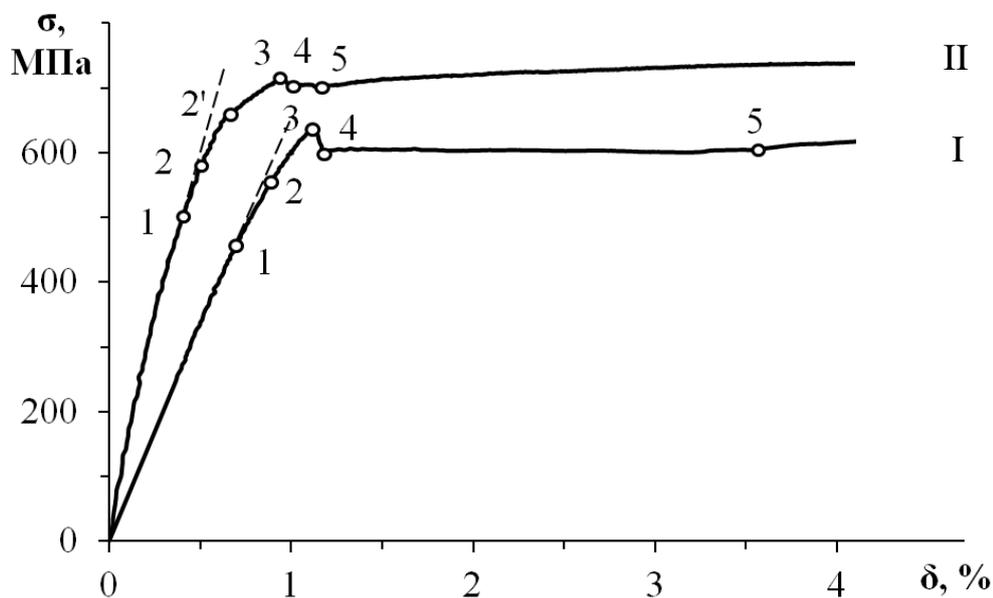


Рис. 4.5. Начальные участки кривых растяжения образцов стали 08Г2БМ в состоянии после термомеханической обработки (кривая I) и последующего низкотемпературного старения при 250°C (кривая II).

Полученные методом КЦИ картины изменения компоненты  $\varepsilon_{yy}$  при растяжении вплоть до окончания площадки текучести показаны рис. 4.6. Видно, что высокая подвижность дислокаций на участке предтекучести (участок 1-3) кривой I приводит к появлению на поверхности образца периодических полос микродеформации, расположенных под углом  $\sim 35^\circ$  к оси растяжения на одинаковом расстоянии друг от друга (т. 1 и 2 на рис. 4.6, а, показаны пунктиром).

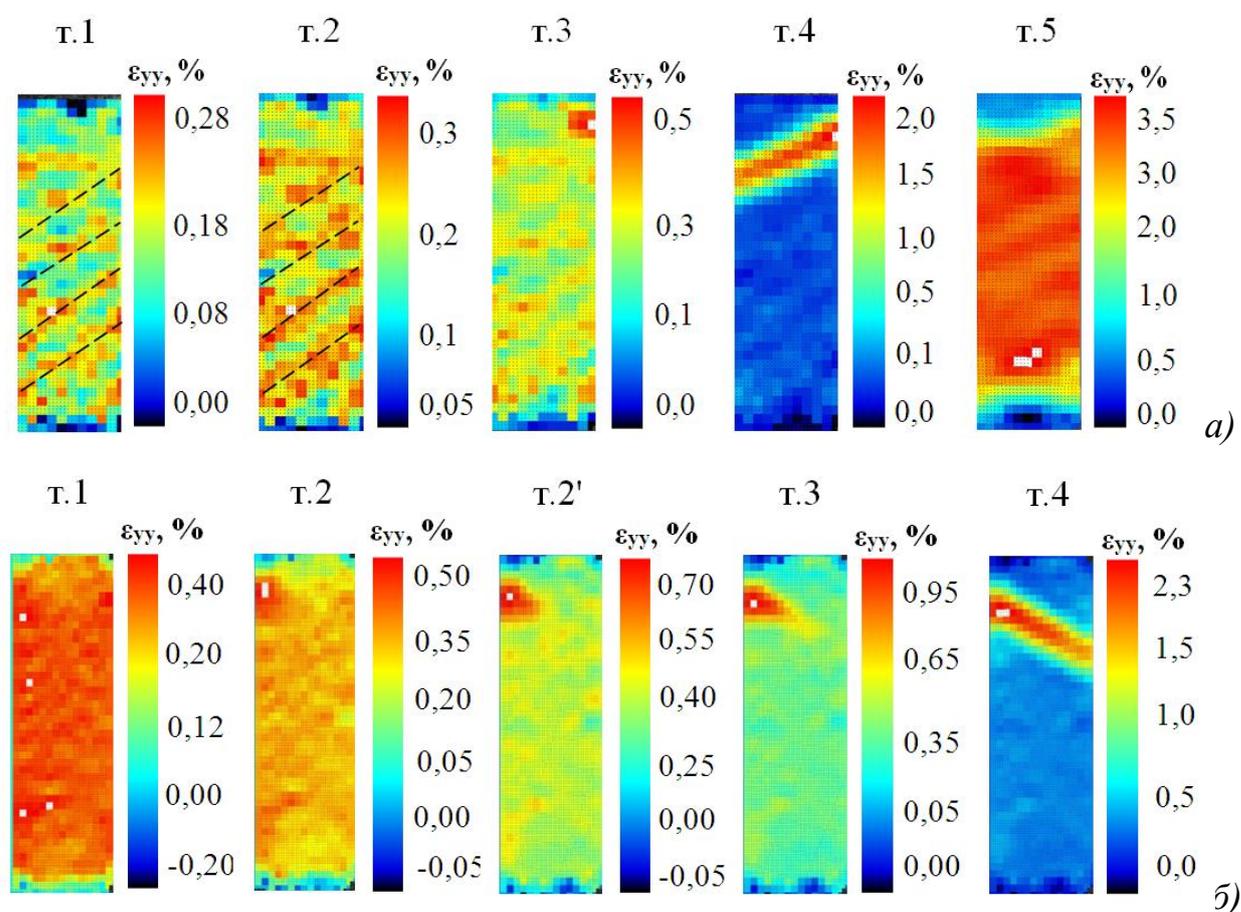


Рис. 4.6. Картины изменения компоненты деформации  $\varepsilon_{yy}$  в характерных точках 1-5 кривой I (а) и II (б) на рис. 4.5.

Поведение образца II на участке предтекучести несколько иное – более сильное закрепление дислокаций привело к хаотическому распределению

деформированных микрообъемов (зерен) на поверхности образца и одновременному росту степени деформации в них (т.1 и 2 на рис. 4.6, б).

Таким образом, деформация предтекучести, связанная, в основном, с необратимым изгибом дислокаций в отдельных благоприятно ориентированных зернах, не вносит существенного вклада в пластическую деформацию образца. Однако ее появление является индикатором степени закрепления дислокаций, а также появления микрополос деформации в максимумах упругой стоячей волны.

**Зуб и площадка текучести.** Согласно нашим наблюдениям (рис. 4.6) и данным [101], зародыш полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ) возникает уже на стадии предтекучести в виде небольшого концентратора деформации (напряжений) с максимальной деформацией в нем  $\varepsilon_{yy} \sim 0,5 \%$  (т.2 на рис. 4.6, а и т.3 на рис. 4.6, б). Он образуется вблизи боковой грани образца, чему способствуют более сильная, чем в объеме образца, деформация приповерхностных слоев и быстрая разблокировка дислокаций, поскольку поверхность является источником (и стоком) дислокаций и вакансий.

Рост зародыша от одной грани образца к противоположной происходит с огромной скоростью, зависящей от степени закрепления дислокаций. Так, в образце I с сильным закреплением дислокаций скорость роста зародыша составляет  $\sim 14$  мм/с, а в образце II со слабым закреплением дислокаций эта величина настолько велика, что не удалось зарегистрировать его промежуточные состояния при заданной частоте съемки. Увеличиваясь в размере, зародыш ПЧЛ приобретает клиновидную форму (см. образец I), поскольку его фронт, расположенный вблизи захвата испытательной машины, постепенно останавливается, а другой фронт, продвигаясь поперек образца, одновременно начинает движение вдоль его оси.

Быстрый рост зародыша соответствует скачку напряжений на кривой растяжения, что позволяет надежно отождествлять зуб текучести с этим процессом (т.4 на рис. 4.5 и 4.6). На других образцах обнаружено, что при

слабом, неоднородном закреплении дислокаций рост зародыша ПЧЛ не сопровождается возникновением зуба текучести. Пластическое течение в зародыше, приводящее к разгрузке остальных объемов образца, создает утонение в данном сечении (локализация деформации в виде микрошейки), которое обнаруживается визуально.

Формирование зародыша ПЧЛ заканчивается, когда он прорастает через все сечение образца, что соответствует началу площадки текучести. В этот момент (т.4) исходный приповерхностный концентратор деформации (напряжений) продолжает действовать ( $\varepsilon_{yy} > 2\%$ ), и, несмотря на глубокую разгрузку остальных объемов образца.

Полоса Чернова-Людерса, прошедшая через всю рабочую часть образца, выглядит в виде чередующихся полос с разной степенью деформации в них ( $\varepsilon_{yy} \sim 2,5-3,0\%$ ), унаследованных металлом от стадии предтекучести (т.5 на рис. 4.6, а). Волнообразный характер распределения по длине образца  $L$  продольной компоненты деформации  $\varepsilon_{yy}$  хорошо просматривается на профилях  $\varepsilon_{yy} - L$ , взятых по центральной трассе вдоль оси растяжения (рис. 4.7). Чередующиеся полосы деформации (каналы течения) на картинах полей деформации проявляются на профилях  $\varepsilon_{yy} - L$  в виде четырех максимумов.

Максимум, связанный с зародышем ПЧЛ, лежит вне них, но, подрастая по мере деформации, он сливается с максимумом от первого канала течения (КТ1). Расстояние между КТ, являющееся длиной волны продольной компоненты пластической деформации ( $\Delta L^{KT} = \lambda_{yy} \approx 10$  мм), сохраняется примерно таким же, как в момент их возникновения на стадии предтекучести.

Таким образом, периодически расположенные по длине образца каналы течения являются проявлением при деформации Людерса микроконцентраторов напряжений – максимумов стоячей упругой волны, образующейся в нагруженном образце при упругой деформации. При

деформации Людерса они функционируют как индивидуально, включаясь в «работу» по мере прохождения фронта ПЧЛ, так и совместно в общем очаге деформации, который содержит постоянно действующие макроконцентратор напряжений, породивший зародыш ПЧЛ, и микроконцентраторы напряжений в КТ.

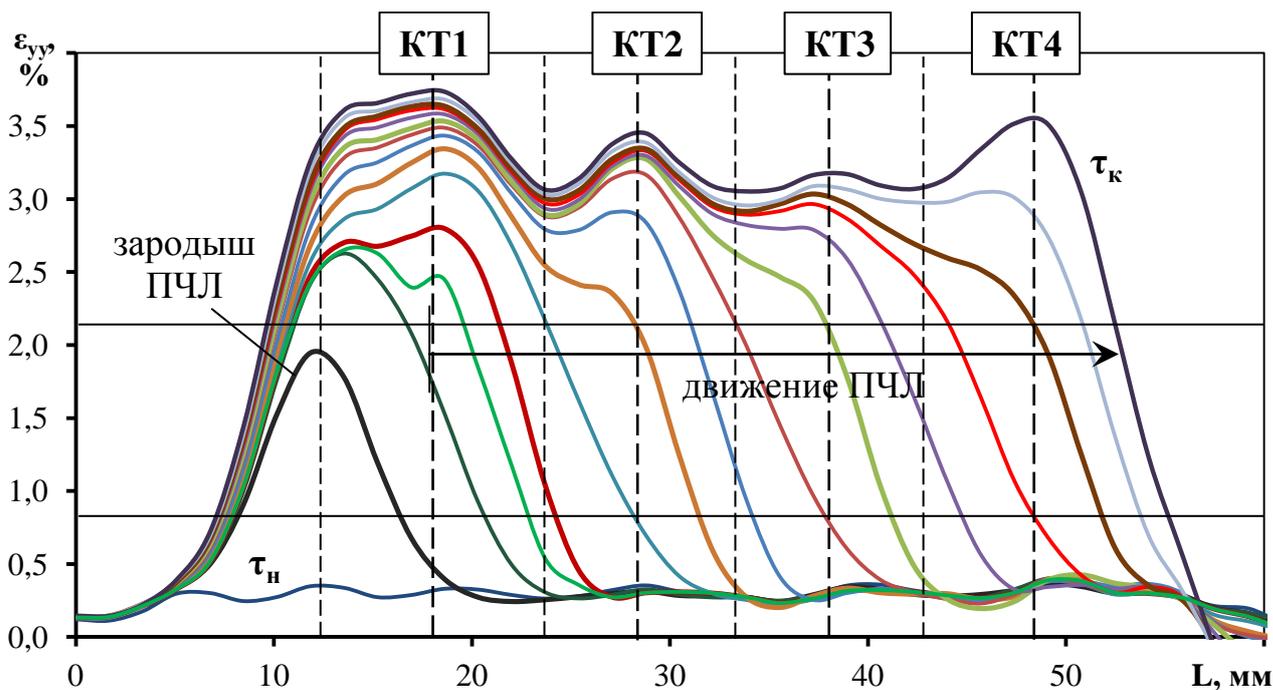


Рис. 4.7. Зарождение и рост полосы Чернова-Людерса через каналы течения КТ, наблюдаемые на профилях компоненты  $\epsilon_{yy}$  (кривая I).

Анализ распределения компоненты деформации  $\epsilon_{yy}$  на фронте и внутри ПЧЛ свидетельствует о формировании в ней к началу движения трех зон – активной (АЗ), релаксационной (РЗ) и периферийной (ПЗ) (рис. 4.7 и 4.8). В АЗ на боковой грани образца наблюдается концентратор деформации (напряжений), вокруг которого по обе стороны формируется очаг пластической деформации, состоящий в итоге из совокупности всех зон.

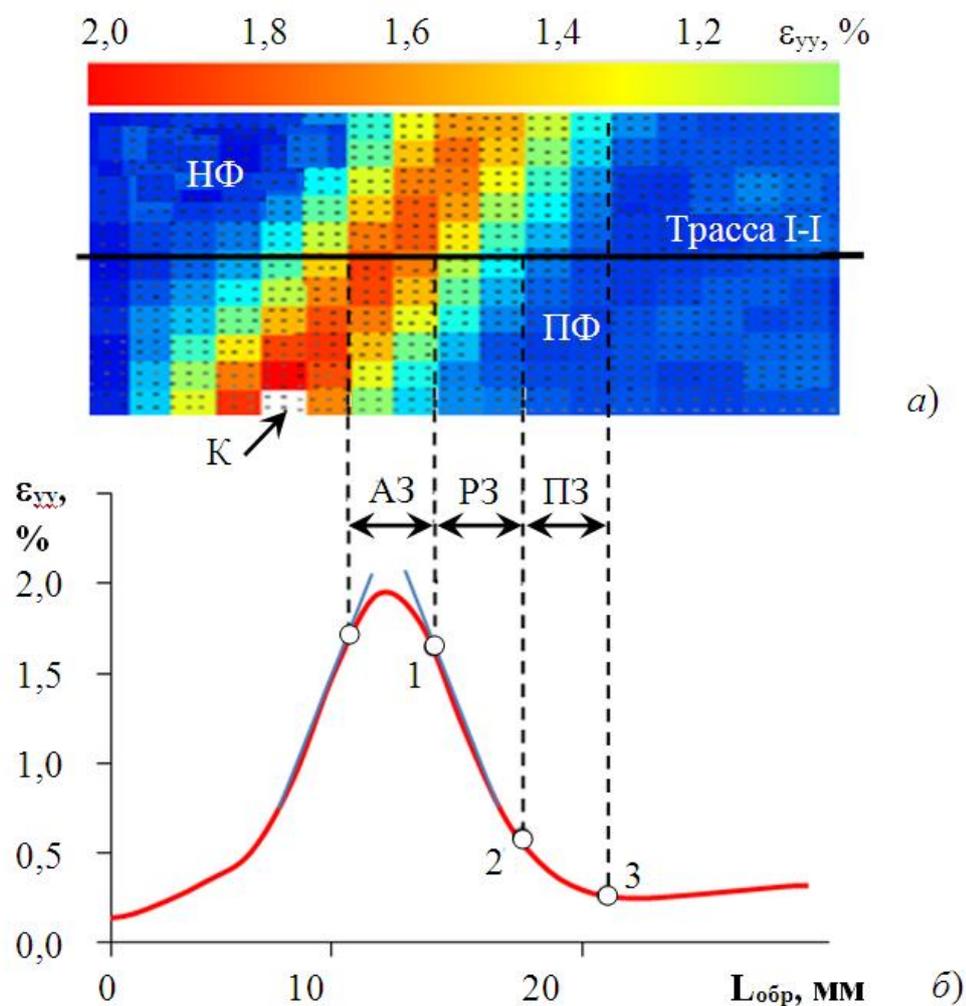


Рис. 4.8. Распределение зон на поверхности образца (АЗ – активная, РЗ – релаксационная, ПЗ – периферийная), участвующих в движении полосы Чернова-Людерса, на поле продольной деформации (а) и ее профиле (б) по трассе I-I: К – концентратор деформации (напряжений), ПФ – подвижный фронт полосы, НФ – неподвижный фронт.

Активная зона – это своеобразный реактор, где под действием расположенного в ней концентратора напряжений (деформации) непрерывно генерируются и перемещаются в полосах скольжения дислокации обычно одной системы. В ней возрастает количество дислокаций и вакансий (рост  $\varepsilon_{yy}^{\max}$ ), которыми она «снабжает» примыкающие к ней релаксационные зоны.

В этом плане РЗ и ПЗ – диссипативные зоны, где расходуется энергия (напряжение), аккумулированная в АЗ.

Если на рис. 4.7 отобразить КТ вертикальной линией, то видно, что перемещение фронта ПЧЛ связано с движением РЗ и ведомой ее ПЗ, а АЗ остается на месте. Первой в канал течения попадает ПЗ, происходит разблокировка дислокаций и активация КТ1. Генерирование и скольжение дислокаций в АЗ вызывает формирование нового пика  $\epsilon_{yy}$  (рис. 4.7) и его интенсивный рост (рис. 4.9, а) с максимальной скоростью расширения РЗ (рис. 4.9, б).

Синхронно с увеличением скорости РЗ ( $V_{PЗ}$ ) возрастает и градиент деформации (напряжений) между РЗ и ПЗ, инициирующий потоки свободных дислокаций и вакансий в ПЗ. По выходе фронта ПЧЛ из КТ эти параметры затухают, и на зависимости  $\epsilon_{yy} - L$  формируется минимум  $\epsilon_{yy}$  (рис. 4.7). Следовательно, при деформации Людерса осцилляция  $\epsilon_{yy}$ , локальной скорости перемещения фронта ПЧЛ ( $V_{PЗ}$ ) и величины потоков дефектов из РЗ в ПЗ совпадают, что свидетельствует о тесной взаимосвязи процессов, описываемых этими параметрами.

Поток дефектов в РЗ вызывает пульсирующие перемещения вдоль оси образца самой РЗ и контактирующей с ней периферийной зоны. Поскольку ширина АЗ и ПЗ изменяются весьма слабо, то можно заключить, что перемещение фронта ПЧЛ обусловлено расширением РЗ.

Полоса Чернова-Людерса – пачка параллельных полос скольжения, и расширение ПЧЛ представляется как их размножение путем индуцирования имеющейся полосой новой смежной полосы, т.е. передачу сдвига через их поверхность. Это возможно при выходе дислокации путем двойного поперечного скольжения из функционирующей плоскости скольжения [31].

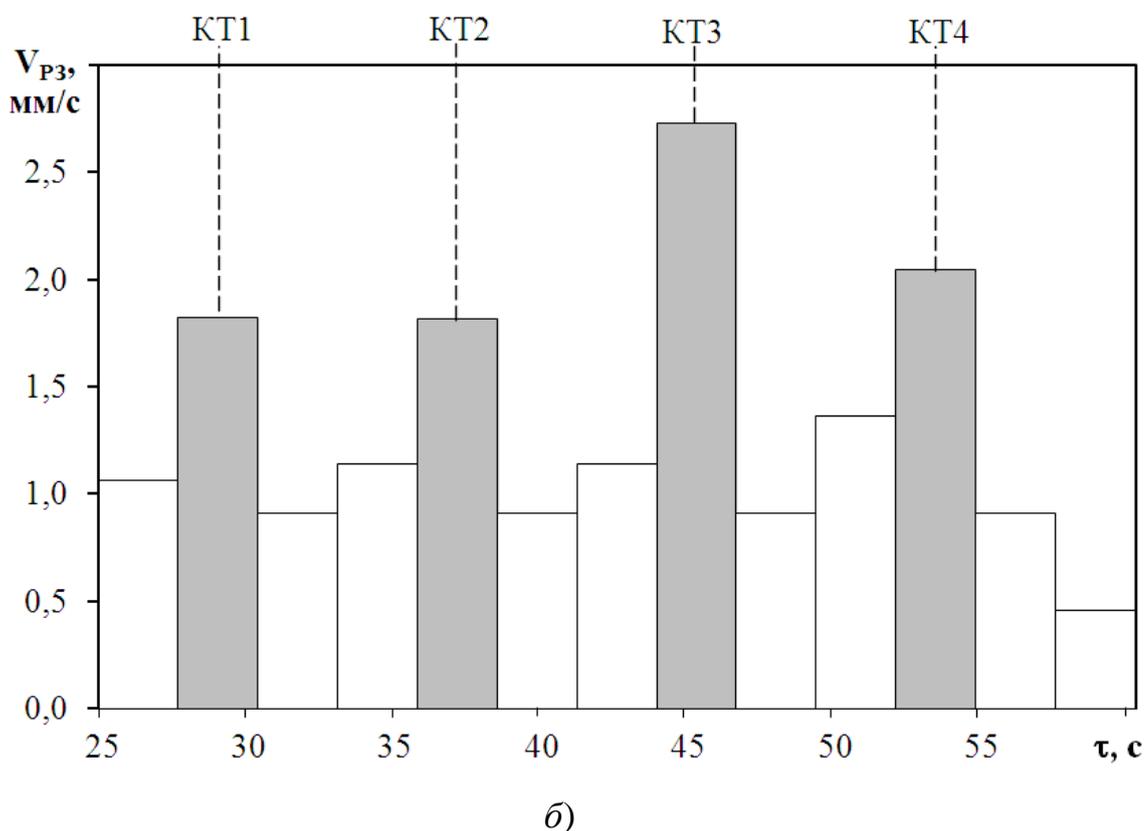
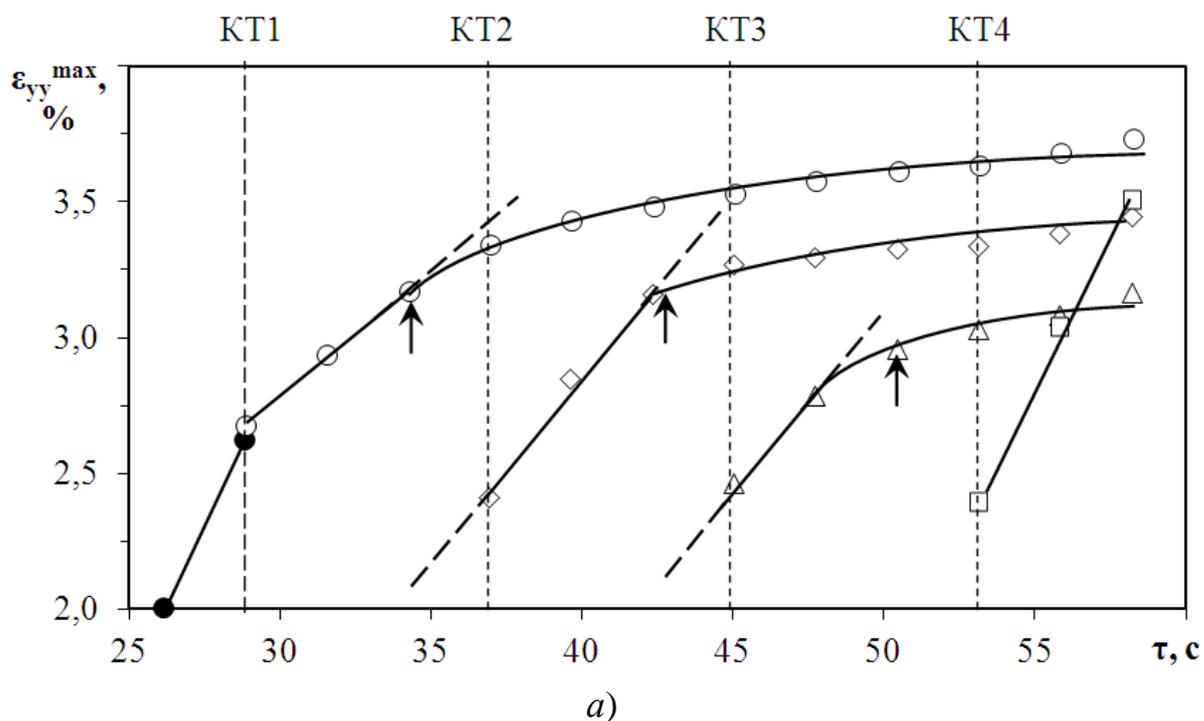


Рис. 4.9. Изменение при деформации Людерса максимальной компоненты  $\varepsilon_{yy}^{\max}$  в зародыше полосы Чернова-Людерса (З) и каналах течения (КТ) (а), а также скорости перемещения релаксационной зоны  $V_{P3}$  (б): ● – З; ○ – З+КТ1; ◇ – З+КТ1+КТ2; △ – З+КТ1+КТ2+КТ3; □ – З+КТ1+КТ2+КТ3+КТ4.

Не менее вероятна передача сдвига от исходной полосы к новой без проникновения дислокаций через их поверхность. Поверхность полосы скольжения является концентратором напряжений в  $n$  раз более сильным, чем исходный концентратор напряжений, породивший  $n$  дислокаций, что вызовет работу источников дислокаций и их движению в новой полосе.

Движение и пересечение разблокированных и генерируемых вновь дислокаций приводит к повышению концентрации свободных вакансий и их дрейфовой диффузии за пределы действующих полос скольжения. По значительному градиенту напряжений (судя по градиенту деформации между РЗ и ПЗ) – градиенту химического потенциала, что порождает осмотическую силу [110]. Сила, приложенная к образцу, складывается с осмотической силой, которая может быть не только соизмеримой с первой, но даже превышать ее.

Таким образом, расширение ПЧЛ происходит путем размножения полос скольжения, преимущественно в релаксационной зоне, при возникновении и перемещении в них дислокаций и вакансий под действием концентраторов напряжений и осмотической силы.

Функционирование АЗ и РЗ возможно при необходимом количестве свободных дислокаций – разблокированных и вновь возникших, так что рост ПЧЛ контролируется разблокировкой дислокаций в ПЗ.

Анализ кривых  $\varepsilon_{yy} - L$  на рис. 4.7 показывает следующие условия разблокировки дислокаций в изученных условиях эксперимента:

– судя по величине  $\varepsilon_{yy}$  в ПЗ, при сравнительно низких напряжениях течения ( $\tau = K_1 \sqrt{\varepsilon}$ ), при этом величину  $\varepsilon_{yy}^{ПЗ}$  можно рассматривать как критическую деформацию  $\varepsilon^{кр}$  (критическое напряжение  $\tau^{кр}$ ), выше которой в образце имеется необходимое для расширения ПЧЛ количество подвижных дислокаций;

– большой градиент напряжений (деформации  $D = \Delta\varepsilon_{yy}/\Delta L_{обр}$ ) между релаксационной и периферийной зонами, приводящий к потокам дислокаций и вакансий из РЗ в ПЗ.

Эти экспериментальные факты и их интерпретация говорят в пользу совокупного действия всех известных механизмов разблокировки дислокаций, а малая величина  $\varepsilon^{кр}$  ( $\tau^{кр}$ ) позволяет считать, что механизм расцепления дислокаций от блокирующих их частиц (атмосфер) является основным при стоке свободных дислокаций и вакансий в ПЗ.

Деформация Людерса, локализованная в полосе скольжения, подобна I стадии деформации монокристалла, когда движение дислокаций происходит по первичной системе скольжения с очень ограниченным скольжением по другим системам [31].

Это позволяет использовать пропорциональную зависимость между плотностью дислокаций  $\rho_d$  и сдвиговой деформацией  $\varepsilon$ :

$$\rho_d = K_2 \cdot \varepsilon, \quad (4.4)$$

где  $K_2 = \text{const}$ , и сопоставлять плотность дислокаций в зонах очагов деформации.

Так, в начале ПЗ величина  $\varepsilon_{yy} \approx 0,7\%$  и не меняется при деформации Людерса (рис. 4.7). Среднюю величину  $\varepsilon_{yy}$  в АЗ примем  $\bar{\varepsilon}_{yy}^{АЗ} \approx 3,5\%$ , так как она находится в пределах 3,2-3,7%. Тогда  $\bar{\varepsilon}_{yy}^{АЗ}/\varepsilon_{yy}^{ПЗ} \approx 0,5$  и из уравн. (4.4) следует, что в результате работы источников  $\rho_d$  в АЗ возрастает примерно на полпорядка по сравнению с исходной, которая в исследованных образцах составляет  $\rho_d \sim 6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  [72].

Таким образом, детальный анализ процессов образования и роста зародыша ПЧЛ, функционирования каналов течения и зон в них показало, что расширение ПЧЛ является результатом непрерывной пластической

деформации внутри полосы, т.е. движение фронта ПЧЛ требует постоянной работы «тыла».

Энергетические расходы при деформации образца на площадке текучести связаны с наклепом металла в ПЧЛ, возникновением и расширением очага деформации, разблокировкой имеющихся дислокаций во всем объеме рабочей части образца. Соотношение работы пластической деформации ( $A$ ), расходуемой на каждый из этих процессов, можно оценить по величине площадей ( $S$ ) зон на кривых  $\varepsilon_{yy} - L$ , поскольку  $A = \sigma \cdot L$ , а  $\sigma \sim K_1 \sqrt{\varepsilon}$ . Из рис. 4.7 вытекает, что самой энергоемкой, имеющей наибольшую площадь является РЗ, т.е. расходы энергии пластической деформации на движение ПЧЛ являются наибольшими. В этом плане ей несколько уступают энергозатраты на наклеп деформированного металла, тогда как самым низкоэнергетическим является процесс разблокировки дислокаций в локальной области образца, протекающий последовательно по его длине.

Следовательно, с одной стороны, наиболее низкоэнергетический процесс разблокировки дислокаций, подобно спусковому крючку, запускает значительно более энергоемкие процессы. С другой стороны, именно высвобождение дислокаций при максимальной концентрации напряжений и локализации пластического течения является основным процессом при деформации металла на площадке текучести.

Большой научный интерес представляет собой изучение картины пластического течения при образовании и движении ПЧЛ. Сложившиеся представления о механическом поведении металлов на площадке текучести свидетельствуют о том, что ПЧЛ не вызывает деформационного упрочнения, а пластическая деформация при ее росте идет только перед движущимся фронтом [111-113]. Однако анализ профилей компоненты  $\varepsilon_{yy}$  показал, что рост ПЧЛ сопровождается пластической деформацией внутри полосы (см. КТ1 на рис. 4.7).

Более подробный анализ картины пластической деформации на фронте и в полосе Чернова-Людерса с использованием электронной ориентационной микроскопии и микроиндентирования однозначно доказал протекание пластической деформации в растущей ПЧЛ. Изучение строения ПЧЛ проводилось на образцах стали 08Г2Б в двух структурно-фазовых состояниях: 1 – после КПУО, 2 – после КПУО и последующего нагрева на  $680^{\circ}\text{C}$  с выдержкой при этой температуре 30 мин. и охлаждением на воздухе.

Возникающий при термообработке эффект деформационного старения проявлялся на кривых растяжения в виде сравнительно небольшой по протяженности площадки текучести, а на полях КЦИ – в виде двух пересекающихся ПЧЛ. На поверхности образца можно выделить несколько областей с разной по величине осевой компонентой  $\varepsilon_{yy}$  (рис. 4.10).

В непретерпевших деформацию участках величина  $\varepsilon_{yy} = 0$  (область 1 на рис. 4.10), неподвижный фронт ПЧЛ имеет градиент  $\varepsilon_{yy}$  от 0,5 до 2,0 % (области 2-4) и, наконец, в середине полосы наблюдается максимальное значение  $\varepsilon_{yy}$  (область 5). При этом картина КЦИ сдвиговой компоненты  $\varepsilon_{xy}$  имеет совершенно другой вид – на поверхности видны участки (области А и А') деформации разного знака величиной  $\varepsilon_{xy} \sim 0,3$  %, в которых, по видимому, происходит небольшой разворот образца относительно оси растяжения.

Измерение микротвердости по трассе вдоль ПЧЛ показало, что по сравнению с недеформированными областями микротвердость внутри полосы  $\text{HV}_{\mu}$  выше на  $\sim 25$  единиц и составляет  $\text{HV}_{\mu} = 285$  (рис. 4.10, б). Согласно найденной нами для данной стали в [114] зависимости:

$$\text{HV}_{\mu} = 1,3 \cdot \varepsilon + 260, \quad (4.5)$$

степень деформации в ПЧЛ соответствует  $\varepsilon = 15\%$ . Это значение не совпадает с реальным уровнем относительного удлинения на площадке текучести  $\delta_T = 3,5\%$ , определенной по кривой растяжения.

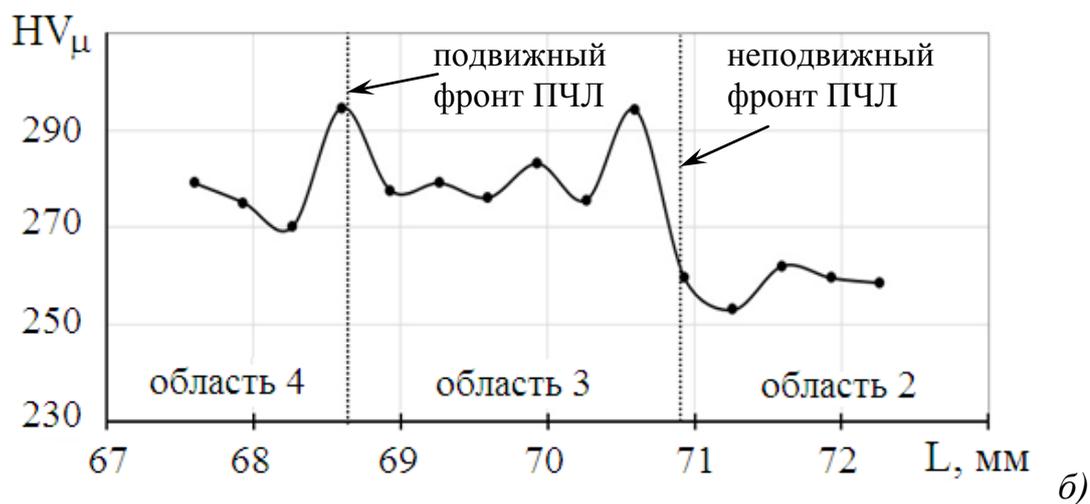
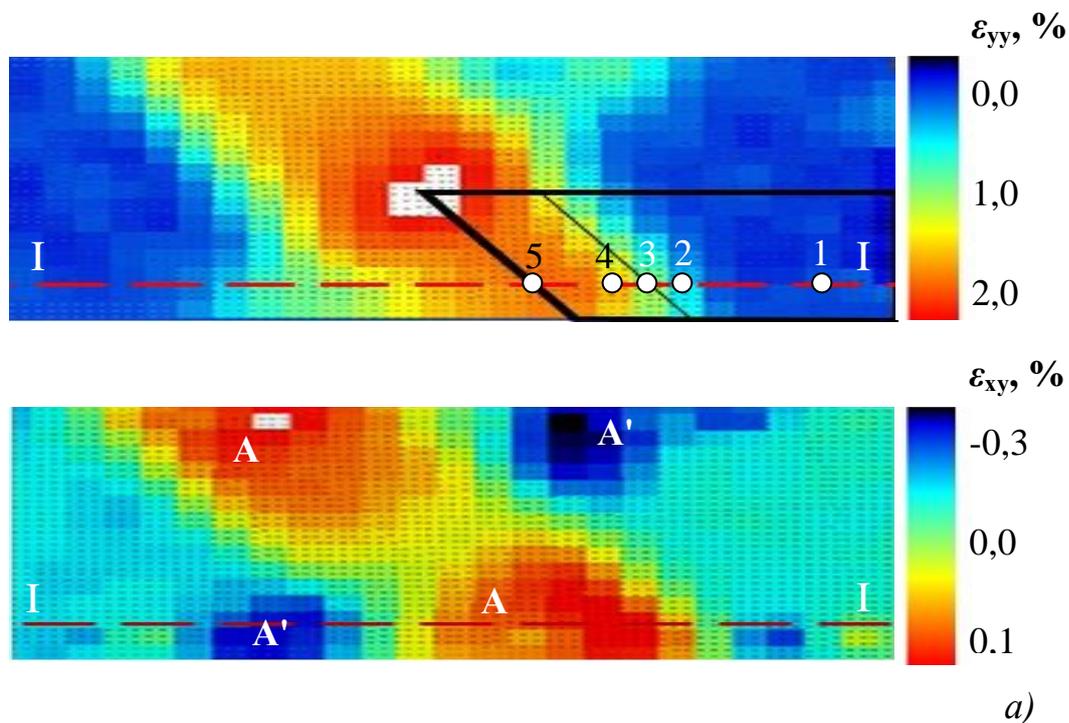


Рис. 4.10. Картины полей деформации по трассе I-I:

а) компоненты  $\varepsilon_{yy}$  и  $\varepsilon_{xy}$ ; б) микротвердость  $HV_{\mu}$ .

Однако если учесть, что удлинение образца на площадке текучести происходит исключительно за счет пластического течения в ПЧЛ, то базой для определения степени деформации является не расчетная длина образца, а ширина ПЧЛ вдоль оси растяжения. В этом случае полученное значение  $\delta_T \sim 14\%$  близко к значению, найденному по приросту микротвердости. При этом по данным КЦИ деформация в каждой точке ПЧЛ в ходе ее роста будет возрастать вплоть до окончания площадки текучести (рис. 4.7).

Анализ микроструктуры и EBSD-карт показал, что в образце исследованной стали после КПУО имеется ярко выраженная полосчатость и формируется четко выраженная многокомпонентная текстура [114]. Так, перед фронтом ПЧЛ наблюдаются полосы шириной в среднем  $\sim 300$  мкм, наклоненные к оси растяжения образца на  $\sim 60^\circ$  (рис. 4.11, а). Внутри полосы происходит утонение полос, смена их ориентировки (показано пунктиром) и измельчение структурных элементов с одной ориентировкой (цветом) – ширина полос составляет 100-200 мкм, а угол их наклона повышается до  $\sim 80^\circ$  (область 4 на рис. 4.11, б). При этом компоненту текстуры  $\langle 101 \rangle$ , преобладающую в недеформированных участках образца, сменяет компонента  $\langle 001 \rangle$ , а также возрастает количество зерен различной ориентировки (рис. 4.11, в, г).

Отмеченные особенности пластического течения в ПЧЛ наглядно иллюстрируются результатами анализа функции распределения ориентировок (ФРО) в сечении под углом  $\varphi = 45^\circ$ , в котором находится большинство компонент текстуры деформации ОЦК металлов (рис. 4.12). Для текстуры прокатки характерно наличие достаточно сильных компонент  $\{112\}\langle 110 \rangle \dots \{113\}\langle 110 \rangle$ , ориентационная плотность которых более чем в 20 раз превышает ориентационную плотность в бестекстурном образце, а также слабых симметричных компонент  $\{112\}\langle 113 \rangle$  с ориентационной плотностью около 4 ед. (рис. 4.12, а, тип I на рис. 4.13).

По сравнению с горячекатаным состоянием нагрев стали на 680°C приводит к образованию более размытых текстур с меньшей ориентационной плотностью – помимо снижения ориентационной плотности компонент типа I появляются слабые компоненты  $\{332\}\langle 023\rangle\dots\{332\}\langle 133\rangle$  и  $\{113\}\langle 361\rangle$  и  $\{112\}\langle 351\rangle$ , угол отклонения которых от направления  $\langle 110\rangle$  составляет  $\pm 10\dots 15^\circ$  (рис. 4.12, б, тип II на рис. 4.13).

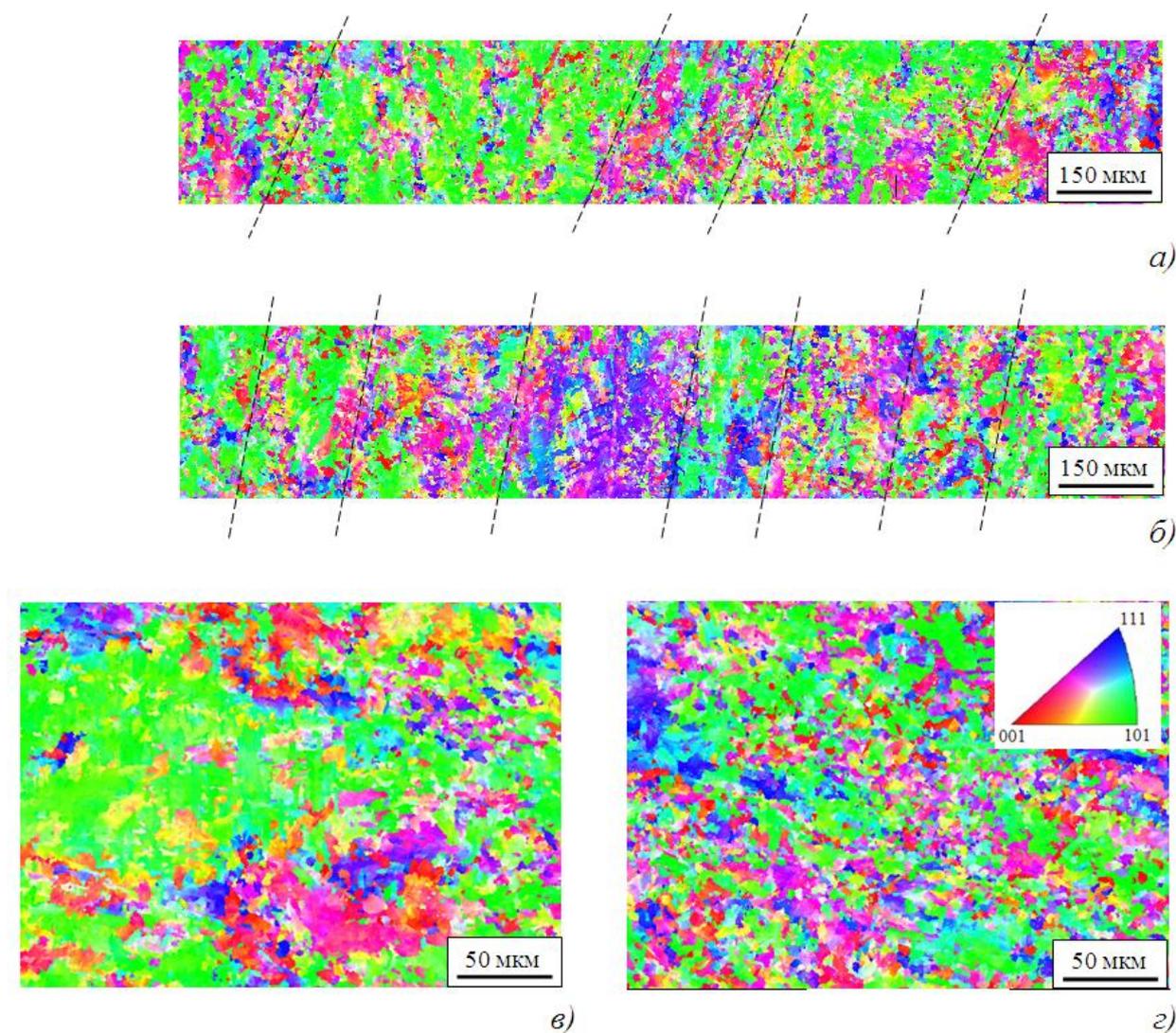


Рис. 4.11. EBSD-карты исследованных участков образца:

*а*) – снаружи фронта ПЧЛ (область 2), *б*) – внутри фронта ПЧЛ (область 4),  
*в*) – неперетерпевшего деформацию (область 1), *г*) – в центре ПЧЛ (область 5).

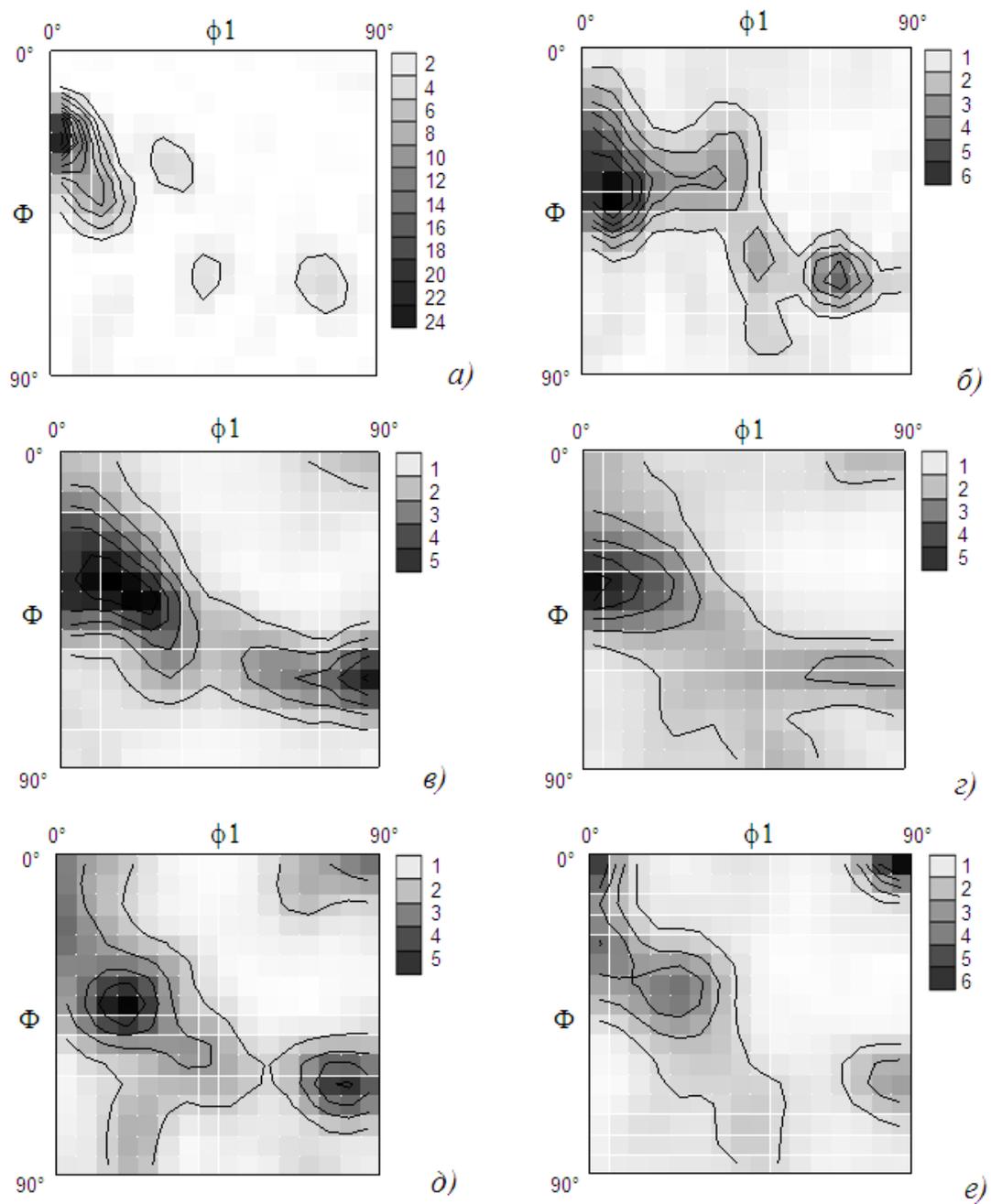
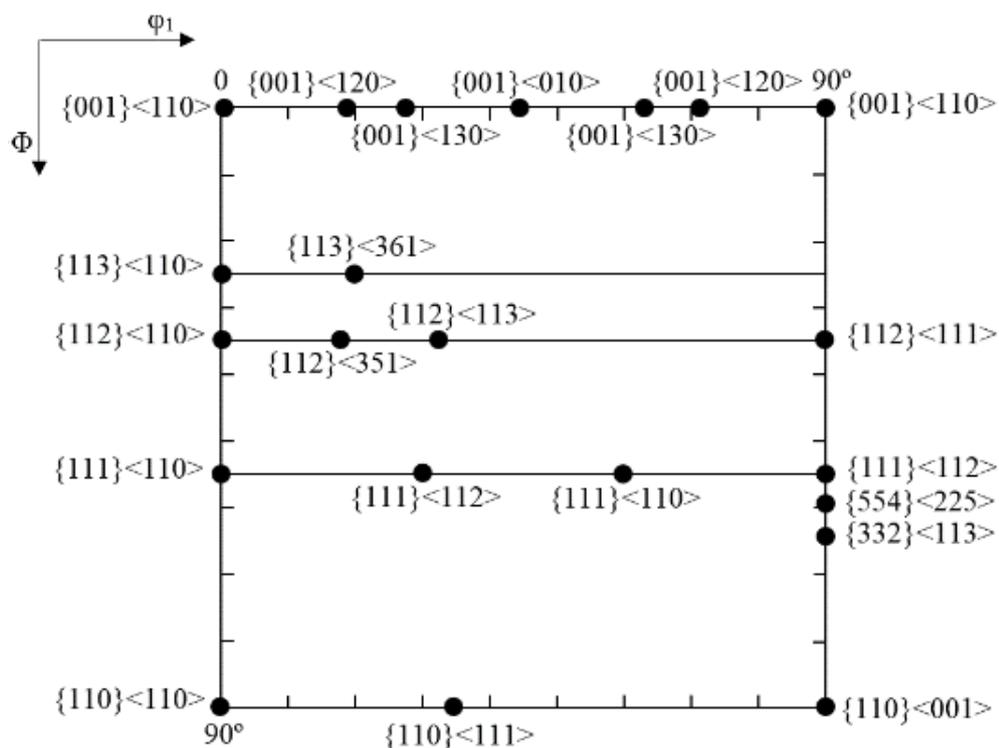


Рис. 4.12. Сечения ФРО при  $\varphi = 45^\circ$  исследованных участков  
образца стали 08Г2Б:

- a)* после контролируемой прокатки; *б)* после нагрева на  $680^\circ\text{C}$  (область 1);  
*в)* перед фронтом ПЧЛ (область 2); *г)* фронт ПЧЛ (область 3);  
*д)* начало ПЧЛ (область 4); *е)* середина ПЧЛ (область 5).



Тип	Системы скольжения
I	$\{112\}\langle 110\rangle \dots \{113\}\langle 110\rangle, \{112\}\langle 113\rangle$
II	$\{332\}\langle 023\rangle \dots \{332\}\langle 133\rangle, \{113\}\langle 361\rangle, \{112\}\langle 351\rangle$
III	вдоль плоскости (111)
IV	$\{001\}\langle 110\rangle$

Рис. 4.13. Положение основных ориентировок пространства углов Эйлера при  $\varphi = 45^\circ$  и их типы в зависимости от системы скольжения в стали 08Г2Б.

Появление перед фронтом ПЧЛ слабых текстурных компонент типа III ( $\sim 3$  ед.) вдоль плоскости (111) можно связать с небольшой деформацией, вызывающей соответствующий разворот кристаллов. На этом же уровне она сохраняется в ПЧЛ. Здесь наиболее ярким моментом является появление компоненты типа IV. На фронте полосы ее интенсивность всего  $\sim 2$  ед., но она заметно возрастает при смещении вглубь ПЧЛ, достигая  $\sim 6$  ед. в

середине ПЧЛ. Это позволяет полагать, что именно компонента текстуры  $\{001\}\langle 110\rangle$  отражает пластическое течение в ПЧЛ, сосредоточенное в одной системе скольжения, которое тождественно первой стадии деформации монокристалла [31].

Таким образом, трансляционно-ротационный характер пластического течения в ПЧЛ приводит к сохранению компонент текстуры  $\{112\}\langle 110\rangle\dots\{113\}\langle 110\rangle$  и  $\{112\}\langle 113\rangle$ , унаследованных металлом от горячей деформации, и появлению новых компонент  $\{112\}\langle 111\rangle$  и  $\{001\}\langle 110\rangle$  (рис. 4.14). От периферии к середине ПЧЛ интенсивность компоненты  $\{001\}\langle 110\rangle$  возрастает в  $\sim 2,5$  раза, тогда как величина других компонентов ПЧЛ остается примерно на одном уровне.

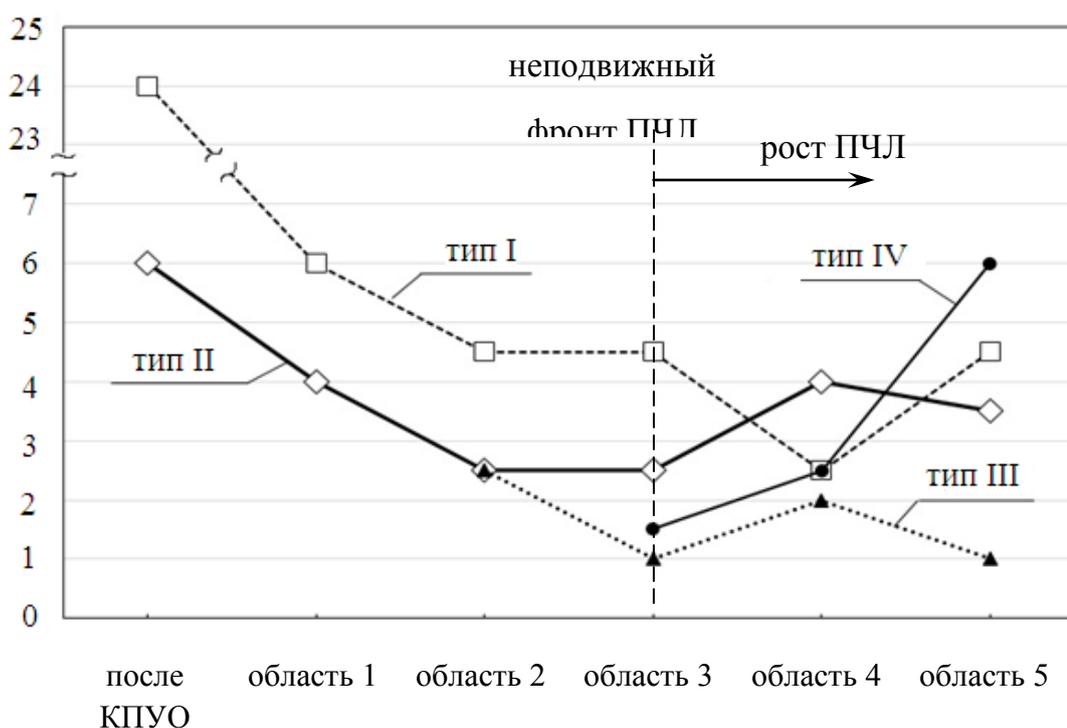


Рис. 4.14. Плотность текстурных компонент в различных участках ПЧЛ.

Резюмируя результаты проведенного эксперимента можно заключить, что компоненты тензора деформации  $\varepsilon_{ij}$ , оцениваемые по смещению элементов поверхности, сравнительно невелики (несколько процентов), однако общая деформация в ПЧЛ даже в начале ее роста составляет  $\geq 10\%$  и непрерывно увеличивается, судя по росту  $\varepsilon_{ij}$ , на всем протяжении деформации Людерса. Значит, необходимым условием движения фронтов ПЧЛ (расширение полосы) является непрерывное возникновение и движение дислокаций и вакансий внутри ПЧЛ под действием одного концентратора напряжения (деформации), расположенного внутри полосы.

Используя тот факт, что деформация Людерса идет путем расширения ПЧЛ, объем металла рабочей части образца можно выразить через объемные доли металла, неперетерпевшего деформацию  $q_{исх}$  и деформированного в полосе  $q_d$ . Рост полосы приводит к увеличению вовлеченного в пластическое течение металла  $q_d$ , и соответствующему снижению величины  $q_{исх}$ , то есть в любой момент времени на площадке текучести справедливо равенство  $q_{исх} + q_d = 1$ . Тогда напряжение площадки текучести  $\sigma_T$  можно выразить как аддитивно как сумму прочности недеформированных объемов металла ( $\sigma_{исх} \cdot q_{исх}$ ) и прочности деформированных объемов, через которые прошла ПЧЛ ( $\sigma_d \cdot q_d$ ) (рис. 4.15):

$$\sigma_T = \sigma_{исх} \cdot q_{исх} + \sigma_d \cdot q_d. \quad (4.6)$$

Рост ПЧЛ происходит за счет вовлечения в деформацию новых объемов и приводит к формированию в них после прохождения полосы Чернова-Людерса все большей плотности дислокаций  $\rho_d$  и последовательному росту их прочности.

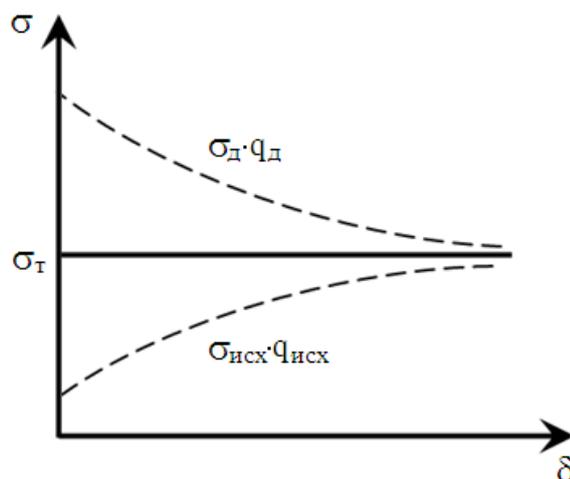


Рис. 4.15. Схема, поясняющая формирование предела текучести  $\sigma_T$  при деформации Людерса [115].

При этом прирост доли деформированных объемов  $q_d$  контролируется повышением их прочности. Именно такое «регулирование» ответственно за плато на кривой растяжения  $\sigma = f(\delta)$  (рис. 4.15).

**Пересечение полос Чернова-Людерса.** Пластическое течение на равномерной стадии деформации при движении одной ПЧЛ проявляется через действие каналов течения, когда структура и мода пластического течения наследуются от деформации Людерса на площадке текучести. При повышении степени закрепления дислокаций (усилении эффекта деформационного старения) способность первой ПЧЛ к движению снижается, и деформация Людерса протекает либо за счет появления новых ПЧЛ, либо за счет их взаимодействия друг с другом. При этом невыясненным остается вопрос о роли механизмов деформации Людерса в механическом поведении металла на последующих стадиях пластического течения.

Для выяснения этой роли образцы стали 08Г2Б в состоянии после КПУО подвергались термообработке по режимам, обеспечивающим

появление в металле разного по величине эффекта деформационного старения (степени закрепления дислокаций) (рис. 4.16):

- нагрев на 680°С без выдержки, охлаждение на воздухе (образец I);
- нагрев на 1000°С,  $\tau = 30$  мин., закалка в воду + нагрев на 680°С,  $\tau = 30$  мин., охлаждение на воздухе (образец II);
- нагрев на 250°С,  $\tau = 30$  мин., охлаждение на воздухе (образец III).

Оценка величины ЭДС по изменению параметров равномерной стадии деформации (предела текучести  $\sigma_T$ , отношения  $\sigma_T/\sigma_B$ , равномерного относительного удлинение  $\delta_p$ ) позволила ранжировать исследуемые обработки по степени закрепления дислокаций следующим образом – наиболее слабое закрепление дислокаций наблюдается при обработке по режиму I, а самое сильное – при обработке по режиму III.

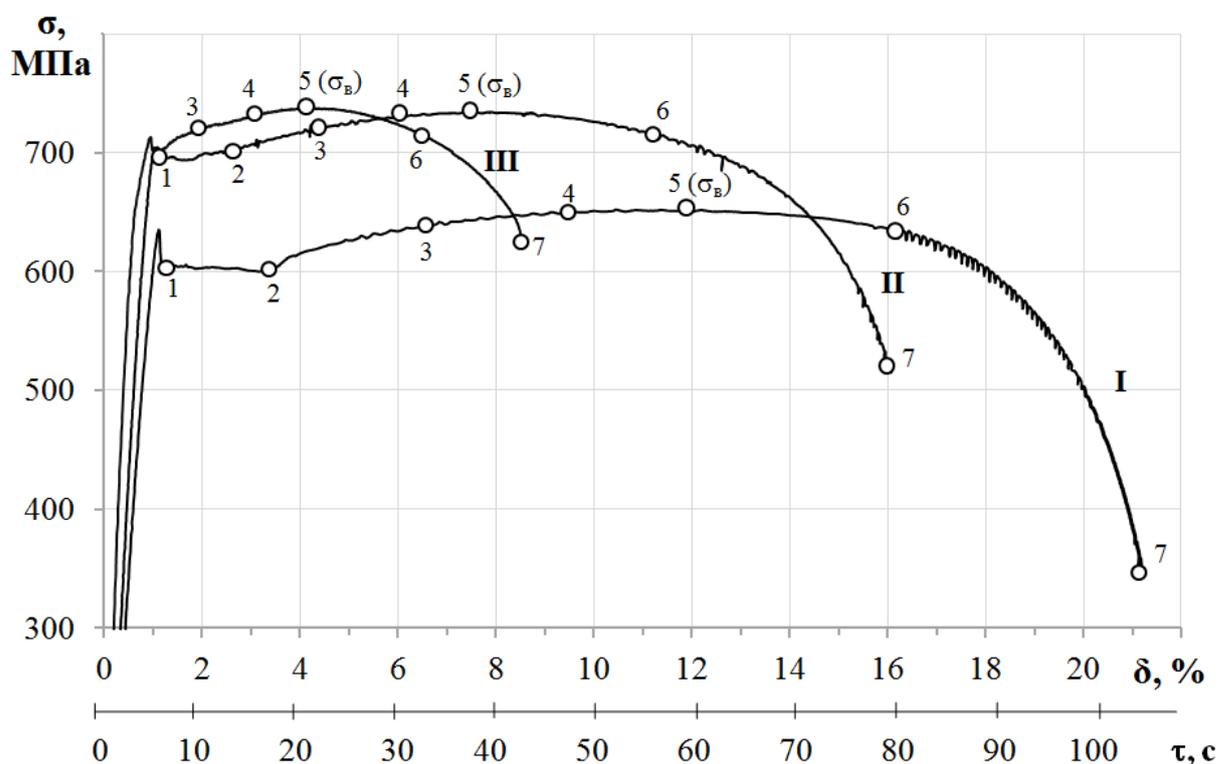


Рис. 4.16. Кривые растяжения образцов стали 08Г2Б в исходном состоянии (после КПУО) и с разной величиной эффекта деформационного старения: I – слабый, II – средний, III – сильный; участок 1-2 – площадка текучести; участок 2-5 – равномерная стадия, участок 5-7 – сосредоточенная стадия.

Необходимо отметить, что механизм деформации Людерса при движении одной ПЧЛ был уже подробно описан выше, поэтому остановимся на анализе механического поведения образцов с более сильным ЭДС. Так, деформация Людерса образца II включала в себя возникновение и распространение восьми попарно пересекающихся ПЧЛ (рис. 4.17).

В начале площадки текучести на поверхности образца наблюдается одна ПЧЛ (т.1 на рис. 4.17, б), которой на профиле  $\varepsilon_{yy} = f(L)$  соответствует максимум  $\varepsilon_{yy} \sim 2,0\%$  в центре (рис. 4.18, б). Вторая ПЧЛ, достигнув противоположной боковой поверхности образца, инициирует здесь зарождение третьей ПЧЛ, тогда как первая ПЧЛ приводит аналогичным образом к возникновению четвертой ПЧЛ (пунктирные линии на рис. 4.17, б).

Две пересекающиеся ПЧЛ формируют очаг деформации (ОД), состоящий в месте их пересечения из четырех периферийных остатков ПЧЛ и центральной области. Возникновение к концу площадки текучести нескольких ОД обуславливает «пятнистое» распределение деформации на исследуемой поверхности образца (т.2 на рис. 4.17, б).

На равномерной стадии деформации на осевых профилях  $\varepsilon_{yy} = f(L)$  сохраняются четыре пика (a, b, c, d), аperiodически расположенные по длине образца (т.3-5 на рис. 4.17, б, рис. 4.18, б). Лидирующим является первый пик (a), который имеет наиболее быстрый рост  $\varepsilon_{yy}$  и непрерывное смещение в сторону больших значений  $L$ . К окончанию равномерной стадии (т.5 на рис. 4.17, б и рис. 4.18, б) деформация сосредоточена преимущественно в этом очаге деформации благодаря отставанию роста других.

В образце III к началу площадки текучести зародыш ПЧЛ прорастает на всю ширину образца (т.1 на рис. 4.17, в), но весьма быстро у противоположной боковой поверхности образца возникает и растет зародыш второй ПЧЛ, образуя к концу площадки текучести очаг деформации,

состоящий из центральной области и четырех выходящих из нее углов периферийных остатков ПЧЛ (показаны пунктиром, см. т.2 на рис. 4.17, в).

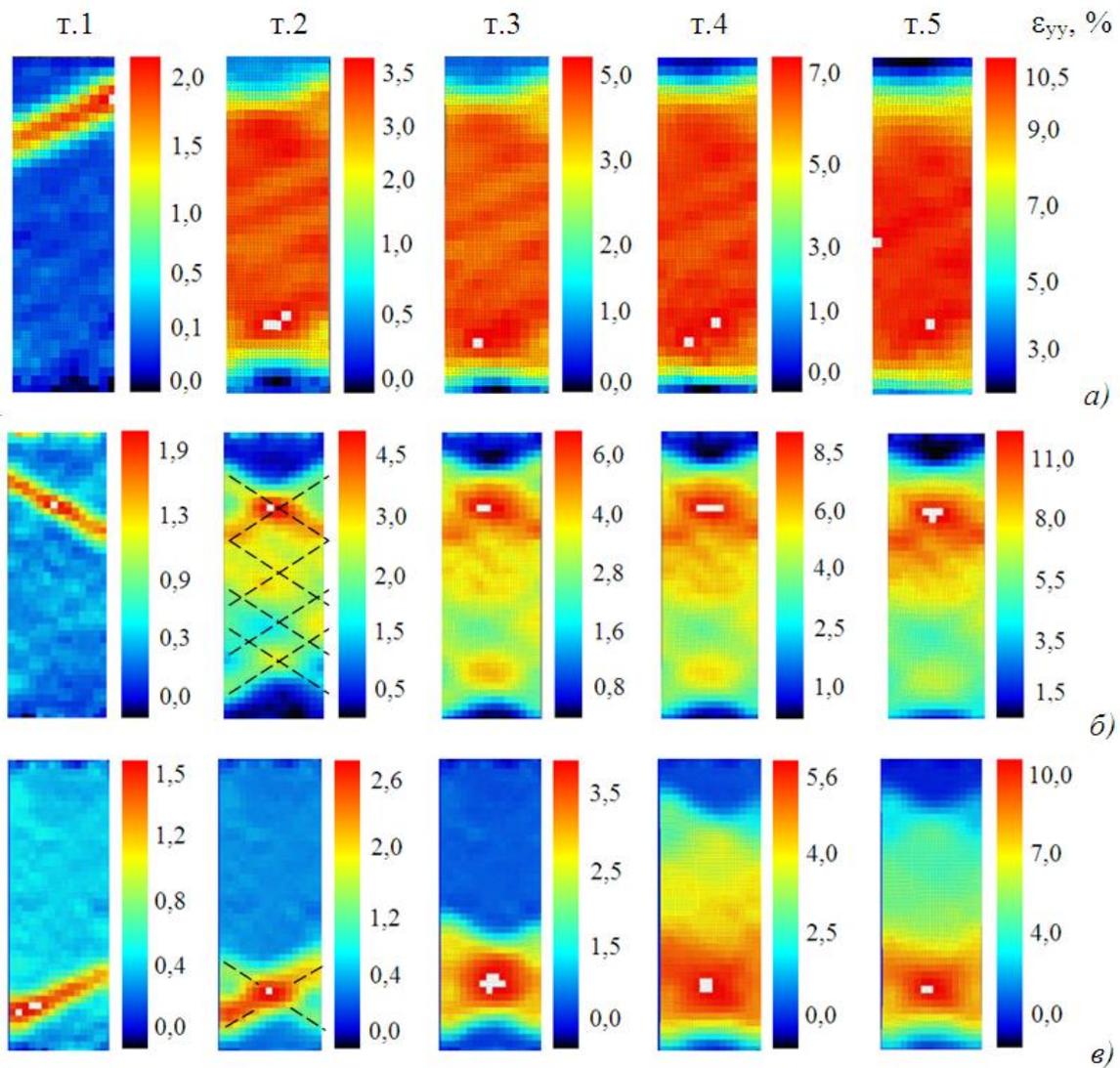


Рис. 4.17. Поля продольной компоненты тензора деформации  $\epsilon_{yy}$  на площадке текучести (т. 1-2 на рис. 4.16) и равномерной стадии (т. 3-5 на рис. 4.16):

а) – образец I, б) – образец II, в) – образец III.

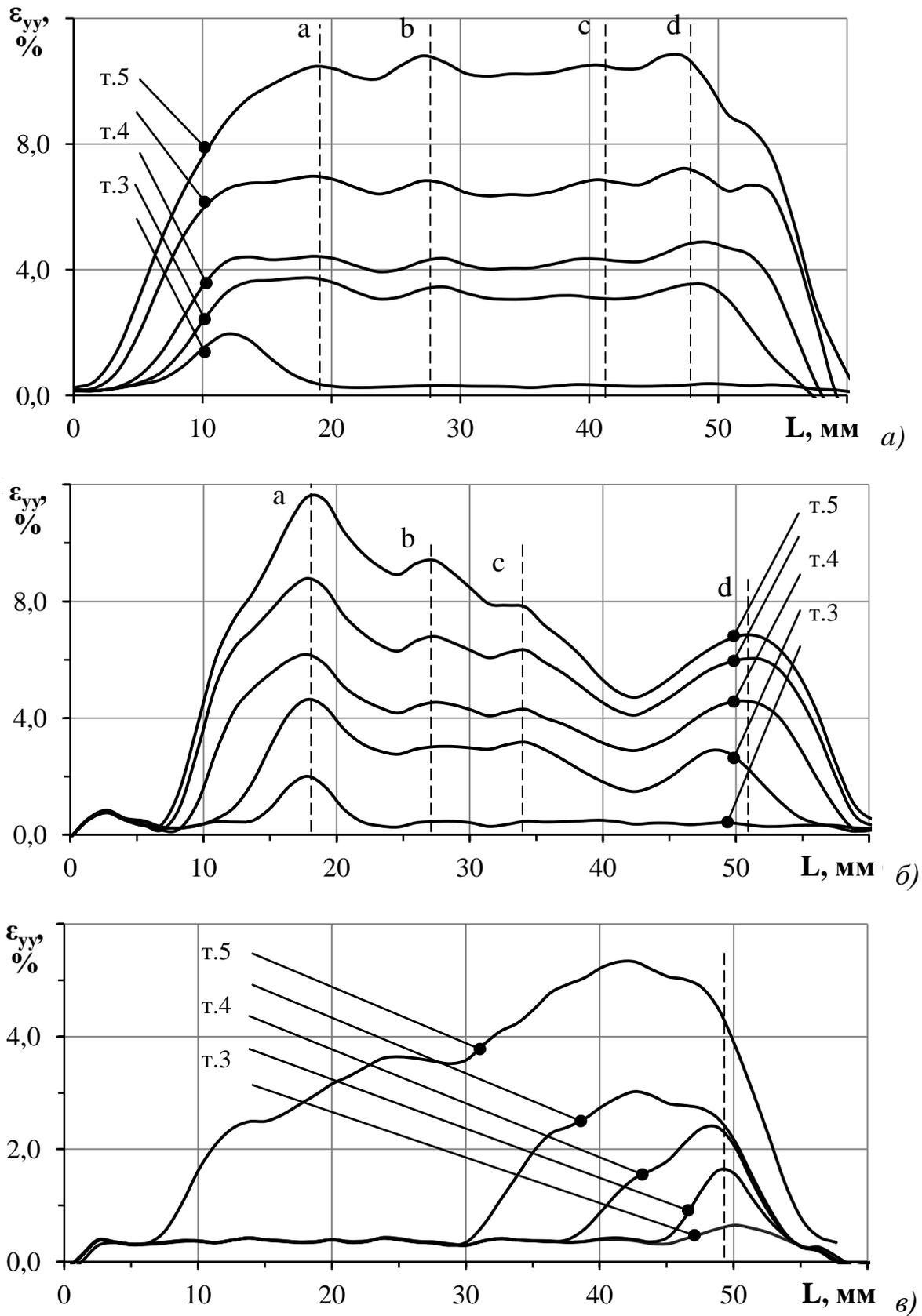


Рис. 4.18. Профили распределения компоненты  $\epsilon_{yy}$  вдоль центральной оси по длине образца  $L$ : а) – образец I, б) – образец II, в) – образец III.

На профилях  $\varepsilon_{yy} = f(L)$  появлению первой ПЧЛ соответствует сравнительно небольшой по величине пик ( $\varepsilon_{yy} \sim 0,7\%$ ) (рис. 4.18, в). Появление второй ПЧЛ, пересекающей первую, приводит к росту  $\varepsilon_{yy}$  при образовании центрального очага деформации. Развитие пластического течения на равномерной стадии деформации связано с быстрым увеличением высоты и площади под кривой  $\varepsilon_{yy} = f(L)$ , отвечающей очагу деформации, слабо дрейфующего к середине образца.

Таким образом, анализ полей продольной компоненты пластической деформации  $\varepsilon_{yy}$  и ее профилей, полученных методом КЦИ при растяжении образцов с разной величиной ЭДС, показал, что существует два вида деформации Людерса.

При минимальном закреплении дислокаций наблюдается полосовой механизм деформации Людерса, когда возникновение и движение одной полосы Чернова-Людерса приводит к росту очага деформации на площадке текучести в пределах всей рабочей части образца. Подобный механизм сохраняет на достаточно высоком уровне способность металла к деформационному упрочнению на равномерной стадии деформации (деформируемость) и к работе с концентратором напряжений (с шейкой) на сосредоточенной стадии деформации (трещиностойкость).

При более сильном закреплении дислокаций реализуется другой механизм деформации Людерса, при котором очаг деформации состоит из центральной области, где произошло пересечение двух ПЧЛ, и их периферийных участков. Если полосовой рост одной ПЧЛ тождественен не вызывающему упрочнения одинарному скольжению на I стадии деформации монокристаллов [31, 86], то рост центральной области, где дислокации, внесенные пересекающимися ПЧЛ, принадлежат двум системам скольжения, можно рассматривать как аналог II линейной стадии деформации монокристаллов. Такой механизм деформации Людерса приводит к тому, что

очаг деформации даже при максимальном размере занимает далеко не всю рабочую часть образца.

Механизм деформации Людерса накладывает отпечаток на распределение деформации по длине образца на стадии деформационного упрочнения: к моменту достижения напряжения  $\sigma_B$  кривая  $\epsilon_{yy} = f(L)$  в образце I представляет собой плато с весьма небольшими максимумами, а в образцах II и III имеет куполообразный вид. Расположение вершины купола предопределяет место образования шейки и магистральной (центральной) трещины на сосредоточенной стадии деформации [101, 109].

Следовательно, деформация Людерса II приводит к значительной локализации деформации (концентрации напряжений), что накладывает отпечаток на последующий ход пластического течения и разрушения образца.

*Линейный период.* Следующую за площадкой текучести стадию деформационного упрочнения (до  $\sigma_B$ ) объективно представлять, особенно для образцов с повышенным ЭДС, состоящую из двух периодов: линейного от точки 2 до точки 3 ( $n = 1$ ) и степенной от точки 3 до точки 5 ( $n < 0,5$ ) (см. рис. 4.16) [17, 116].

Объективность выделения линейного периода стадии на равномерной стадии деформации возрастает по мере увеличения величины ЭДС. Сложно выделить линейный период в случае образцов с небольшим ЭДС, когда не совсем горизонтальная площадка текучести плавно переходит в линейный участок, который зачастую не строго прямолинеен (образцы II и III на рис. 4.16 и 4.19). Тогда можно предложить такой подход. Вначале кривые на диаграммах растяжения в истинных координатах аппроксимируются зависимостью  $S = Ke^n$ . Затем для достижения наибольшей величины коэффициента доверительной вероятности  $R^2 \rightarrow 0,99$  кривую разбивают на периоды: линейный, где  $S_n = Ae + B$ , и степенной, где  $S_{ст} = S_0e^n$ .

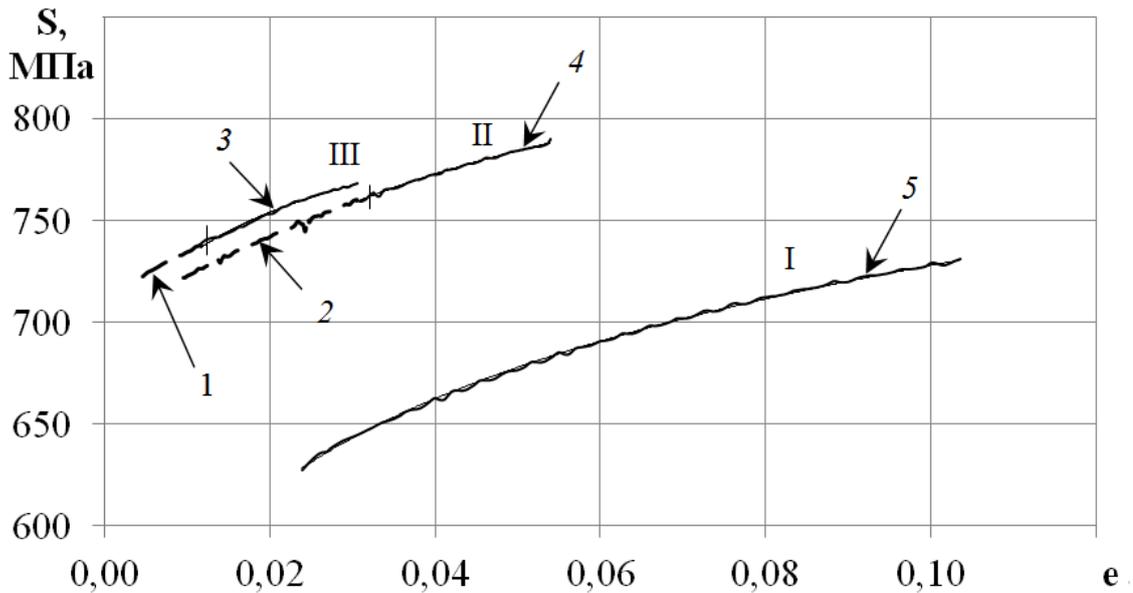


Рис. 4.19. Выделение линейной ( $S_{л}$ ) и степенной ( $S_{ст}$ ) стадий деформационного упрочнения на диаграммах растяжения в истинных координатах ( $R^2 = 0,99$ ):

участок 1 –  $S_{л} = 2213e + 713$ ; участок 2 –  $S_{л} = 1788e + 706$ ;

участок 3 –  $S_{ст} = 892e^{0,04}$ ; участок 4 –  $S_{ст} = 955e^{0,07}$ ;

участок 5 –  $S_{ст} = 922e^{0,10}$ .

Подробную информацию о происхождении и эволюции линейной стадии дает метод корреляции цифровых изображений (см. рис. 4.17). Из анализа полей смещений  $\epsilon_{ij}$  следует, что линейный участок присущ образцам, у которых формируется и растет очаг деформации при пересечении ПЧЛ. Из этих наблюдений можно предположить, что прямолинейный ход упрочнения на линейной стадии обусловлен одновременным функционированием двух механизмов роста очага деформации. Первый механизм – полосовой, который действует при распространении одной ПЧЛ и дает на диаграмме растяжения горизонтальный участок, как бы продолжающий площадку текучести. Второй механизм – очаговый, ответственный за вертикальный подъем напряжения.

Линейная стадия растяжения поликристаллов аналогична II стадии упрочнения монокристаллов [15], поскольку в обоих случаях

взаимодействуют дислокации двух пересекающихся систем скольжения, что приводит к возникновению сидячих дислокаций по реакции

$$\frac{a}{2}(111) + \frac{a}{2}(1\bar{1}1) = a(100). \quad (4.7)$$

По электронно-микроскопическим наблюдениям на II стадии упрочнения формируются сплетения, неупорядоченные стенки дислокации и только начинают возникать, но еще не функционируют в доминирующем масштабе дислокационные ячейки [31]. Это позволяет заключить, что на линейной стадии упрочнения поликристаллов, как и на II стадии упрочнения монокристаллов, основным видом релаксации напряжений является компенсационный [9].

Расширение ПЧЛ (очага деформации), начинавшееся на площадке текучести, продолжается в виде деформации Людерса типа II на линейной стадии (рис. 4.17), что позволяет рассматривать линейный период как псевдоплощадку текучести. В конце деформации Людерса II рост очага деформации прекращается. Однако, даже достигнув максимального размера, он охватывает не всю рабочую часть образца, при этом по величине тем меньшую (до ~80%), чем больше ЭДС. Профиль распределения компоненты  $\varepsilon_{ij}$  по длине образца принимает куполообразный вид (рис. 4.18, б, в).

Таким образом, появление линейного периода на диаграмме растяжения образцов низкоуглеродистых сталей связано с эффектом деформационного старения и возрастанием его величины. При этом в растягиваемом образце происходит сосредоточение пластического течения в области пересечения ПЧЛ, концентрация напряжений в максимуме локализованного пластического течения. Уменьшение динамического возврата из-за действия преимущественно компенсационной релаксации на линейном периоде обуславливают накопление в образце больших внутренних напряжений  $\sigma_{эфф}$ , инициирующих трещинообразование. В

совокупности это приводит к снижению пластичности металла из-за уменьшения протяженности всех стадий деформации на кривой растяжения (см. рис. 4.16).

**Степенной период.** Этот период описывается уравнением Холломоны с показателем упрочнения  $n = 0,04 - 0,10$  для исследованных образцов (рис. 4.19). Он является полным аналогом стадии III упрочнения монокристаллов, в основе трактовки которой лежит положение о динамическом возврате – разупрочнении, протекающем во время деформации материала [15, 31]. Динамический возврат при холодной пластической деформации связывается с непрерывным уменьшением скорости накопления дислокаций в металле с ростом  $\delta$ .

Основным функциональным элементом на стадии III упрочнения монокристаллов являются дислокационные ячейки с высокой концентрацией избыточных вакансий внутри них [115]. Это способствует увеличению масштаба аннигиляционной релаксации по мере нарастания степени деформации материала  $\delta$ .

При повышении  $\delta$  дислокационные ячейки приобретают округлую форму с весьма однородным распределением дислокаций в стенках, что приводит к глубокой компенсационной релаксации. Основная функция дислокационных ячеек – трансляционная, но одновременно совершается аккомодационный поворот, что наряду с аннигиляционной и компенсационной релаксациями не позволяет локализовать пластическое течение и концентрировать напряжения, обеспечивая сохранение пластичности.

Это подтверждается тем, что интенсивность нарастания локальной деформации (площади под соответствующей кривой  $\varepsilon_{yy} = f(L)$  на рис. 4.18, в) в образце III на степенной стадии в  $\sim 15$  раз больше, чем на линейной стадии.

**Сосредоточенная стадия.** Пластическое течение металла на сосредоточенной стадии определяется процессами, протекающими на площадке текучести и равномерной стадии деформации. Образцы с разной величиной ЭДС демонстрируют контрастное поведение на кривой растяжения как до локализации деформации при  $\sigma_{\text{в}}$ , так и на сосредоточенной стадии. Так, при переходе от образца I к образцу III протяженность сосредоточенной стадии  $\delta_{\text{с}}$  уменьшается почти в 2 раза – от 8,4 до 4,4 %, а напряжение разрушения  $\sigma_{\text{к}}$  повышается от 345 до 620 МПа. При этом увеличивается и отношение  $\sigma_{\text{к}}/\sigma_{\text{в}}$  в последовательности:  $0,53 \rightarrow 0,76 \rightarrow 0,84$  для образцов I, II, III соответственно (см. рис. 4.16).

Картины полей компоненты смещения  $\varepsilon_{\text{yy}}$  и профили ее распределения по длине образца L на  $\sigma_{\text{в}}$  и сосредоточенной стадии приведены для соответствующих точек на диаграммах растяжения (рис. 4.20).

Эволюция структурно-деформационной картины на сосредоточенной стадии растяжения у всех исследованных образцов подобна. Влияние предыстории образцов, вносящей различия в характеристики площадки текучести и стадии деформационного упрочнения, проявляется на сосредоточенной стадии в смещении однотипных процессов по шкале удлинения  $\delta$  (времени деформации  $\tau$ ). Происходит быстрая локализация очага деформации (ОД) при превращении лидирующего максимума в функциональный, который испытывает интенсивный рост со все возрастающей скоростью: его высота резко увеличивается, а ширина на половине высоты уменьшается при примерно одинаковом основании (рис. 4.21).

Если на степенном периоде равномерной стадии деформационное упрочнение описывается уравнением Холломоны ( $S_{\text{ст}} = S_0 \cdot e^n$  или  $\sigma = \sigma_0 \cdot \delta^n$ ), то с увеличением  $\delta$  подъем кривой  $\sigma = f(\delta)$  постепенно затухает (см. рис. 4.16), и при  $d\sigma/d\delta = 0$  достигается максимум  $\sigma_{\text{max}}$  ( $\sigma_{\text{в}}$  – предел прочности). Выход кривой  $\sigma = f(\delta)$  на горизонталь при  $d\sigma/d\delta = 0$  свидетельствует о том, что

масштабы упрочнения и релаксации напряжений сравнялись, и при  $\sigma_B$  начинается новая мода холодной пластической деформации – локализованное пластическое течение в шейке. Преобразование и объединение этих уравнений дает предельную равномерную деформацию до появления шейки при  $\epsilon_p(\delta_p) = n$  [86].

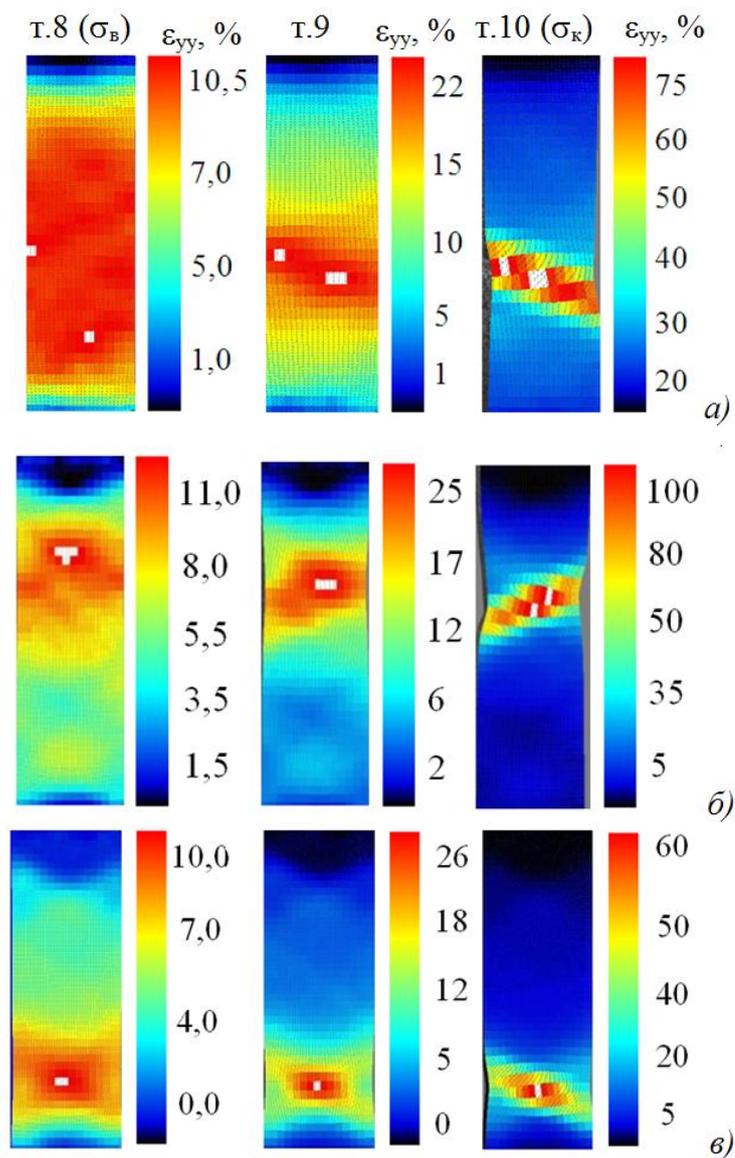


Рис. 4.20. Поля продольной компоненты смещений  $\epsilon_{yy}$  на сосредоточенной стадии деформации образцов I (а), II (б), III (в).

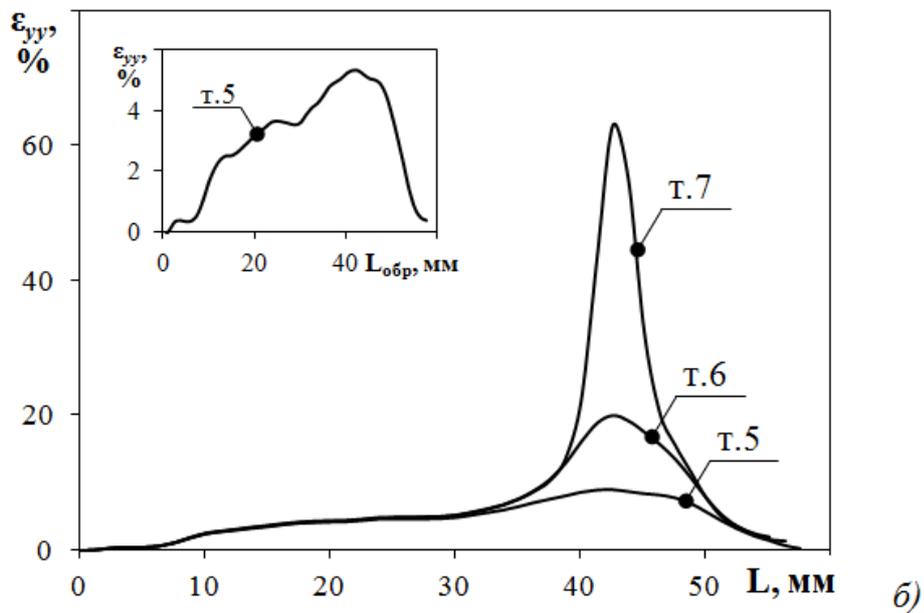
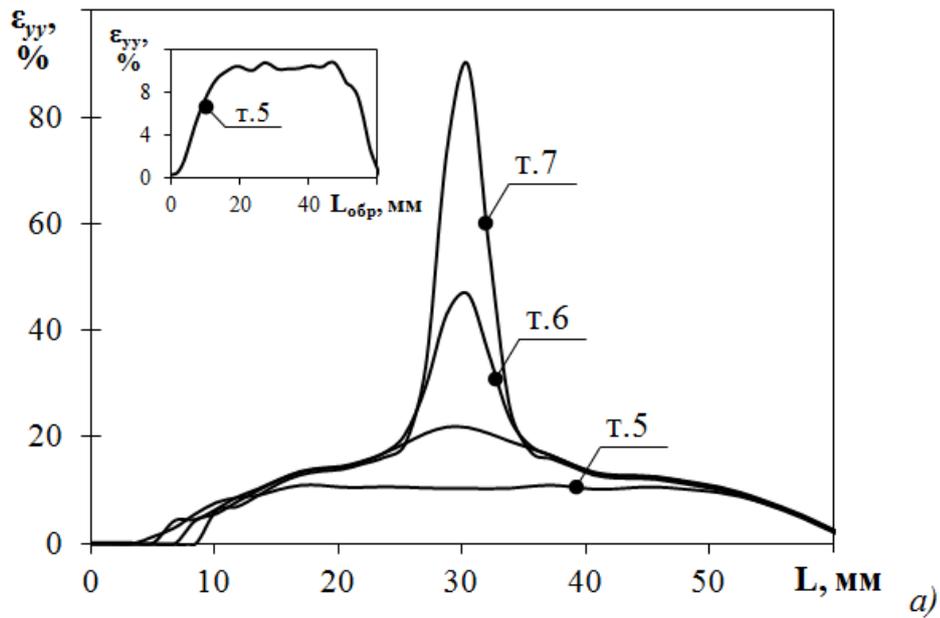


Рис. 4.21. Профили распределения компоненты  $\varepsilon_{yy}$  по длине образца  $L$  вдоль центральной оси на сосредоточенной стадии деформации образцов I (а) и III (б).

Как было показано ранее, место расположения шейки предопределено еще на линейной стадии: это участок образца (лидирующий максимум на кривой  $\varepsilon_{yy} - L_{обр}$ ), где наиболее сильно развито пластическое течение. На

сосредоточенной стадии лидирующий максимум становится функциональным.

Здесь наибольшая  $\varepsilon_{yy}$ , следовательно, наибольшее количество движущихся дислокаций, что приводит к быстрому образованию пор и очаговых трещин. При критической плотности этих несплошностей происходит образование шейки и магистральной трещины.

Ситуация, когда  $e_p(\delta_p) < n$  свидетельствует о том, что мода пластического течения, связанная с макродеформацией образца, преждевременно прерывается вследствие достижения критической плотности несовершенств в лидирующем максимуме еще до исчерпания всего резерва пластичности.

Сопоставление  $e_p(\delta_p)$  и  $n$  для исследованных образцов показало, что  $e_p(\delta_p) \sim n$  только у образца I с минимальной величиной эффекта деформационного старения. Появление линейной стадии упрочнения у образцов II и III приводит к тому, что протяженность равномерной стадии  $e_p(\delta_p)$  становится ниже показателя  $n$ .

Для выявления стадийности локализованного пластического течения кривые растяжения на сосредоточенной стадии деформации были перестроены в системе координат: разность  $\Delta\sigma$  между напряжением  $\sigma_i$  в любой момент времени и пределом прочности  $\sigma_b$  (по оси  $x$ ), относительное сосредоточенное удлинение  $\delta_c$  (по оси  $y$ ), а затем представлены в логарифмическом масштабе (рис. 4.22). При этом выделение периодов на кривых  $\delta_c = f(\Delta\sigma)$  проводилось по изменению тангенса угла наклона  $\text{tg } \alpha = \Delta\delta_c/\Delta\sigma$ , характеризующего интенсивность нарастания деформации при сужении шейки.

Величина  $(\Delta\delta_c/\Delta\sigma)_I$  на периоде  $\delta_c^I$  находится для исследованных образцов в диапазоне 0,93-1,20 и близка к той, которая присуща степенной стадии (до  $\sigma_b$ ). Это свидетельствует об одинаковой моде пластического

течения в шейке в пределах периода  $\delta_c^I$ , связанной с функционированием дислокационной ячеистой структуры [117].

Начало и протяженность периодов  $\delta_c^{II}$  и  $\delta_c^{III}$  оказались чувствительными к деформационно-структурному состоянию образцов: с ростом  $D$  они смещаются в сторону меньших  $\delta_c$  и больших  $\Delta\sigma$  (рис. 4.22).

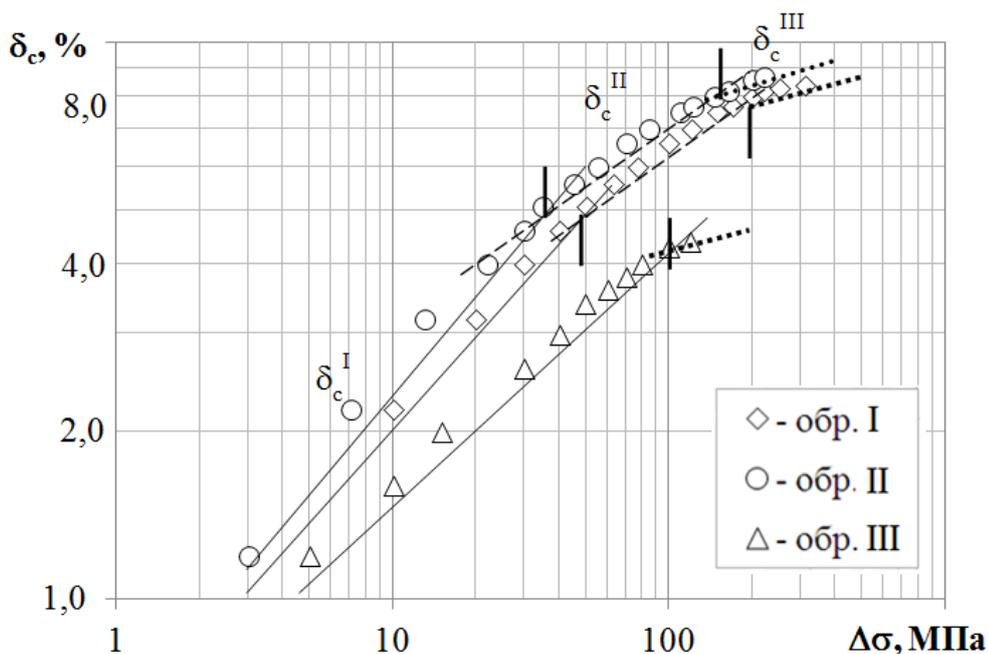


Рис. 4.22. Выделение периодов  $\delta_c^I$  (сплошная линия),  $\delta_c^{II}$  (штриховая линия) и  $\delta_c^{III}$  (пунктирная линия) на сосредоточенной стадии деформации:

◇ – образец I, ○ – образец II, △ – образец III.

Данные о существовании трех периодов пластической деформации в пределах сосредоточенной стадии, полученные из анализа кривых растяжения, подтверждаются и детализируются результатами, полученными методом корреляции цифровых изображений (КЦИ) (рис. 4.23). Оценку коэффициента  $\mu$  методом КЦИ проводили по отношению  $\varepsilon_{xx}/\varepsilon_{yy}$  для поперечной  $\varepsilon_{xx}$  и продольной  $\varepsilon_{yy}$  компонент смещений. На рис. 4.23 выделен период  $\delta_c^{II}$ , как линейный участок кривых  $L_{OD} - \delta$ ,  $L_{AZ} - \delta$ ,  $\varepsilon_{yy}^{\max} - \delta$  и  $\mu - \delta$ .

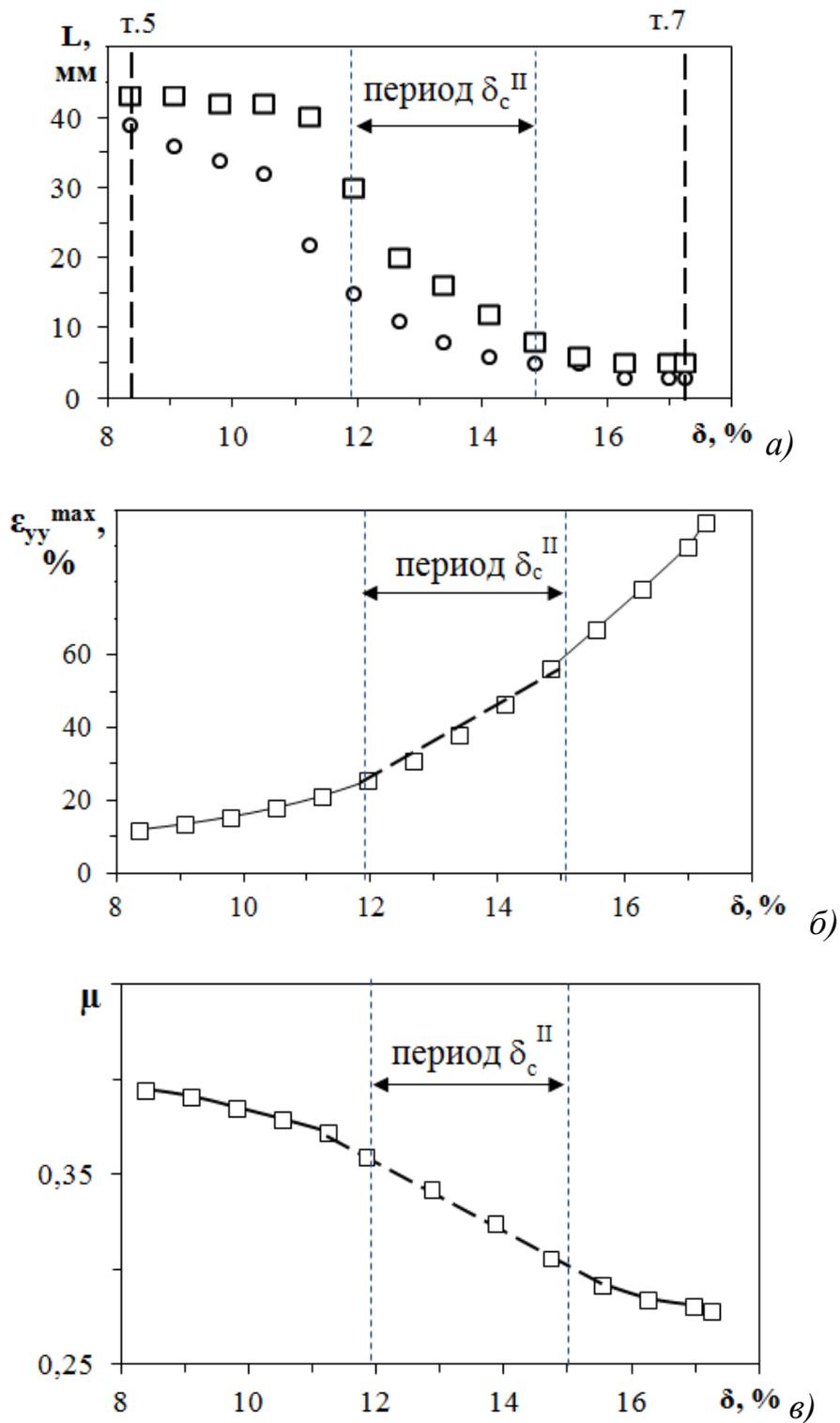


Рис. 4.23. Изменение размера очага деформации ( $\circ$ ) и его активной зоны ( $\square$ ) (а), максимума компоненты смещений  $\epsilon_{yy}$  (б) и параметра  $\mu = \epsilon_{xx}/\epsilon_{yy}$  (в) на сосредоточенной стадии деформации (от точки 5 до 7 на рис. 4.16).

Совокупность фактов, полученных из рис. 4.22 и 4.23, позволила заключить, что пластическая деформация образцов в пределах периода  $\delta_c^{\text{II}}$  контролируется ростом вязкой магистральной трещины. Вследствие этого, исходя из определения трещиностойкости, как способности металла сопротивляться образованию и развитию трещины, степень деформации на начало периода  $\delta_c^{\text{III}}$  или протяженность периода  $\delta_c^{\text{II}}$  можно рассматривать как критерии трещиностойкости при растяжении плоских образцов.

Наблюдения *in-situ* образцов при растяжении показало, что в конце периода  $\delta_c^{\text{II}}$  и в начале периода  $\delta_c^{\text{III}}$  вязкая магистральная трещина, зарождавшаяся внутри образца, выходит на его поверхность (рис. 4.24). Вначале она располагается вблизи середины образца (рис. 4.24, а); по мере скачкообразного роста принимает типичный для вязкой трещины зигзагообразный вид (высота зубцов  $\sim 0,4 - 0,6$  мкм) при разрушении перемычек между порами и очаговыми трещинами. Одновременно с увеличением длины со скоростью  $\sim 5,2$  мм/с в направлении, перпендикулярном к оси растяжения, она раскрывается со скоростью  $\sim 2,2$  мм/с.

Согласно уравн. (4.1) длина свободных отрезков дислокаций  $L_{\text{св}}$ , а, значит, величина упрочнения при ЭДС, определяется соотношением  $\rho_d$  и  $N_{\text{ст}}$ , где  $\rho_d$  – плотность имеющихся в структуре решеточных и зернограницных дислокаций;  $N_{\text{ст}}$  – плотность их стопоров (сегрегации примесных атомов растворяются при отходе от них дислокаций и их вклад в твердорастворное упрочнение  $\Delta\sigma_{\text{т.р}}$  невелик). В связи с этим ключевыми факторами упрочнения являются дислокационный  $\Delta\sigma_d$  и дисперсионный  $\Delta\sigma_{\text{ду}}$ , которые задают мобильность свободных дислокаций ( $M_d$ ) на всех стадиях пластического течения. Тогда, несколько видоизменяя идеи Н.Н. Давиденкова [118], следует считать, что возрастание сопротивления пластическому течению при деформационном старении связано с дисперсионным твердением, затрудняющим все релаксационные процессы, кроме трещинообразования, которое ускоряется вследствие локализации деформации, роста и концентрации эффективных напряжений.

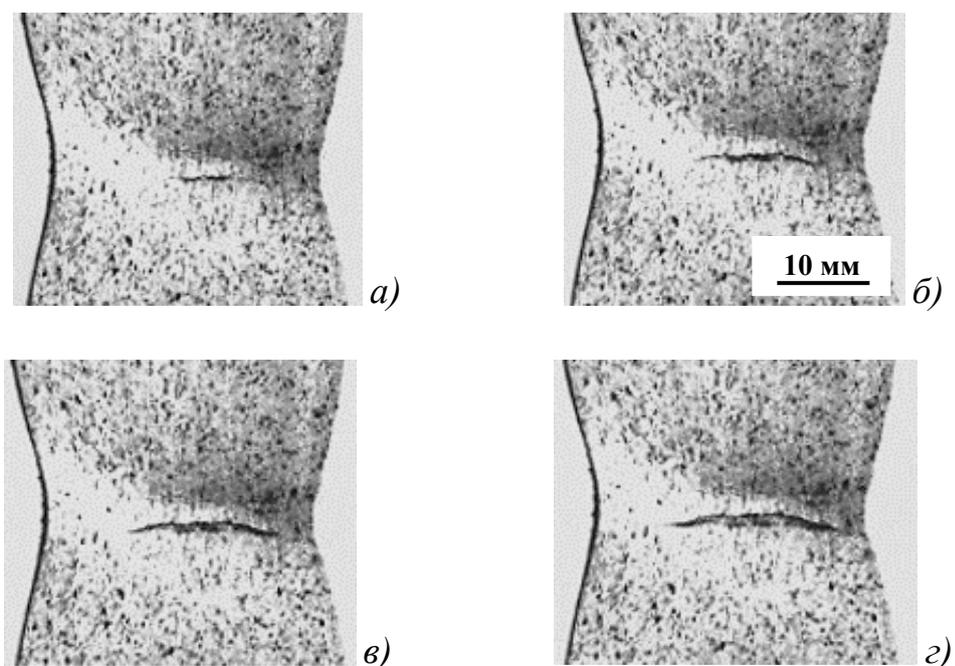


Рис. 4.24. Появление и рост магистральной трещины на поверхности образца II в процессе деформации в течение 73,7 с (а), 74,2 с (б), 74,4 с (в), 75,0 с (г) (между точками т.6 и 7 на рис. 4.16).

При низкой  $M_d$  локализация пластического течения происходит при деформации Людерса типа II в результате образования малоподвижного очага деформации при пересечении полос Чернова-Людерса еще на площадке текучести. Концентрация деформации на этом участке образца задает регистрируемое по КЦИ интенсивное пластическое течение в области «купола» на кривой  $\varepsilon_{yy} = f(L)$ , приводящее к раннему образованию пор и очаговых трещин. Это инициирует в рассматриваемом участке образование шейки и излома при росте магистральной трещины.

Другим результатом малой  $M_d$  является появление линейной стадии при сокращении протяженности площадки текучести, а также степенного периода равномерной стадии. На линейном периоде, как и на площадке текучести, действует в основном компенсационная релаксация, являющаяся не самой эффективной, происходит повышение  $\rho_d$ , и, соответственно, вклада

$\Delta\sigma_d$ . Это приводит к потере пластичности. Протяженность степенного периода и показатель упрочнения  $n$  снижаются и, следовательно, уменьшается масштаб аннигиляционной релаксации, которая добавляется к компенсационной.

Таким образом, понижение  $M_d$  при появлении ЭДС, способствующее повышению  $\sigma_T$ , обеспечивает сравнительно вялый прирост временного сопротивления (слабое увеличение  $\sigma_B$ ) при существенном снижении пластичности (уменьшении  $\delta_p$ ). К этому времени в металле накоплены большие внутренние напряжения  $\sigma_{эфф}$ , поры и очаговые трещины, что способствует наступлению новой моды пластического течения – шейкообразования, сопровождающегося возникновением и ростом магистральной трещины. Ведущим процессом периода  $\delta_c^I$  сосредоточенной стадии является шейкообразование, а периода  $\delta_c^{II}$  – трещинообразование. Чем слабее ЭДС, тем протяженнее и позднее по величине деформации (времени) начинается период  $\delta_c^{II}$ , когда металл пластически деформируется параллельно с ростом вязкой магистральной трещины. Это позволило рассматривать параметры периода  $\delta_c^{II}$  как критерии трещиностойкости.

### **4.3. Влияние деформационного старения на механические свойства сталей**

Деформационное старение, как и обычное старение – термически активируемый процесс, протекающий непрерывно при росте температуры  $t$  и времени  $\tau$ , т.е. обладающий определенной кинетикой. Это означает, что отсутствие ЭДС в металле при приемо-сдаточных испытаниях не гарантирует его возникновения при монтаже или эксплуатации изделий (конструкций). Исследования последних лет [4, 119-121] показали, что ЭДС влияет на весь

комплекс механических и функциональных свойств конструкционных сталей, поэтому оценка величины эффекта деформационного старения (глубины его развития) на разных этапах жизни изделия (конструкции) или после различного термического и/или деформационного воздействия определяет надежность и долговечность работы изделия (конструкции).

**Прочностные свойства.** Использование ЭДС в качестве упрочняющей обработки нашло широкое применение в автомобилестроении для низкоуглеродистых микролегированных сталей, в частности при изготовлении наружных частей кузова автомобиля [4, 122, 123]. Такой технологический прием, называемый ВН-обработкой (от англ. – Wake Hardening), заключается в том, что после холодной пластической деформации (штамповки, гибки, калибровки) изделие подвергают низкотемпературной обработке (сушка лакокрасочного покрытия) при температурах  $t_n \leq 250^\circ\text{C}$ . При этом напряжение разблокировки дислокаций  $\sigma_{отр}$ , возникающее при деформационном старении, можно определить как разность между физическим пределом текучести  $\sigma_T$  и напряжением  $\sigma_{плд}$  после предварительной холодной пластической деформации (ХПД) (рис. 4.25).

Использование деформационного старения в качестве механизма упрочнения в конструкционных сталях сдерживается его охрупчивающим действием на металл. Однако подобная обработка может быть достаточно эффективной для изделий, к которым не выдвигаются или сводятся к минимальным требования по запасу вязкости. К подобному классу материалов можно отнести горячекатаные низко- и среднеуглеродистые стали, используемые для производства бесшовных труб для нефтегазовой отрасли.

Технология получения бесшовной трубы включает в себя многоступенчатую горячую деформацию металла в аустенитной области с последующим последеформационным охлаждением на воздухе с

формированием в стали феррито-перлитной структуры. При этом основной проблемой для изготовителей труб является достаточно низкая прочность горячекатаных труб (в особенности предела текучести), а варьирование параметров обработки ограничено вследствие недостаточной мощности прокатного оборудования (температура окончания прокатки) и запрета ускоренного последеформационного охлаждения (охлаждение только на воздухе).

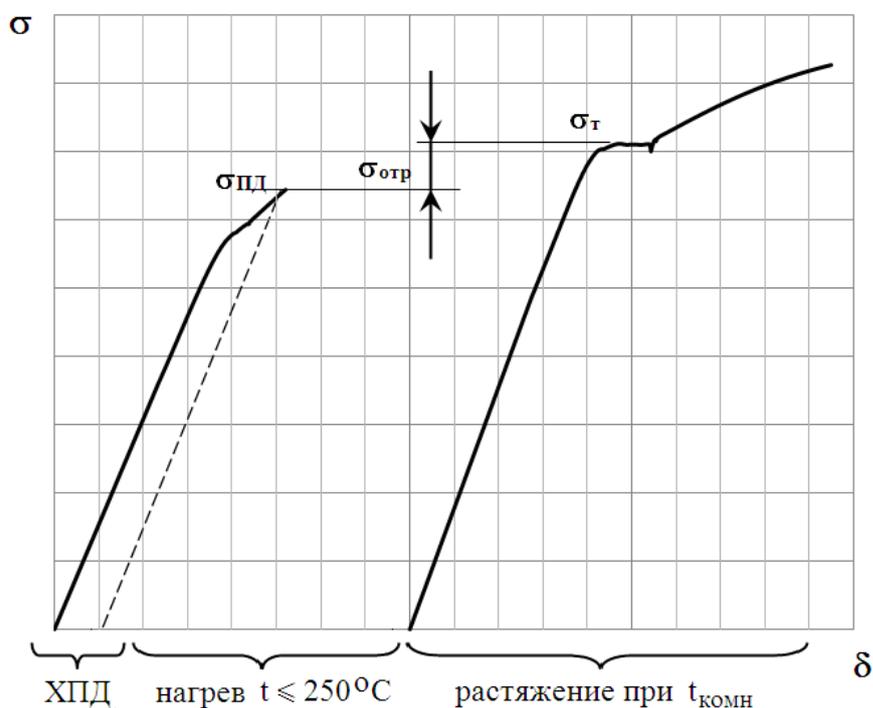


Рис. 4.25. Схема определения напряжения разблокировки дислокаций  $\sigma_{отр}$  при деформационном старении.

В этих условиях повышение прочности сталей в горячекатаном состоянии возможно только за счет дисперсионного механизма путем микролегирования стали сильными карбидообразователями (V, Nb, Ti) либо за счет агрегатного механизма упрочнения при увеличении низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита

(бейнита, мартенсита) при легировании Cr и Mo. Такое изменение композиции стали приводит к существенному удорожанию металла трубы, что предопределяет необходимость поиска новых, более экономных путей повышения прочности.

Оценку величины упрочнения при деформационном старении рассмотрим на примере среднеуглеродистой стали 48Г2БМ промышленной выплавки, легированной 0,20 % Mo и 0,05 % Nb, которая используется в производстве насосно-компрессорных бесшовных труб повышенных групп прочности [124]. Вызывающая деформационное старение ВН-обработка горячекатаной стали включала в себя наложение разной по величине пластической деформации растяжением ( $\delta = 1; 2; 3 \%$ ) в испытательной машине и последующий низкотемпературный нагрев при 170 и 250°C в течение 1 ч. с охлаждением на воздухе.

Структура стали 48Г2БМ в горячекатаном состоянии представляла собой феррито-перлитную смесь, в которой 20-25 % избыточного феррита выделялась в виде тонкой незамкнутой сетки толщиной 5-10 мкм по границам бывших аустенитных зерен.

Кривая растяжения образца в исходном состоянии имела гладкий вид без зуба и площадки текучести с достаточно высоким уровнем прочностных ( $\sigma_{0,2} = 560$  МПа,  $\sigma_B = 875$  МПа) и пластических ( $\delta_p = 12,5 \%$ ,  $\delta = 20,5 \%$ ,  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,64$ ) свойств (рис. 2.26). Наложение ВН-обработки инициирует протекание в горячекатаном металле процесса деформационного старения: появляется площадка текучести, напряжение на которой повышается с ростом величины предварительной пластической деформации, а также снижаются пластические характеристики металла, причем в основном за счет равномерной стадии, тогда как протяженность и наклон сосредоточенной стадии практически не изменяются.

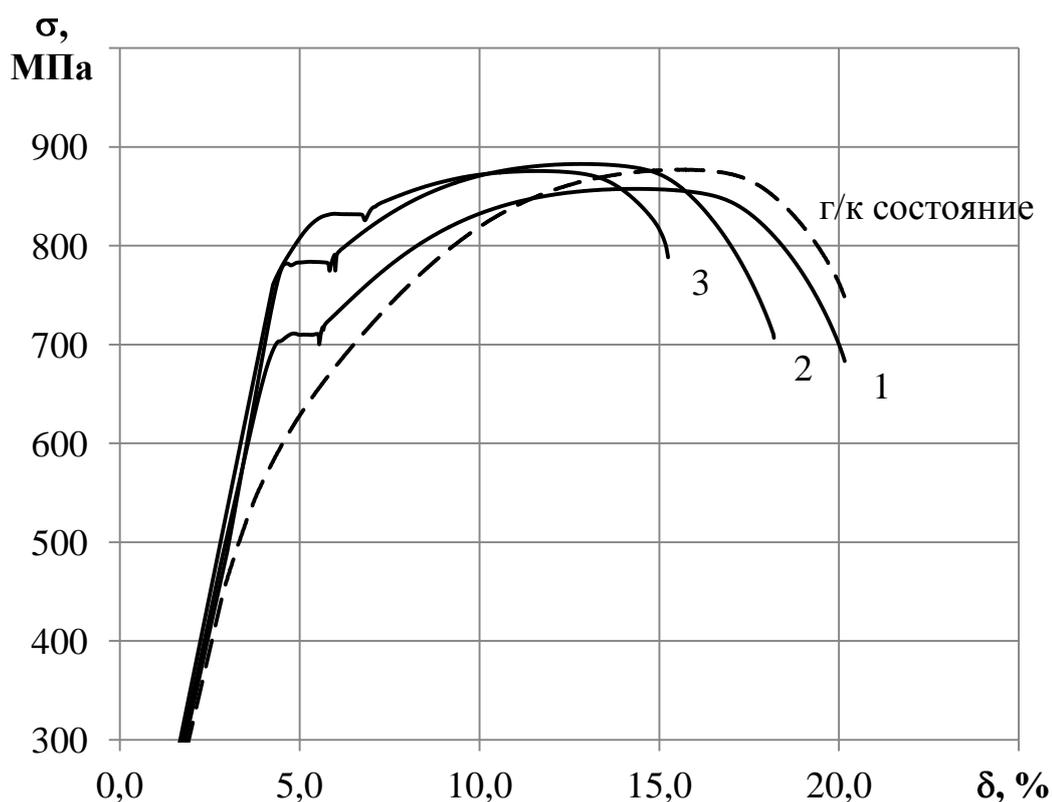


Рис. 4.26. Кривые растяжения образцов горячекатаной стали 48Г2БМ, нагрев на 250°С после деформации: 1 –  $\varepsilon = 1\%$ , 2 –  $\varepsilon = 2\%$ , 3 –  $\varepsilon = 3\%$ .

Согласно требованиям стандарта API 5CT, максимальным уровнем прочностных свойств в горячекатаном состоянии обладают трубы группы прочности N80 (1), а для достижения более высоких групп прочности (C95, P110, Q125) необходимо проведение термоулучшения [44]. Из данных табл. 4.1 видно, что механические свойства стали 48Г2БМ в горячекатаном состоянии соответствуют группе прочности N80(1), хотя предел текучести ( $\sigma_T = 560$  МПа) находится на нижней границе требований  $\sigma_T^{\min}$ .

Наложение ВН-обработки, приводящей к наименьшему уровню ЭДС, позволяет превысить уровень требований  $\sigma_T^{\min}$  на 100-150 МПа, а усиление ЭДС при повышении степени предварительной деформации или температуры последующего нагрева – достичь в горячекатаном металле

прочностных характеристик термообработанных труб (группы прочности С95 и Р110) при сохранении удовлетворительной пластичности (табл. 4.1).

Возникающее при деформационном старении упрочнение  $\sigma_{отр}$  зависит от доли феррита в структуре стали – в стали 48Г2БМ объемная доля феррита в структуре составляет  $q_{\phi} = 20-25 \%$ , поэтому и величина  $\sigma_{отр}$  невысока (80-100 МПа при нагреве на 170°C, 105-120 МПа при нагреве на 250°C). В сталях с более низким % С, в которых доля феррита превышает 50 %, эффект упрочнения при деформационном старении может быть значительно выше.

Таблица 4.1

Механические свойства стали 48Г2БМ и требования API 5СТ к насосно-компрессорным трубам повышенных групп прочности

Состояние		$\sigma_{0,2(t)}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
горячекатаное		560	875	20,5
ВН-обработка				
$\varepsilon = 1 \%$	t = 170°C	655	870	18,5
$\varepsilon = 2 \%$		735	860	14,0
$\varepsilon = 3 \%$		835	900	13,5
$\varepsilon = 1 \%$	t = 250°C	700	860	20,5
$\varepsilon = 2 \%$		780	885	18,5
$\varepsilon = 3 \%$		830	875	14,0
Требования API 5СТ для труб 73x5,5 мм группы прочности				
N80 (1)		552...758	$\geq 689$	$\geq 12$
С95		655...758	$\geq 724$	$\geq 12$
Р110		758...965	$\geq 862$	$\geq 10$

Более высокий уровень  $\sigma_{отр}$  можно достигнуть за счет повышения плотности стопоров – дисперсных частиц вторых фаз. Примером такой обработки в сталях служит термоулучшение – закалка с последующим высоким отпуском при температурах 600-650°C. В работе [97] нами был

проведен анализ вкладов разных механизмов упрочнения в предел текучести трубной стали 37ХГФ, подвергнутой термоулучшению – закалке в воде от 850°С и отпуску при 650°С разной продолжительности (кратковременному с выдержкой  $\tau_{\text{выд}} = 15$  мин. и длительному с  $\tau_{\text{выд}} = 180$  мин.), а затем ВН-обработке (предварительная деформация  $\varepsilon = 3$  % и нагрев при 250°С в течение 1 ч.).

Расчет по параметрам структуры вкладов механизмов упрочнения показал, что наибольший вклад (~ 80 %) при термоулучшении вносит дисперсионное упрочнение частицами карбидов (табл. 4.2). При этом величина упрочнения зависит от плотности частиц (барьеров на пути дислокаций) – чем больше плотность карбидов, тем сильнее упрочняющий эффект (коагуляция карбидов при длительном отпуске снижает их вклад на ~ 150 МПа).

Таблица 4.2

Вклад действующих механизмов упрочнения в предел текучести  $\sigma_T$ , МПа, стали 37ХГФ после термоулучшения по различным режимам и последующей ВН-обработки

Обработка после закалки	$\sigma_0$	$\Delta\sigma_{\text{тр}}$	$\Delta\sigma_{\text{д}}$	$\Delta\sigma_{\text{ду}}$	$\Delta\sigma_{\text{гз}}$	$\sigma_{\text{отр}}$	$\sigma_T$
Длительный отпуск	30	20	–	600	110	–	760
Кратковременный отпуск	30	20	60	760	110	–	980
Длительный отпуск + ВН-обработка	30	20	–	600	110	195	955
Кратковременный отпуск + ВН-обработка	30	20	–	740	110	200	1100

После ВН-обработки прирост предела текучести исследуемой стали на ~ 200 МПа обусловлен закреплением (блокировкой) дислокаций атмосферами атомов внедрения (С, N) и дисперсными карбидами. При этом

вклад дисперсионного упрочнения остается доминирующим ( $\Delta\sigma_{\text{ду}} = 600-740$  МПа), хотя его доля падает до 63-67 %.

**Пластические свойства.** Анализ деформации Людерса методом КЦИ, описанный в разд. 4.2, показал, что появление ЭДС предопределяет пластичность металла как на равномерной, так и на сосредоточенной стадии. Однако результаты целого ряда работ [112, 125, 126] свидетельствуют о том, что ход кривой растяжения на равномерной стадии изменяется более радикально: наблюдается существенное уменьшение равномерного удлинения  $\delta_p$  и показателя деформационного упрочнения  $n$ . тогда как изменение пластических характеристик на сосредоточенной стадии (ее протяженности и наклона) более инертно.

Деформация Людерса типа I наблюдается при слабом закреплении дислокаций. В этом случае локализованное пластическое течение на площадке текучести протекает путем возникновения и перемещения одной или нескольких ПЧЛ – микроконцентраторов напряжений (деформации), вдоль оси образца. Уже к началу равномерной стадии деформация охватывает практически всю рабочую часть образца – на профиле  $\varepsilon_{yy} = f(L)$  видны несколько максимумов, близких по величине в начале пластического течения (рис. 4.27, а). Ближе к концу стадии один из них выигрывает конкуренцию, предопределяя момент возникновения макрошейки (рис. 4.27, в).

При повышении закрепления дислокаций пластическое течение металла путем движения ПЧЛ затрудняется и может осуществляться при возрастании напряжении и плотности дислокаций в очаге деформации, образованным пересекающимися ПЧЛ. Тогда на зависимости  $\varepsilon_{yy} = f(L)$  функциональный максимум формируется уже к концу площадки текучести, и деформация на равномерной стадии, в основном, определяется накоплением дислокаций в нем (рис. 4.27, б). При этом расположение

функционального максимума определяет место возникновения макрошейки по длине образца (рис. 4.27, з).

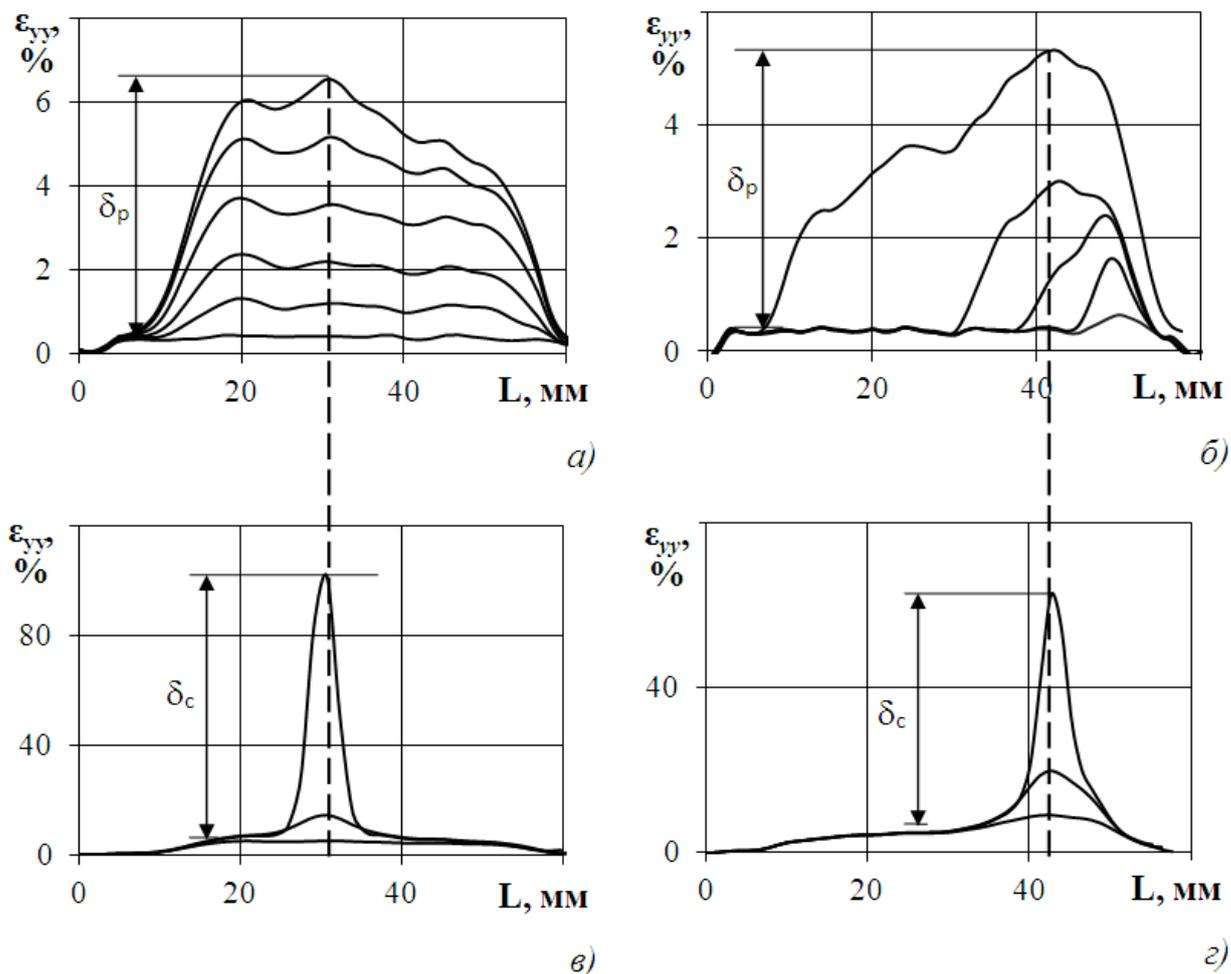


Рис. 4.27. Влияние типа деформации Людерса на распределение компоненты  $\epsilon_{yy}$  вдоль центральной оси по длине образца  $L$  на равномерной (а, б) и сосредоточенной (в, з) стадиях деформации, сталь 08Г2Б:  
а) и б) – типа I, в) и з) – типа III.

Таким образом, увеличение степени закрепления дислокаций при ЭДС, приводя к деформации Людерса разных типов, локализует пластическое течение образца на ранних стадиях деформации и, закономерно, за счет снижения объема деформируемого металла уменьшает протяженность

равномерной (однородной) стадии и интенсивность деформационного упрочнения на ней. В предельном случае переход от однородной к локализованной деформации может произойти уже к окончанию площадки текучести.

**Вязкие свойства.** При минимальном ЭДС объем металла, охваченный пластической деформацией, составляет практически всю рабочую часть образца, а при усилении эффекта появление микрошейки, формирующейся в очаге пересекающихся ПЧЛ, приводит к уменьшению этого объема, и, как следствие, к быстрому исчерпанию запаса пластичности образца. В табл. 4.3 показаны вязкие характеристики стали 08Г2Б, снижение которых с ростом величины ЭДС свидетельствует об охрупчивании металла. Индикаторами охрупчивания могут служить определяемые по кривым растяжения  $\sigma = f(\delta)$  (см. рис. 4.16) характеристики пластичности на сосредоточенной стадии ( $\sigma_K/\sigma_B$ ,  $\psi_c$ ,  $\psi$ ), а также работа пластической деформации – вязкость растяжения или статическая вязкость  $a$ .

Таблица 4.3

Компоненты работы растяжения ( $a_i$ , Дж/мм<sup>3</sup>)  
и пластические свойства ( $\sigma_K/\sigma_B$ ,  $\psi_c$ ,  $\psi$ ) стали 08Г2Б с разным ЭДС

Кривая	$a_T$	$a_p$	$a_c$	$a$	$\sigma_K/\sigma_B$	$\psi_c$ , %	$\psi$ , %
I	0,013	0,071	0,126	0,210	0,53	74	83
II	0,011	0,049	0,109	0,169	0,76	75	80
III	0,001	0,028	0,059	0,088	0,91	72	75

Полученные результаты свидетельствуют о том, снижение подвижности дислокаций при усилении ЭДС снижает энергоемкость пластической деформации на всех стадиях деформации – более чем в 10 раз

на площадке текучести, в  $\sim 2,5$  раза на равномерной стадии и только в  $\sim 2$  раза на сосредоточенной стадии (табл. 4.3).

Для отыскания корреляции между ударной вязкостью и параметрами кривой растяжения был проведен совместный анализ кривых растяжения и результатов испытаний на ударный изгиб для сталей X80, подвергнутых КПУО и последующему нагреву вплоть до температуры  $680^{\circ}\text{C}$ . И, действительно, в нашей работе [88] было показано, что существует взаимосвязь между величиной  $\text{KCV}^{40}$  и рядом механических свойств на сосредоточенной стадии деформации ( $\sigma_{\text{к}}$ ,  $\sigma_{\text{к}}/\sigma_{\text{в}}$ ,  $\psi_{\text{с}}$ ). Эти данные, а также наличие линейной корреляции между ударной вязкостью и статической вязкостью (рис. 4.28) свидетельствуют о том, что пластическое течение металла при деформации в условиях трехосного напряженного состояния с параллельным развитием очаговых и магистральной трещин происходит по одним и тем же законам как при ударном изгибе, так и при одноосном напряжении.

В работе [127] нами было изучено влияние ВН-обработки (деформации  $\varepsilon \sim 2\%$  и последующего старения при  $250^{\circ}\text{C}$  в течение 1 ч с охлаждением на воздухе) на механические свойства сталей 37Г2С и 37ХГФ в различных структурно-фазовых состояниях, отличающихся разной величиной ЭДС. В горячекатаном состоянии исследуемые стали имели достаточно высокий комплекс механических свойств (сталь 37ХГФ:  $\sigma_{0,2} = 600$  МПа,  $\sigma_{\text{в}} = 850$  МПа,  $\delta = 23\%$ ,  $\text{KCV}^0 = 0,65$  МДж/м<sup>2</sup>; сталь 37Г2С:  $\sigma_{0,2} = 530$  МПа,  $\sigma_{\text{в}} = 770$  МПа,  $\delta = 22\%$ ,  $\text{KCV}^0 = 0,71$  МДж/м<sup>2</sup>), а на кривых растяжения ЭДС отсутствовал.

Естественное старение (ЕС) стали 37ХГФ в течение 10 лет привело к появлению небольшого по величине ЭДС – на кривой растяжения наблюдается небольшая ( $\delta_{\text{т}} = 1,0\%$ ) площадка текучести (рис. 4.29, кривая 1), прирост прочностных свойств составил 30-45 МПа, снижение пластических свойств – 2-3%.

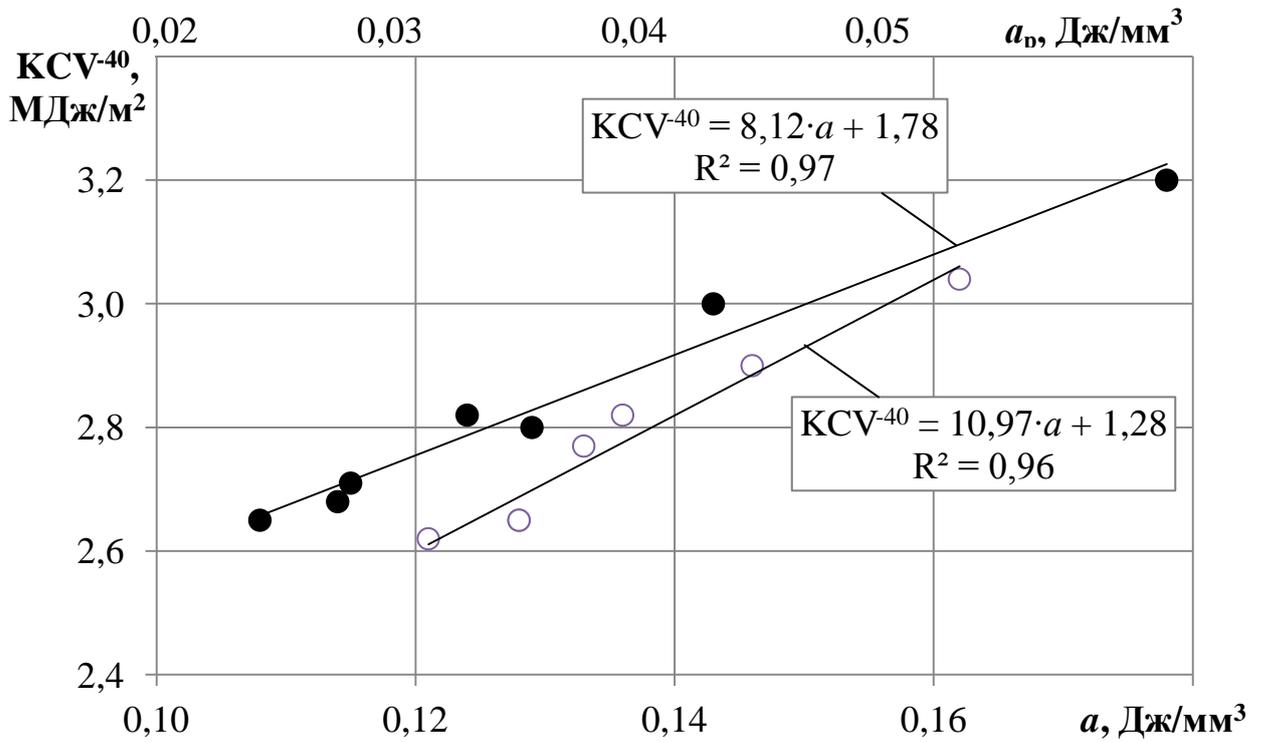


Рис. 4.28. Соотношение ударной вязкостью  $KCV^{-40}$  и статической вязкостью  $a$  ( $a_p$ ) для сталей X80 (после КПУО и последующего нагрева вплоть до 680°C,  $\tau_{\text{выд}} = 30$  мин, охл. на воздухе): ○ – сталь 1 (05Г2Б), ● – сталь 2 (08Г2Б).

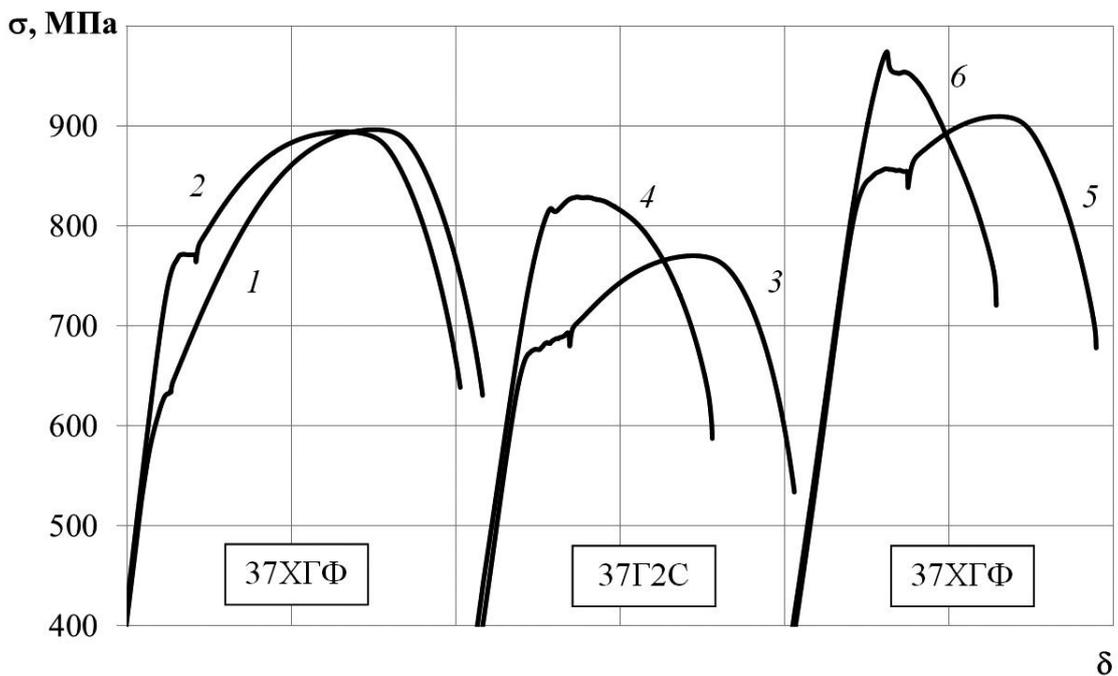


Рис. 4.29. Кривые растяжения образцов среднеуглеродистых сталей до (1, 3, 5) и после (2, 4, 6) ВН-обработки: 1 – естественное старение; 3, 5 – термоулучшение.

Термическое улучшение (ТУ) сталей по режиму – закалка от 850°C с последующим отпуском при 650°C, 1 ч, повысило величину ЭДС (рис. 4.29, кривые 3, 5). При этом прочностные свойства стали 37ХГФ выше, чем у стали 37Г2С, за счет дисперсионного упрочнения карбидами ванадия.

Наложение ВН-обработки существенно изменило ход кривых растяжения (рис. 4.29, кривые 2, 4, 6). Для обеих сталей с исходной структурой в виде ферритно-карбидной смеси упрочнение более значительно в начале пластического течения ( $\Delta\sigma_T = 100-135$  МПа) и меньше по величине при локализации деформации в шейке ( $\Delta\sigma_B = 50-60$  МПа). При этом резко снижается протяженность  $\delta_p$  равномерной стадии: с 7,6 до 2,5% у стали 37Г2С и с 4,5 до 0% у стали 37ХГФ. Последний случай можно считать предельным состоянием – максимальным проявлением ЭДС (состояние пластической неустойчивости), когда локализация пластического течения происходит сразу после упругой деформации. Однако, несмотря на столь значительное уменьшение пластичности после ВН-обработки на равномерной стадии, на сосредоточенной стадии пластические свойства сохраняются на достаточно высоком уровне ( $\delta_c = 8-11\%$ ).

Таким образом, варьирование химического состава, исходного состояния исследуемых сталей и наложение ВН-обработки дало возможность получить образцы с разной величиной ЭДС – от минимального до максимального, а, значит, установить корреляцию между его величиной и параметрами кривой растяжения, в частности, на равномерной стадии деформации.

#### **4.4. Оценка величины эффекта деформационного старения**

Для оценки ЭДС (параметр D) можно использовать несколько подходов. Один из них, регламентируемый ГОСТ 7668-82, включает в себя определение склонности металла к деформационному старению по

изменению ударной вязкости после провоцирующей обработки – небольшой пластической деформации и последующего низкотемпературного термического старения. Применим подобный подход к определению величины ЭДС после ВН-обработки, используя результаты испытаний на растяжение. Рассмотрим возможность такой оценки по пределу текучести:

$$D = \frac{\Delta\sigma_T}{\sigma_T^{\text{исх}}}, \quad (4.8)$$

где  $\Delta\sigma_T$  – упрочнение в результате ВН-обработки;  $\sigma_T^{\text{исх}}$  – предел текучести образца в исходном состоянии.

Расчет величины ЭДС по уравн. (4.8) для стали 37ХГФ после естественного старения дает  $D = 0,24$ , для стали 37Г2С после термоулучшения  $D = 0,20$ , для стали 37ХГФ после термоулучшения  $D = 0,12$ . Полученные данные достаточно противоречивы: сталь после естественного старения с ферритно-перлитной структурой, вид кривой растяжения которой свидетельствует о слабо развитом ЭДС, имеет самый высокий показатель  $D$ , а сталь в состоянии пластической нестабильности после термоулучшения – самым низкий (рис. 4.29, кривые 2 и 6). Это противоречие объяснимо: при таком подходе не учитывается величина ЭДС, наблюдаемая при растяжении стали в исходном состоянии.

Более объективной представляется оценка величины ЭДС, проводимая из сравнения образцов в диапазоне предельных состояний (от минимального до максимального закрепления дислокаций) по совокупному изменению нескольких механических характеристик: по приросту прочности на площадке текучести  $\Delta\sigma_T$ , способности к деформационному упрочнению  $\sigma_T/\sigma_B$ , протяженности равномерной стадии деформации  $\delta_p$ . Однако более достоверно степень развития (величину) ЭДС характеризует площадь диаграммы под кривой растяжения – удельная работа пластической

деформации или статическая вязкость  $a$  (при этом стадия упругой деформации не учитывается, поскольку ее характеристики сильно зависят от жесткости машины и типа образца).

Параметр  $D_T$ , учитывающий прирост предела текучести при деформационном старении, можно выразить как:

$$D_T = \frac{\Delta\sigma_T}{\Delta\sigma_T^{\max}}, \quad (4.9)$$

где  $\Delta\sigma_T^{\max}$  – максимальное изменение предела текучести образца в диапазоне предельных состояний. Среди изученных образцов среднеуглеродистых сталей минимальный эффект закрепления дислокаций наблюдается после естественного старения (условно примем для этого состояния  $\Delta\sigma_T = 0$ ), а максимальный – после термоулучшения и последующей ВН-обработки образцов стали 37ХГФ ( $\Delta\sigma_T^{\max} = 330$  МПа). Значения  $D_T$  приведены в табл. 4.4. Использование подобного подхода для сталей с разным легированием обусловлено тем фактом, что процесс деформационного старения протекает в ферритной матрице, и его величина определяется плотностью дислокаций, а также размером и распределением карбидных частиц в феррите.

Таблица 4.4

Параметры деформационного старения среднеуглеродистых сталей

Сталь	Обработка	$\Delta\sigma_T$ , МПа	$D_T$	$D_{T/B}$	$D_p$	$a$ , Дж/мм <sup>3</sup>	$D_a$
37ХГФ	ЕС <sup>1)</sup>	0	0	0	0,70	0,160	0,01
	ЕС + ВН	150	0,45	0,17	0,87	0,145	0,15
37Г2С	ТУ <sup>2)</sup>	50	0,15	0,25	0,88	0,136	0,24
	ТУ + ВН	185	0,56	0,75	0,98	0,088	0,72
37ХГФ	ТУ	230	0,70	0,56	0,95	0,110	0,50
	ТУ + ВН	330	1,00	1,00	1,00	0,060	1,00

1) ЕС – естественное старение в течение 10 лет;

2) ТУ – термоулучшение (закалка 850°С + отпуск 650°С, 1 ч.)

Параметры  $D_{т/в}$  и  $D_p$ , учитывающие, соответственно, изменение отношения  $(\sigma_t/\sigma_B)$  и протяженности стадии равномерной деформации ( $\delta_p$ ) при деформационном старении, можно выразить как

$$D_{т/в} = \frac{\sigma_t}{\sigma_B}, \quad (4.10)$$

$$D_p = 1 - \frac{\delta_p}{\delta_p^{\max}}, \quad (4.11)$$

где  $\delta_p^{\max}$  – протяженность равномерной стадии деформации при минимальном эффекте деформационного старения (примем  $\delta_p^{\max} = 10,2\%$  для стали 37ХГФ после естественного старения).

Наиболее объективным является оценка величины ЭДС по изменению статической вязкости, поскольку в этом случае учет совокупности характеристик, таких как изменение формы кривой растяжения, прочностные и пластические свойства, позволяет градуировать рассматриваемый эффект.

Как было отмечено ранее, за обработку, дающую минимальную величину ЭДС, принято естественное старение стали 37ХГФ (рис. 4.29, кривая 1), а максимальный ЭДС (предельное состояние) наблюдается для стали 37ХГФ после термоулучшения и ВН-обработки (рис. 4.29, кривая 6). Введем параметр  $D_a$ , отражающий изменение статической вязкости  $a$  при протекании деформационного старения. Для этого условно примем величину максимального ЭДС, которому соответствует минимальная вязкость при растяжении ( $a_{min} = 0,060$  Дж/мм<sup>3</sup>), за единицу ( $D_a = 1$ ), а величину минимального ЭДС ( $a_{max} = 0,160$  Дж/мм<sup>3</sup>) за  $D_a \approx 0,01$ . Изменение величины ЭДС от минимального до максимального значений будет происходить в интервале  $\Delta a = a_{max} - a_{min} = 0,100$  Дж/мм<sup>3</sup>, что позволило проградуировать наблюдаемый эффект в таком интервале и определить параметр  $D_a$  как

$$D_a = \frac{a_{max} - a_i}{\Delta a}, \quad (4.12)$$

где  $a_i$  – статическая вязкость после изученной обработки.

Анализ показателей деформационного старения, рассчитанного по разным механическим характеристикам, удобно проводить по статической вязкости, считая, что значение  $D_a$  интегрально характеризует изменение свойств стали при деформационном старении. Приведенные на рис. 4.30 зависимости, показывают, что наиболее чувствительной к ЭДС характеристикой является равномерное относительное удлинение  $\delta_p$ , поскольку величина  $D_p$  линейно зависит от статической вязкости (коэффициент детерминации составляет  $R^2 = 0,99$ ). Зависимость  $D_T = f(D_a)$  также близка к линейной, но разброс значений  $\Delta\sigma_T$  приводит к снижению коэффициента  $R^2$  до 0,77. Корреляция же значений  $D_{T/V}$  и  $D_a$  описывается степенным законом ( $R^2 = 0,94$ ).

Таким образом, оценку величины ЭДС по параметрам кривой растяжения возможно с одинаковой объективностью проводить по изменению статической вязкости  $a$  и равномерного относительного удлинения  $\delta_p$ . Однако подобный анализ можно осуществить только в случае, когда имеются образцы в предельных состояниях, т.е. с минимальной и максимальной величиной ЭДС.

Зачастую это возможно только в лабораторных условиях, тогда как актуальной является оценка ЭДС в любой момент времени «жизни» изделия: после его изготовления (в исходном состоянии), после механического и термического воздействия на него при монтаже (например, изгибе при укладке труб, нанесении антикоррозионного покрытия, проведении сварки и т.д.), а, главное, при длительной эксплуатации конструкции.

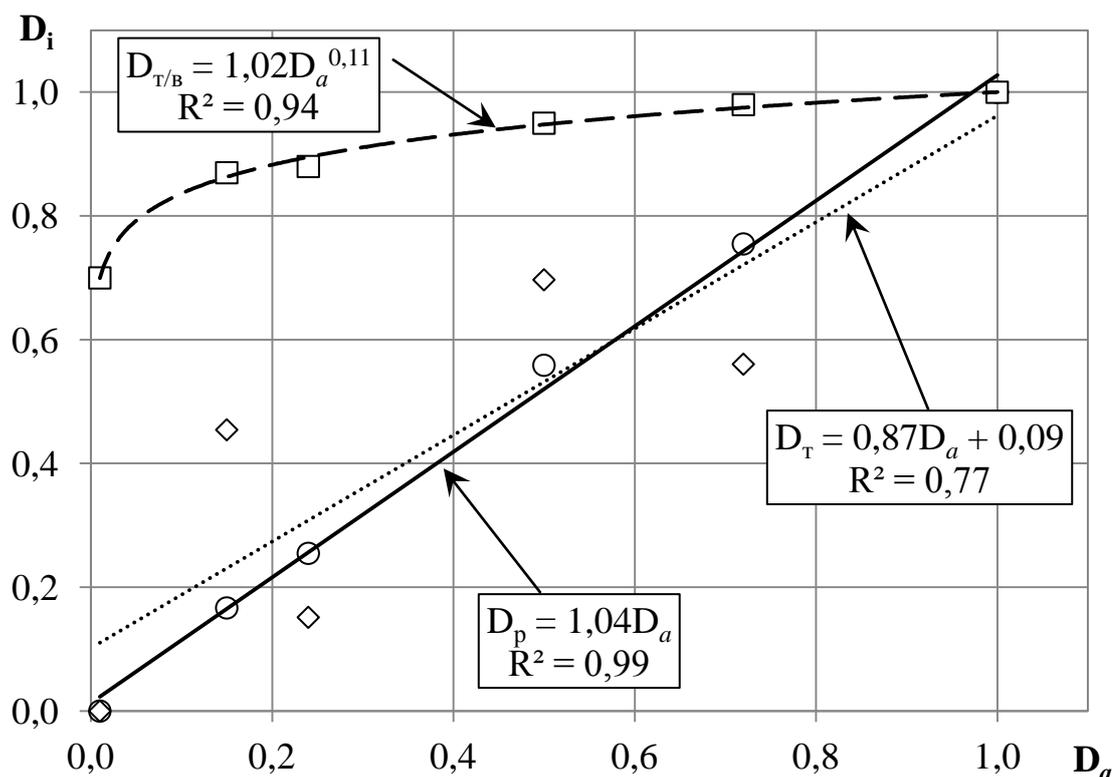


Рис. 4.30. Корреляция величин ЭДС, определенных по различным параметрам кривой растяжения:

- $\square$  – по отношению  $\sigma_T/\sigma_B$ ,  $\diamond$  – по пределу текучести  $\sigma_T$ ,
- $\circ$  – по равномерному относительному удлинению  $\delta_p$ .

При таком подходе главным является не оценка склонности металла к деформационному старению, как рекомендует ГОСТ 7668-82, поскольку приведенные в работе экспериментальные данные свидетельствуют о том, что все стали с ферритной структурой склонны к проявлению этого эффекта, а возможность оценки величины ЭДС по изменению прочностных и вязко-пластических свойств металла в любой момент времени.

Суть методики заключается в доведении металла до предельного состояния – пластической нестабильности, когда на кривой растяжения полностью отсутствует равномерная стадия деформации, а локализация пластического течения происходит сразу после упругой стадии (рис. 4.31, кривая 1).

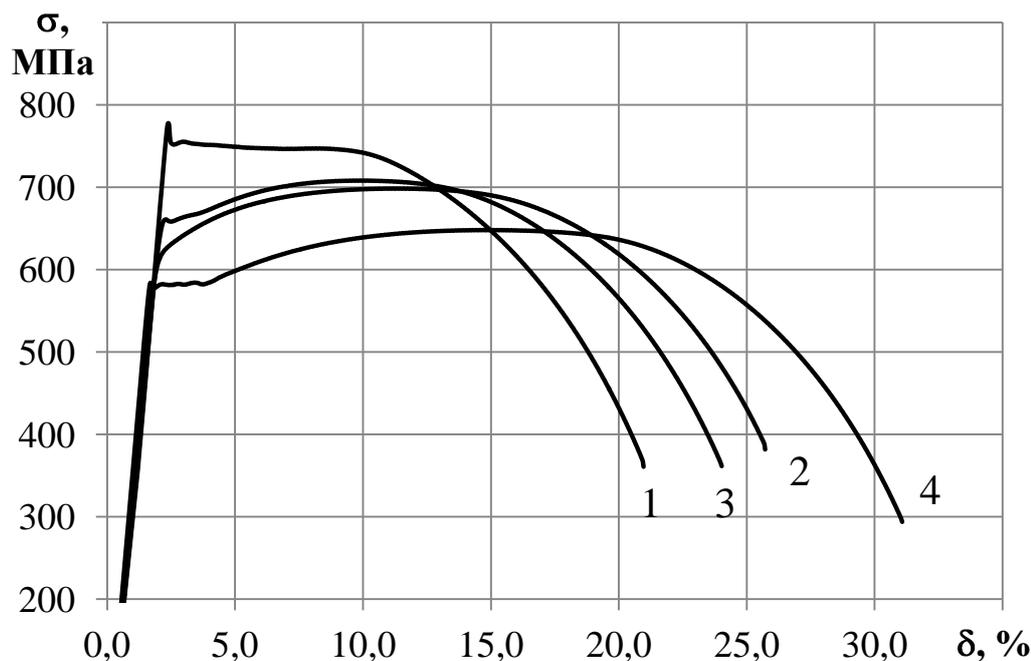


Рис. 4.31. Кривые растяжения образцов стали 05Г2Б:

- 1 – после ВН-обработки ( $\delta = 2 \%$ ,  $t = 250^\circ\text{C}$ , 60 мин.),
- 2 – в исходном состоянии (после КПУО),
- 3 – после низкотемпературного нагрева ( $t = 250^\circ\text{C}$ , 20 мин.),
- 4 – после высокотемпературного нагрева ( $t = 680^\circ\text{C}$ , 30 мин., охл. в воде).

Максимальная величина ЭДС достигается путем наложения ВН-обработки, а значение статической вязкости  $a_{min}$  принимается за минимальное исходное значение. Тогда параметр  $D_a$ , отвечающий за глубину ЭДС, можно определить из следующего выражения

$$D_a = 1 - \frac{a_i - a_{min}}{a_i}, \quad (4.13)$$

где  $a_i$  – статическая вязкость в  $i$ -том состоянии.

Рассмотрим изменение вида кривой растяжения и механических свойств стали 05Г2Б класса прочности Х80 в исходном состоянии (после

КПУО) и после обработок по разным режимам (рис. 4.31). Наложение ВН-обработки – небольшой холодной пластической деформации  $\delta \sim 2\%$  и последующего нагрева на  $t = 250^\circ\text{C}$  в течение 60 мин., привело металл в состояние пластической неустойчивости (кривая 1 на рис. 4.31,  $D_a = 1$  на рис. 4.32, рис. 4.33).

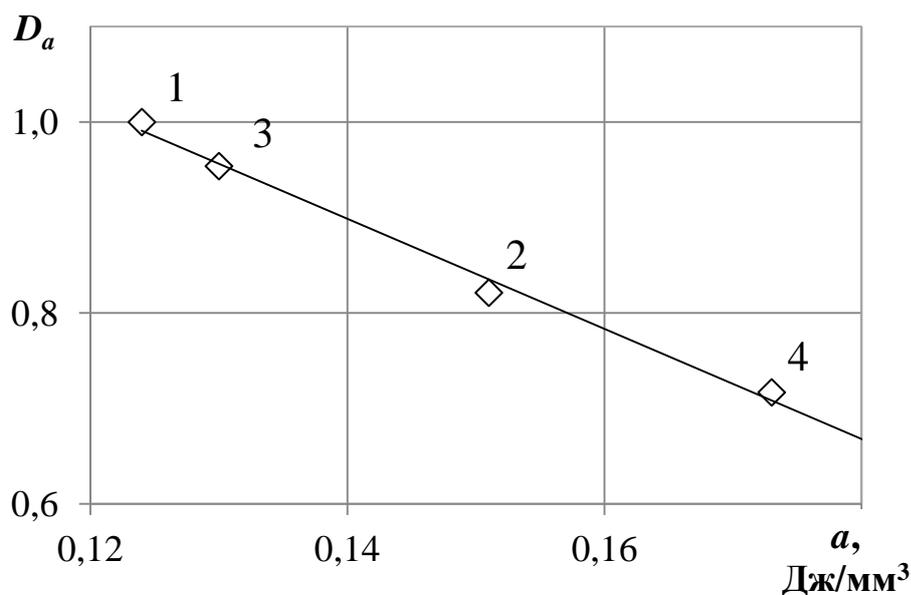


Рис. 4.32. Оценка параметра  $D_a$  (величины ЭДС) по статической вязкости  $a$  для стали 05Г2Б (цифры у значков соответствуют кривым растяжения на рис. 4.31).

Очевидно, что в стали 05Г2Б в исходном состоянии имеется небольшое закрепление дислокаций, внесенных в металл при контролируемой прокатке и сохраненных при ускоренном охлаждении, несмотря на то, что на кривой растяжения не наблюдается внешних признаков ЭДС (зуба и площадки текучести) (кривая 2 на рис. 4.31,  $D_a = 0,82$ ).

Низкотемпературный нагрев ( $t = 250^\circ\text{C}$ , 20 мин.), имитирующий нанесение антикоррозионного покрытия на поверхность трубы, приводит к повышению предела текучести  $\Delta\sigma_T$  и снижению пластических характеристик,

что соответствует величине  $D_a = 0,95$  (рис. 4.32). Наименьшим по величине ЭДС обладает металл, подвергшийся высокотемпературному нагреву при  $t = 680^\circ\text{C}$  в течение 30 мин. с последующим охлаждением в воде (кривая 4 на рис. 4.31).

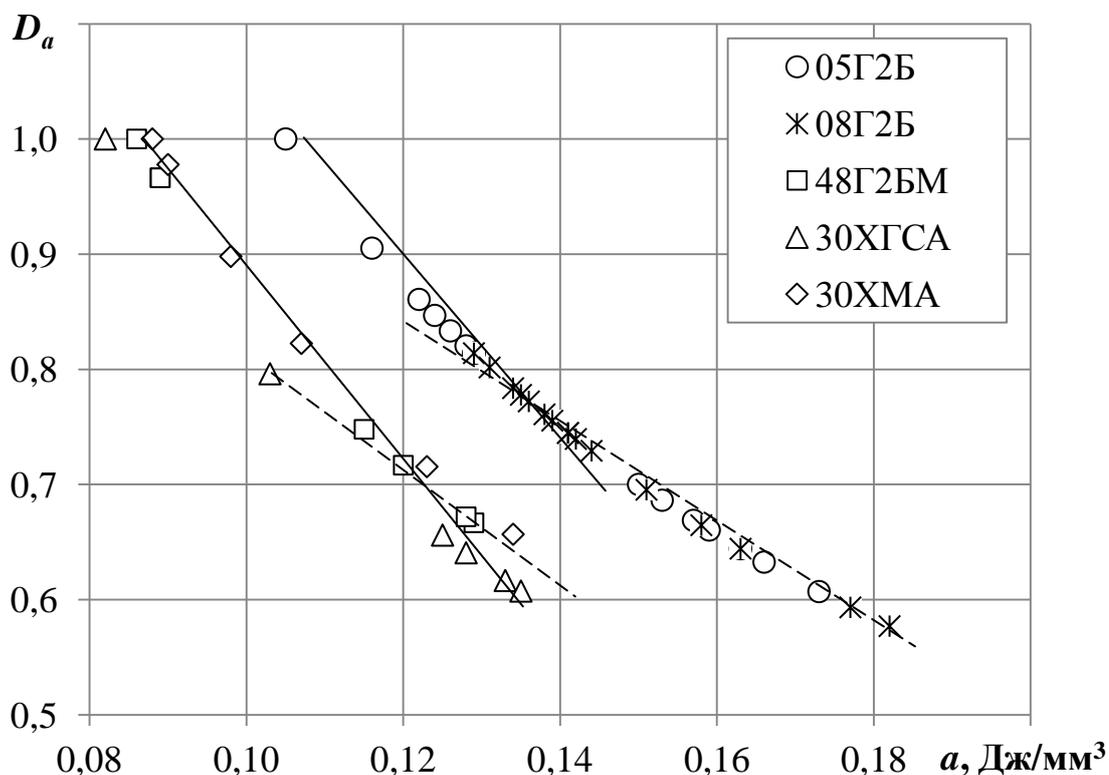


Рис. 4.33. Соотношение величины ЭДС ( $D_a$ ) и статической вязкости  $a$  для низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей после обработок:

стали 05Г2Б, 08Г2Б – после КПУО и нагрева вплоть до  $A_{c1}$ ;

сталь 48Г2БМ – после горячей прокатки и ВН-обработки;

стали 30ХГСА, 30ХМА – после термоулучшения и ВН-обработки.

Такая обработка способствует подавлению выделения атмосфер примесных атомов и частиц вторых фаз при охлаждении, а высокотемпературный нагрев – коагуляции частиц вторых фаз, что приводит

к самой протяженной площадке текучести на кривой растяжения, самой низкой прочности и высокой пластичности среди изученных состояний (при минимальном  $D_a = 0,72$ ).

Обобщение результатов механических испытаний образцов низко- и среднеуглеродистых сталей после обработок по различным режимам свидетельствует о том, что интенсивность изменения механических свойств при деформационном и/или закалочном старении определяется плотностью стопоров и силой закрепления в них дислокаций (рис. 4.33).

В случае, когда ЭДС вызвано образованием атмосфер С (N) и дисперсных карбидов железа при  $t_n \sim 250^\circ\text{C}$ , например, при ВН-обработке или нанесении защитного покрытия, наблюдаются высокие значения параметра  $D_a = 0,8-1,0$  при низкой статической вязкости –  $a = 0,11-0,13$  Дж/мм<sup>3</sup> для низкоуглеродистых и  $a = 0,09-0,11$  Дж/мм<sup>3</sup> для среднеуглеродистых сталей. При этом интенсивность снижения величины ЭДС (наклон зависимости  $D_a = f(a)$ ) для всех изученных сталей и обработок подобна, а различие состоит лишь в уровне статической вязкости, которая для низкоуглеродистых сталей выше, в частности, благодаря меньшему размеру ферритных зерен и содержанию карбидной фазы.

### Заключение

Эффект деформационного старения (ЭДС) – начальная стадия распада пересыщенного твердого раствора в условиях повышения плотности решетчатых и зернограничных дислокаций, приводящая к их блокировке и затруднению пластического течения.

Анализ кривых растяжения и механических свойств изученных конструкционных сталей в разных структурно-фазовых состояниях показал, что ЭДС существенно влияет на параметры текучести (прочностные  $\sigma_i$ , пластические  $\delta_i$ , градиентные  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_i$  и вязкие  $a_i$ ) на всех стадиях растяжения, что обусловлено действием следующих основных факторов:

– снижением мобильности дислокаций  $M_d$  в результате интенсификации дисперсионного твердения  $\Delta\sigma_{д,у}$ ;

– образованием мезоконцентраторов напряжений при локализации пластического течения в очаге деформации, размер которого становится меньше рабочей части образца;

– уменьшением величины аннигиляционной релаксации при снижении протяженности степенной периода равномерной стадии деформации.

Причем величина проявления каждого последующего фактора определяется масштабом действия предыдущего.

На основе анализа карт и профилей деформации, полученных по методу корреляции цифровых изображений (КЦИ), установлено, что в сталях типа 08Г2Б существует несколько видов деформации Людерса. При слабом закреплении дислокаций ( $t_n = 680^\circ\text{C}$ ) деформация Людерса типа I происходит путем образования и расширения одной полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ), эстафетной активации каналов течения в периодически расположенных участках образца через фиксированные промежутки времени и непрекращающейся деформации в них. В этом случае влияние ЭДС на уровень прочностных и пластических свойств минимально ( $\sigma_T = 600-630$  МПа,  $\sigma_B = 640-690$  МПа,  $\delta_p = 7-10$  %,  $\delta = 28-29$  %,  $KCV^{40} \sim 280-320$  Дж/см<sup>2</sup>).

В предельном состоянии при  $t_n = 250^\circ\text{C}$ , когда большая величина ЭДС обусловлена максимальным закреплением дислокаций дисперсными частицами  $\text{Fe}_3\text{C}$ , деформация Людерса типа II заключается в локализации деформации в очаге двух пересекающихся ПЧЛ, размер которого к концу площадки текучести занимает  $\sim 70-75\%$  рабочей части образца. Это приводит к существенному снижению ресурса пластичности сталей типа 08Г2Б особенно на равномерной стадии деформации ( $\Delta\delta_p = 8-10$  %,  $\Delta\delta_c = 4-6$  %,  $\Delta\delta = 12-16$  %).

Показано, что рост ПЧЛ сопровождается значительной пластической деформацией внутри полосы: если в начале ее расширения компоненты тензора деформации сравнительно невелики ( $\epsilon_{yy} < 2\%$ ), то общая деформация в ПЧЛ по данным EBSD и микротвердости составляет  $\epsilon \sim 14\%$ . Следовательно, необходимым условием движения фронтов ПЧЛ (расширения полосы) является непрерывное возникновение и движение дислокаций и вакансий под действием одного концентратора напряжения (деформации), расположенного внутри полосы.

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

В настоящей работе сосредоточенная стадия деформации разбита на три периода. Обосновано, что ведущим процессом периода  $\delta_c^I$  является шейкообразование, а периода  $\delta_c^{II}$  – трещинообразование, когда металл пластически деформируется параллельно с ростом вязкой магистральной трещины. Параметры периода II (деформация начала периода  $\delta_c^{IIH}$ , протяженность  $\delta_c^{II}$ , статическая вязкость  $a_c$ ), уменьшение которых с ростом величины ЭДС свидетельствует о снижении сопротивления металла распространению магистральной трещины, могут использоваться в качестве оценки трещиностойкости при растяжении.

Установлено, что величина ЭДС может меняться в широком диапазоне, что приводит к существенной вариации механических свойств. Для аттестации уровня механических свойств изделий (конструкций) необходима оценка величины ЭДС как на этапе их изготовления, так и в процессе

эксплуатации. Предложена методика оценки величины ЭДС ( $D_i$ ) по относительному изменению разных механических характеристик при растяжении (пределу текучести  $\sigma_T$ , отношению  $\sigma_T/\sigma_B$ , протяженности равномерной стадии деформации  $\delta_p$ , статической вязкости) в диапазоне предельных состояний металла от минимального ( $D_i \rightarrow 0$ ) до максимального ( $D_i \rightarrow 1,0$ ) ЭДС. Проведенная по параметрам кривых растяжения  $\sigma = f(\delta)$  сравнительная оценка  $D_i$  для сталей 08Г2Б и 37ХГФ показала, что среди выделенных механических свойств более высокую чувствительность к изменению величины ЭДС имеют статическая вязкость  $a$  ( $D_a$ ) и равномерное относительное удлинение  $\delta_p$  ( $D_p$ ). При этом объективность использования статической вязкости выше, поскольку величина  $D_a$  интегрально характеризует изменение прочностных и пластических свойств стали при деформационном старении.

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

## **5. СООТНОШЕНИЕ МЕЖДУ ПРОЧНОСТЬЮ, ПЛАСТИЧНОСТЬЮ И ВЯЗКОСТЬЮ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ**

Отыскание оптимальной конструктивной прочности конкретных изделий – это всегда компромисс между упрочнением и потерей вязко-пластических свойств. Эти свойства неразрывно связаны: упрочнение происходит при создании препятствий для движения дислокаций, что уменьшает их мобильность  $M_d$  и, соответственно, пластичность. В свою очередь, низкая мобильность дислокаций способствует снижению вклада пластической релаксации напряжений при нагружении образца, смещая момент трещинообразования в сторону более низких степеней деформации.

На сегодняшний день основные моменты упрочнения сталей глубоко разработаны, тогда как природа пластичности изучена сравнительно слабо [14]. Это, в частности, не позволяет дать количественные соотношения между упрочнением и потерей пластичности для широкого круга сталей, испытавших термическую и/или деформационную обработку. Интерес к изучению пластичности возрос в последние годы в связи со все более широким использованием строительных сталей нового поколения, обладающих исключительно высокой вязкостью при рекордном уровне пластичности, частично израсходованном на повышение прочности [72, 128].

Целью настоящего раздела являлось изучение природы и величины компонент пластичности на отдельных стадиях деформации широкого круга конструкционных сталей в различных структурно-фазовых состояниях.

### **5.1 Характеристики стадий (периодов) кривой растяжения конструкционных сталей**

Пластичность материалов оценивается различными методами испытаний, среди которых наибольшее распространение имеет одноосное

растяжение. Наряду с методической простотой и кажущейся легкостью интерпретации результатов одноосное растяжение дает богатейшую информацию о чередующихся модах пластического течения и видах релаксации напряжений, возникновении и эволюции несплошностей (пор, очаговых трещин, трансформирующихся в магистральную трещину), характере разрушения и т.д. Уже из этого краткого перечисления видны сложность и многообразие процессов, ответственных за упрочнение и пластичность материалов. Это находит свое отражение в немонотонности кривой растяжения  $\sigma = f(\delta)$ , что позволяет выделить равномерную и сосредоточенную стадии [13, 15], а также площадку текучести [20].

Прогресс в точности построения диаграмм растяжения, появление новых высокоточных и крайне локальных методов регистрации деформации и формы образцов в ходе растяжения, широкое применение компьютерной обработки кривых  $\sigma = f(\delta)$  позволили в предыдущих главах экспериментально показать, что равномерная стадия растяжения включает линейный и степенной периоды, а сосредоточенная стадия состоит из I, II и III периодов. В пределах каждого периода действует своя совокупность процессов деформации и релаксации напряжений [9], хотя всегда удается выделить доминирующий, который контролирует ход данного участка кривой  $\sigma = f(\delta)$ .

Следовательно, малопродуктивно рассматривать пластичность материала при растяжении без оценки ее составляющих  $\delta_i$  на отдельных периодах/стадиях деформации, поскольку пластичность образца  $\delta$  представляет сумму ее компонент  $\delta_i$ :  $\delta = \sum_i \delta_i$ . Одновременно требуется раскрытие физической природы каждой  $\delta_i$ , которая, как и упрочнение, различна на отдельных периодах. Представляя через прочностные свойства и их изменения процессы, действующие на каждом периоде, можно перенести их на  $\delta_i$ , поскольку прочность и пластичность являются тесно взаимосвязанными антиподами, определяемыми мобильностью

дислокаций  $M_d$ , под которой понимается их способность к поперечному скольжению, аннигиляции и размножению.

Из определения пластичности, как способности материала воспринимать пластическую деформацию до разрушения, вытекает необходимость рассмотрения процессов предразрушения (образования пор, очаговых трещин, магистральной трещины и ее распространения), развивающихся на сосредоточенной стадии растяжения. Разнообразная гамма этих процессов, протекающих одновременно с локализацией пластического течения в шейке, находит отражение в значениях показателей пластичности  $\delta_c^i$ , характеризующих периоды сосредоточенной стадии, а также тип магистральной трещины и вид разрушения.

Таким образом, разбиение кривой растяжения  $\sigma = f(\delta)$  на периоды, объективная трактовка происходящих на них процессов являются ключом к получению детальной информации о механических свойствах образцов (в том числе и пластичности), значительно превышающую по объему ту, которую дают стандартные механические свойства.

Для детальной оценки компонент пластичности по кривым растяжения  $\sigma = f(\delta)$  использовали образцы отожженного при  $1000^\circ\text{C}$  армко-Fe (обр. 1), стали 09Г2С после нормализации при  $900^\circ\text{C}$  (обр. 2), после закалки от  $900^\circ\text{C}$  и отпуска  $650^\circ\text{C}$  в течение 1 ч. (обр. 3), после наложения холодной пластической деформации (ХПД)  $\varepsilon \sim 30\%$  (обр. 5) и стали 37Г2С после нормализации при  $900^\circ\text{C}$  (обр. 4) (рис. 5.1). Подбор режимов обработок был направлен на получение образцов с контрастно различающимися диаграммами растяжения и, следовательно, уровнем механических свойств.

Испытания на растяжение со скоростью 2 мм/мин проводили на машине Instron 3382 на стандартных пятикратных цилиндрических образцах диаметром 5 мм с расчетной длиной 25 мм. На каждый режим обработки использовалось по три образца на растяжение. При этом инструментальная погрешность измерения прочностных свойств составляла  $\Delta\sigma_i = \pm 5$  МПа,

пластических –  $\Delta\delta_i = \pm 1,0 \%$ . 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.

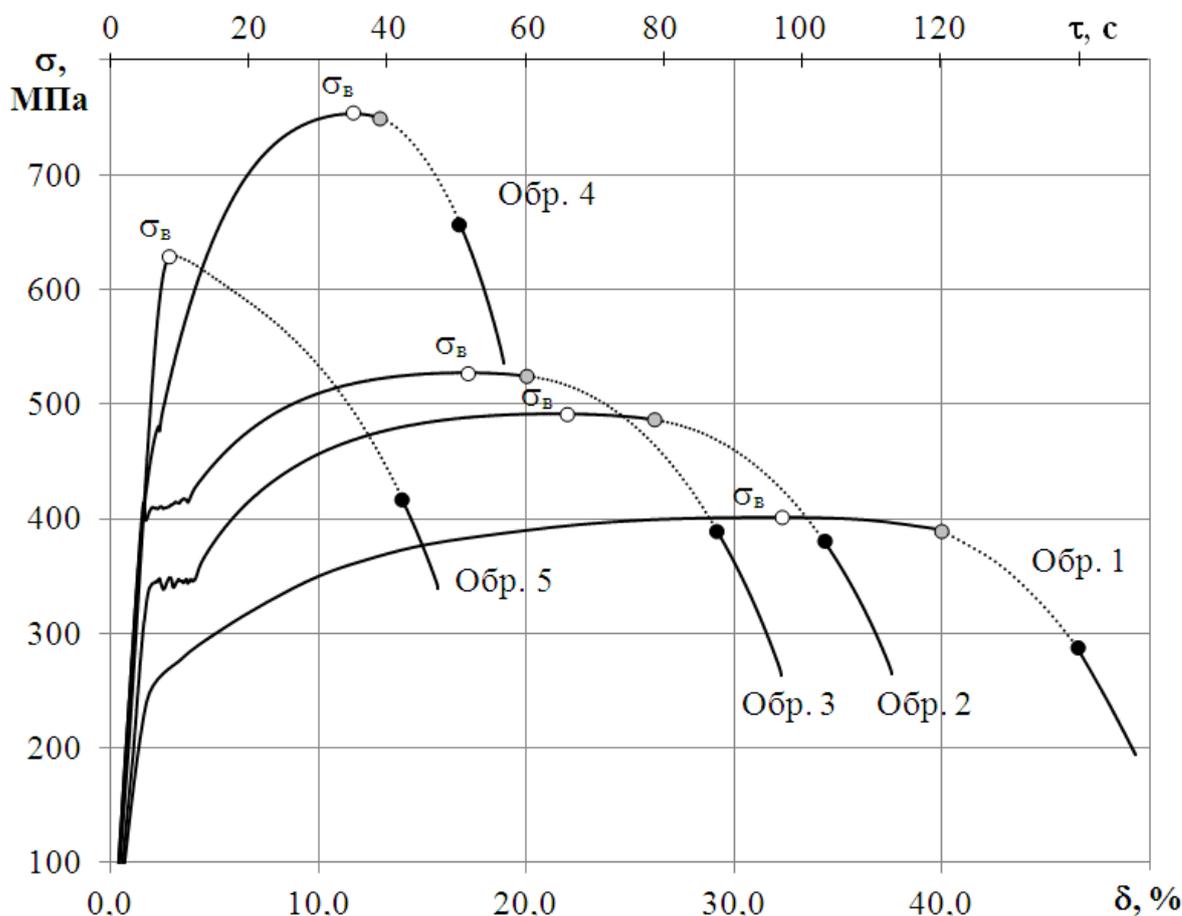


Рис. 5.1. Диаграммы растяжения образцов армо-железа (обр. 1), сталей 09Г2С (обр. 2, 3 и 5) и 37Г2С (обр. 4); начало периодов сосредоточенной стадии: ○ – I; ◐ – II; ● – III.

**Равномерная стадия.** На макроуровне равномерной стадией деформации называют пластическое течение металла, при котором происходит утонение (сужение) на одну и ту же величину (равномерно) всей рабочей части образца, то есть образец способен к пластическому течению без локализации [12, 15]. В этом случае соблюдается правило постоянства

объема рабочей части образца, что делает достаточно легким отыскание корреляций между прочностными ( $\sigma_t$ ,  $\sigma_b$ ,  $S_t$ ,  $S_b$ ) и пластическими ( $\delta_p$ ,  $\psi_p$ ,  $\epsilon_p$ ,  $\varphi_p$ ,  $n$ ) характеристиками.

Анализ кривых растяжения  $\sigma = f(\delta)$  показал (рис. 5.1), что с ростом величины упрочнения пластические характеристики образцов снижаются, причем наиболее существенно на равномерной стадии деформации. Снижение протяженности равномерной стадии деформации при упрочнении стали перлитом (кривые 2 и 4 на рис. 5.1), дисперсными частицами вторых фаз (кривая 3) или за счет повышения плотности дислокаций при холодной пластической деформации (ХПД) (кривая 5) происходит более интенсивно по сравнению с сосредоточенной стадией деформации: при небольшом упрочнении (обр. 1-4 на рис. 5.1) доля сосредоточенной пластичности составляет  $K_c = \delta_c/\delta = 0,33-0,54$ , а в предельном сильно упрочненном состоянии равномерная стадия может вообще отсутствовать (кривая 5,  $K_c = 0,95$ ). В строительных сталях нового поколения, например, группы прочности X80, доля сосредоточенной стадии деформации составляет  $K_c \sim 0,70$  [74].

Аппроксимация хода кривых растяжения  $\sigma = f(\delta)$  на равномерной стадии уравнением Холломона  $S = K \cdot e^n$  показала их соответствие степенной зависимости с коэффициентом детерминации  $R^2 \leq 0,90$ . При разбиении равномерной стадии на два периода: первый  $\delta_p^{л}$  в виде линейной зависимости  $\sigma = \sigma_{0,2} + K_{л} \cdot \delta$ , второй  $\delta_p^{ст}$  – степенной  $\sigma = K_{ст} \cdot \delta^n$ , достигается наилучшее аналитическое описание экспериментальных кривых с  $R^2 = 0,99$  для обоих периодов (рис. 5.2).

Весьма протяженный и наглядно проявляемый линейный период имеется у образцов с сильным закреплением дислокаций, например, в результате деформационного или закалочного старения (при наличии площадки текучести) [17, 116]. В случае непрерывной кривой  $\sigma = f(\delta)$  выделение линейного периода можно проводить аналитически, согласно

рассмотренному выше подходу. Линейная зависимость напряжения течения от степени деформации свидетельствует о том, что на данном периоде релаксация упругих напряжений происходит, как и на II стадии деформации монокристаллов, по компенсационному механизму, при котором поля дальнодействующих напряжений дислокационных построений, перекрываясь, частично компенсируются [9, 30, 31].

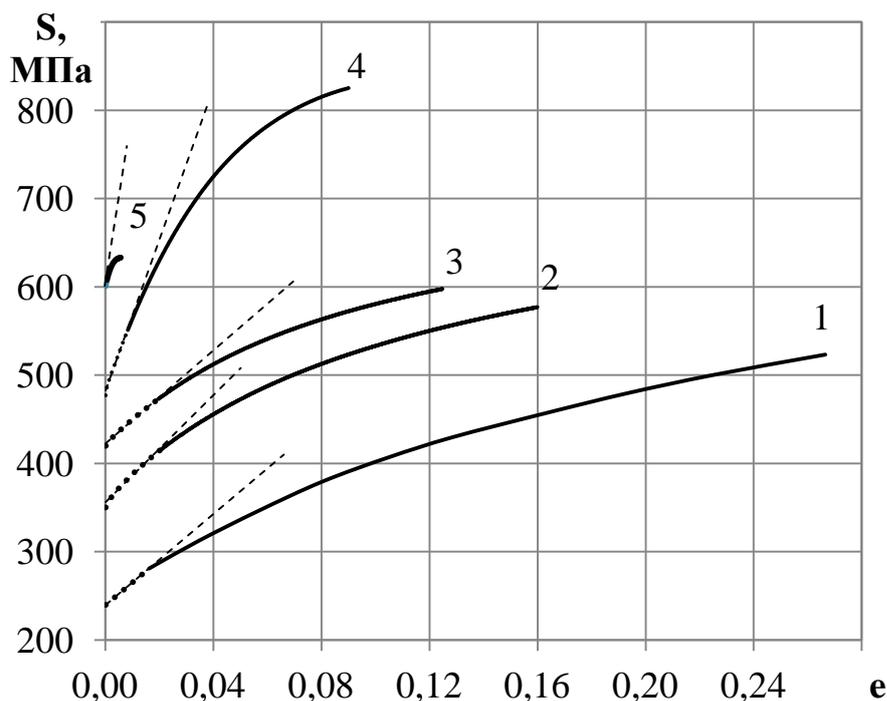


Рис. 5.2. Кривые растяжения в истинных координатах на равномерной стадии деформации образцов армко-Fe и сталей 09Г2С и 37Г2С:

--- линейный период, ——— степенной период.

Из рис. 5.2 и данных, приведенных в табл. 5.1, видно, что протяженность  $\delta_p^{II}$  ( $e_p^{II}$ ) и относительный прирост напряжения  $K_{II} = (\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$  на линейном периоде чувствительны к исходной прочности материала. При относительно небольшом уровне упрочнения армко-Fe (кривая 1 на рис. 5.2), стали 09Г2С после нормализации (кривая 2) или высокого отпуска (кривая 3)

протяженность линейного периода составляет  $\delta_p^l \sim 2,0 \%$  ( $e_p^l \sim 0,02$ ) при  $K_l = 23-28$  МПа/%. При упрочнении феррита за счет повышения доли перлита в стали 37Г2С (кривая 4 на рис. 5.2) величина  $e_p^l$  падает до 0,008, а ее наклон резко возрастает ( $K_l = 88$  МПа/%). Наиболее радикальное изменение данных характеристик происходит при повышении плотности дислокаций после ХПД в стали 09Г2С (кривая 5 на рис. 5.2, табл. 5.1).

Таблица 5.1

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

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

Крутой подъем кривой  $\sigma = f(\delta)$  на относительно коротком линейном периоде сменяется более пологим ходом на степенном периоде вследствие непрерывно возрастающего динамического возврата, обусловленного функционированием дислокационной ячеистой структуры (ДЯС) [15, 31]. В ходе своей эволюции (увеличении плотности дислокаций, уменьшении размера ячеек, уплотнении и утонении стенок) в широком диапазоне степеней холодной пластической деформации ДЯС приводит к упрочнению

без создания концентраторов напряжений, а, следовательно, к повышению протяженности равномерной стадии деформации.

Однако столь существенная равномерная пластичность присуща только металлам с большой мобильностью дислокации  $M_d$  при отсутствии или минимальной плотности препятствий для их движения. Об этом можно судить по низкому уровню  $\sigma_{ст}$  – прочности в начале степенного периода (табл. 5.1). В конце степенного периода ход кривой растяжения асимптотически выходит на горизонталь. Теперь масштабы деформационного упрочнения и разупрочнения вследствие динамического возврата становятся равными, и пластическое течение реализуется без прироста в структуре дислокаций и напряжений (стадия IV [15]). Точка выхода кривой растяжения на горизонталь свидетельствует, что пластическое течение путем функционирования ДЯС достигает своей предельной максимальной величины  $S_b$  ( $\sigma_b$ ), после чего наступает новая мода пластического течения.

Сопоставление  $e_p$  и  $n$  показывает, какая часть равномерной пластичности «съедается» наступлением локализованной деформации при образовании в образце несплошностей: пор, очаговых трещин, а иногда и магистральной трещины [15]. Поэтому величина  $(n - e_p)$  может рассматриваться как один из параметров пластичности стали. Так, среди исследованных образцов наибольшее значение  $(n - e_p) = 0,08$  наблюдается у образца 4 стали 37Г2С, имеющей в нормализованном состоянии  $\sim 70\%$  перлита и показывающей весьма низкую равномерную пластичность при существенном упрочнении (рис. 5.1, табл. 5.1).

Снижение  $M_d$  при увеличении количества препятствий для движения дислокаций (дисперсных частиц, дислокаций «леса» и др.), о чем можно судить по напряжению начала степенного периода, приводит к резкому сокращению протяженности степенного периода  $e_p^{ст}$  ( $\delta_p^{ст}$ ) и повышению интенсивности упрочнения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$ .

Итак, равномерная стадия растяжения конструкционных сталей состоит из двух периодов: линейного и степенного. Хотя тренд изменения с упрочнением параметров пластичности на обоих периодах одинаков, абсолютные значения относительного удлинения  $\epsilon_p^л$  и  $\epsilon_p^{ст}$ , интенсивности упрочнения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_л$  и  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$  почти на порядок больше у степенного периода (табл. 5.1). Следовательно, пластичность всех изученных образцов на равномерной стадии определяется процессами на степенном периоде.

**Сосредоточенная стадия.** Сосредоточенная стадия деформации металлов при растяжении образцов изучена сравнительно слабо [13, 15, 86], существует мнение, что данный участок кривой  $\sigma = f(\delta)$  не очень информативен. В то же время на сосредоточенной стадии деформации происходит ряд существенных процессов, которые по Давиденкову Н.Н. и Фридману Я.С. протекают в три этапа (периода): I – равномерное сужение наименьшего сечения образца и образование микрповреждений, II – появление «донной» макротрещины и ее радиальный рост, III – формирование губ среза, и включают в себя:

- продолжение пластического течения с переходом от однородного по длине образца к локализованному в растущей шейке;
- возникновение и слияние микронесплошностей (пор и очаговых трещин);
- зарождение и распространение по различным механизмам магистральной трещины (МТр).

Различное сочетание этих взаимосвязанных процессов создает сложную картину деформации и разрушения на сосредоточенной стадии, которая, несомненно, находит свое отражение в ходе кривой  $\sigma = f(\delta)$  и ее параметрах, что требует детальной интерпретации.

До последнего времени анализ сосредоточенной стадии деформации металлов сдерживался необходимостью регистрации текущего диаметра

шейки и синхронизации полученных данных с кривой растяжения. Использование новых методов, таких как корреляция цифровых изображений (КЦИ), спекл-интерферометрии и др. позволило значительно продвинуться в исследовании эволюции шейки, а также величины и распределения деформации в локальных участках растягиваемого образца [17, 104, 114, 129].

Значимость сосредоточенной стадии состоит не только в том, что она вносит определенный вклад в уровень механических свойств образцов, но и в том, что она, исходя из закономерности связи ее параметров со структурно-фазовым состоянием металла, определяет поведение изделий/конструкций при эксплуатации и повреждениях.

Ход кривых на сосредоточенной стадии растяжения  $\sigma = f(\delta)$  подобен, а влияние предыстории образцов проявляется, в основном, в смещении их по оси относительного удлинения  $\delta$  (времени деформации  $\tau$ ), что позволило выделить типичные для всех образцов периоды.

Примыкающий к  $\sigma_v$  период I выглядит в виде почти горизонтального прямого участка (см. рис. 5.1). Наиболее протяженный период II и сравнительно короткий период III разделяются точкой перегиба на кривых  $\sigma(P) = f(\tau)$ , а также на кривой: площадь поперечного сечения шейки  $F$  – время растяжения  $\tau$  (степень деформации  $\delta$ ) (рис. 5.3). На примере образцов 2 и 5, наиболее сильно различающихся по свойствам, видно, что при различном ходе кривых  $\sigma(P) = f(\tau)$  и  $F = f(\tau)$  границы периодов по  $\sigma(P)$  и  $F$ , показанные вертикальными линиями, удовлетворительно совпадают и, следовательно, определяются одной совокупностью процессов – пластическим течением металла в шейке при участии микронесплошностей и растущей магистральной трещины.

Согласно данным рис. 5.3, скорость уменьшения площади сечения  $V_{пл} = \Delta F / \Delta \tau$ , примерно на два порядка меньше скорости падения нагрузки  $V_{напр} = \Delta P / \Delta \tau$  (табл. 5.2). Это приводит к тому, что на диаграммах растяжения

в истинных координатах на сосредоточенной стадии напряжения  $S$  растут (рис. 5.3, б, рис. 5.4), хотя нагрузка  $P$  падает.

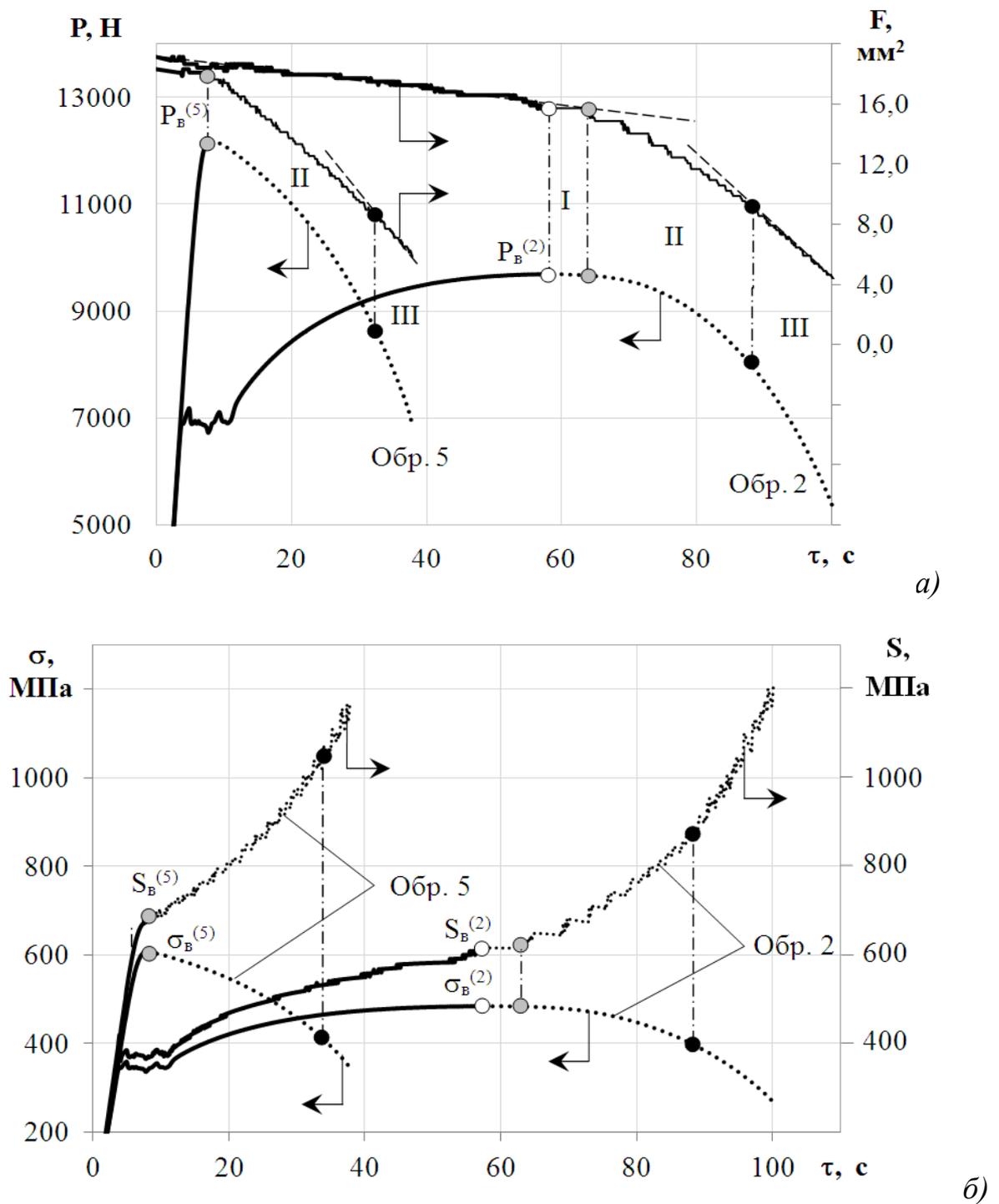


Рис. 5.3. Зависимость нагрузки  $P$ , площади поперечного сечения  $F$  (а) и истинного напряжения  $S$  (б) от времени растяжения  $\tau$  образцов 2 и 5.

Таблица 5.2

Скорость изменения параметров текучести на различных  
 периодах сосредоточенной стадии растяжения  
 (в числителе – образец 2, в знаменателе – образец 5)

Параметр	Период I	Период II	Период III
$\Delta P/\Delta \tau$ , Н/с	$\frac{2,3}{-}$	$\frac{68}{148}$	$\frac{210}{328}$
$\Delta F/\Delta \tau$ , мм <sup>2</sup> /с	$\frac{0,002}{-}$	$\frac{0,26}{0,37}$	$\frac{0,39}{0,45}$
$\Delta S/\Delta \tau$ , МПа/с	$\frac{0,7}{-}$	$\frac{10,6}{13,8}$	$\frac{23,8}{26,0}$

Истинные напряжения  $S$  являются функцией двух переменных: нагрузки  $P_i$  и площади сечения минимального диаметра шейки  $F_i$ , в силу чего разбиение сосредоточенной стадии на периоды по диаграмме в истинных координатах менее наглядно, чем по условной диаграмме (рис. 5.1, 5.3 и 5.4, *a*), и существует мнение [86], что она монотонна. Ситуация улучшается при представлении кривой растяжения в логарифмических координатах (рис. 5.4, *б*), где четко проявляются различия в деформационном поведении образцов 2 и 5.

Таким образом, диаграмма растяжения в истинных координатах  $S = f(\varphi)$  воспринимается сложнее, чем условная диаграмма  $\sigma = f(\delta)$  или  $\sigma = f(\tau)$ , и требует обязательного уточнения того обстоятельства, что она описывает деформацию не всего образца, а в локальном участке – в шейке, и, более точно, в ее активной зоне.

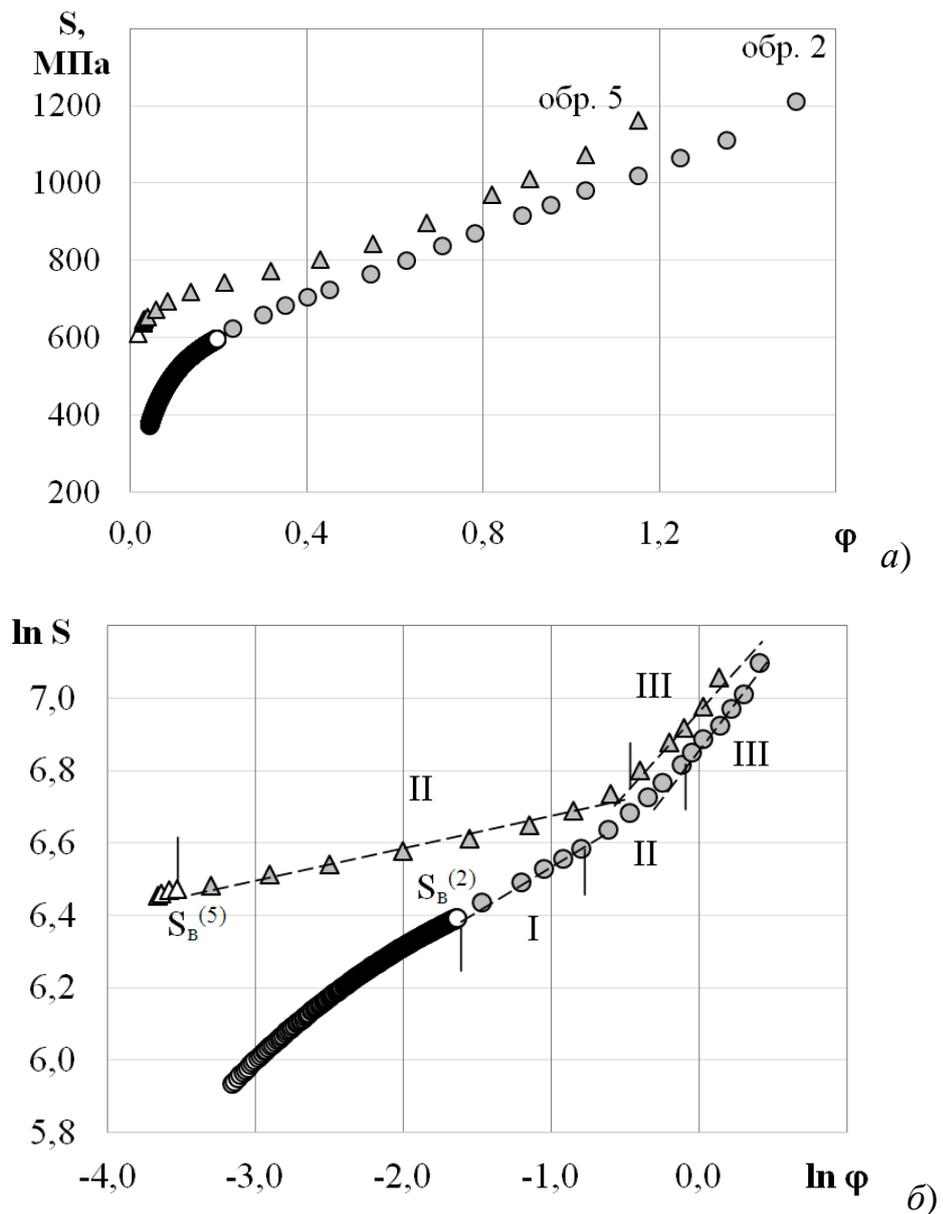


Рис. 5.4. Кривые растяжения в истинных (а) и логарифмических (б) координатах образцов 2 и 5 стали 09Г2С:

○, △ – равномерная стадия, ●, ▲ – сосредоточенная стадия.

Согласно П. Бриджмену, Н.Н. Давиденкову, Я.Б. Фридману [85, 118, 130], после образования шейки диаграмма растяжения является искаженной, прежде всего, благодаря неоднородности распределения напряжений (деформации) в продольном и поперечном сечениях шейки.

Экспериментально это обнаруживается по распределению компонент тензора, например, продольной деформации  $\varepsilon_{yy}$  на картинах и профилях КЦИ [106]. На картинах распределения  $\varepsilon_{yy}$  (см. рис. 4.20) видна неоднородность деформации (напряжений) вдоль шейки, на профилях  $\varepsilon_{yy} - L$  (см. рис. 4.21) – поперек шейки в виде функционального максимума. Последний является активной зоной, где происходит пластическое течение, величина которой составляет порядка половины длины шейки.

Таким образом, определяемые «истинные» напряжения являются усредненными и всегда значительно меньшими фактических (экстремально больших, судя по  $\varepsilon_{yy} \sim 120\%$ ), действующих в крайне малом локальном объеме шейки.

Протяженность периода I ( $\delta_c^I$ ), примыкающего к  $\sigma_v$ , снижается с повышением временного сопротивления, а образца 5, охрупченном в результате ХПД, он вообще отсутствует (табл. 5.3). У пластичных образцов 1 и 2 горизонтальный участок в конце равномерной (IV) стадии продолжается на периоде I сосредоточенной стадии, а слабое падение напряжения  $\sigma$  (см. рис. 5.1 и 5.3) свидетельствует о функционировании примерно в тех же масштабах однотипных процессов. Наряду с этим на периоде I формируется, очевидно, магистральная трещина, но, судя по замедленному падению напряжения  $(\Delta P/\Delta \tau)_I \approx 2,3$  Н/с (см. табл. 5.2) в образцах 1 и 2, ее рост незначителен и не контролирует ход кривой растяжения.

Отсутствие у образца 5 степенного периода равномерной стадии и периода I сосредоточенной стадии позволяет считать, что зарождение и активный рост МТр со значительной хрупкой компонентой произошли еще на линейном периоде равномерной стадии.

По влиянию на свойства образцов, чувствительности к их состоянию протяженный период II, контролируемый распространением МТр, является основным. Из табл. 5.2 и 5.3 видно, что у исследованных образцов со

снижением пластичности и ростом  $\sigma_{\text{в}}$  и  $\sigma_{\text{II}}$  скорость  $V_{\text{II}} = (\Delta\sigma/\Delta\tau)_{\text{II}}$  и темп падения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{\text{II}}$  возрастают почти в два раза. В то же время протяженность периода II ( $\delta_{\text{с}}^{\text{II}}$ ) у изученных образцов примерно одинакова и довольно существенна даже у образца 5.

Таблица 5.3

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

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

Для сравнительно небольшого периода III сосредоточенной стадии ( $\delta_{\text{с}}^{\text{III}} = 2-3$  %) типичны крайне высокая скорость падения напряжения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{\text{III}}$ , большой диапазон для исследованных образцов напряжения разрушения  $\sigma_{\text{к}}$ , как и общего относительного удлинения  $\delta$  (табл. 5.3). Высокая чувствительность данных характеристик к состоянию образцов делает  $\sigma_{\text{к}}$  и  $\delta$  одними из основных параметров пластичности.

Магистральная трещина зарождается в центральной области растягиваемого образца и растет к его поверхности, образуя три зоны излома: центральную (волокнистую), радиальную, губы среза [13]. В силу различного напряженного состояния в каждой области (зоне) распространение МТр в них происходит с различными скоростями по различным механизмам. Это позволяет полагать, что периоды сосредоточенной стадии, различающиеся по скорости и интенсивности падения напряжения  $(\Delta\sigma/\Delta\tau, \Delta\sigma/\Delta\delta)$ ,

соответствуют зонам излома: период I – центральной, период II – радиальной, период III – губам среза. Необходимо уточнить: распространение МТр по центральной или радиальной зонам происходит одновременно с продолжающимся пластическим течением в оставшихся неразрушенными областях образца. Это и отражает кривая  $\sigma = f(\delta)$ , ход которой контролируется поведением МТр. Следовательно, параметры каждого периода, как и рельеф зон излома, характеризуют тип МТр. Так, у образца 5 отсутствие периода I и максимальная скорость падения напряжения  $(\Delta\sigma/\Delta\tau)_{II}$  свидетельствуют о большой хрупкой составляющей МТр.

В пределах периода III, когда формируются губы среза в приповерхностной области, в силу двухосного напряженного состояния МТр всегда вязкая [15]. В то же время параметры периода II – его начало  $\delta_c^{IIн}$  и окончание  $\delta_c^{IIк}$ , скорость  $(\Delta\sigma/\Delta\tau)_{II}$  и интенсивность  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$  падения напряжения – характеризуют уровень пластичности образца. Это показывает, что период II (радиальная зона излома), слабо зависящий от инструментальных факторов, является наиболее представительным для оценки пластичности (вязкости растяжения) образцов.

Таким образом, сосредоточенная стадия деформации на кривых  $\sigma = f(\delta)$  содержит обширную и разнообразную информацию о деформационном поведении и разрушении образцов. В качестве иллюстрации этого данные, полученные для изученного круга образцов, сведены в табл. 5.4, в которой тип магистральной трещины, мобильность дислокаций  $M_d$  сопоставлены с параметрами сосредоточенной стадии. В качестве последних выбраны напряжение разрушения  $\sigma_k$ , и темп падения напряжения  $V_i = (\Delta\sigma/\Delta\delta)_i$  на периодах II и III, который сопоставим со скоростью распространения МТр  $V_{тр}$ .

Таблица 5.4

Тип магистральной трещины (МТр), темп падения напряжения ( $V_i = (\Delta\sigma/\Delta\delta)_i$ ), мобильность дислокаций ( $M_d$ ) на периодах II и III сосредоточенной стадии, начало периода II ( $\delta_c^{II}$ ), напряжение разрушения ( $\sigma_k$ ), относительное удлинение: общее ( $\delta$ ) и сосредоточенное ( $\delta_c$ )

№ обр.	Период II	$\delta_c^{II}$ , %	Период III	$\sigma_k$ , МПа	$\delta_c$ , %	$\delta$ , %	$\delta_c/\delta$
1	вязкая МТр ( $V_{II} = 8,6$ МПа/%), наивысшая $M_d$	39,0	вязкая МТр ( $V_{III} = 35$ МПа/%)	195	16,0	48	0,33
2	вязкая МТр ( $V_{II} = 9,1$ МПа/%), высокая $M_d$	23,5	вязкая МТр ( $V_{III} = 40$ МПа/%)	260	16,0	32	0,50
3	квазивязкая МТр ( $V_{II} = 11,7$ МПа/%), пониженная $M_d$	18,5	квазивязкая МТр ( $V_{III} = 63$ МПа/%)	265	15,0	28	0,54
4	вязко-хрупкая МТр ( $V_{II} = 12,5$ МПа/%), пониженная $M_d$	11,0	квазивязкая МТр ( $V_{III} = 58$ МПа/%)	535	10,5	22	0,48
5	хрупкая МТр ( $V_{II} = 21,0$ МПа/%), крайне низкая $M_d$	3,0	вязкая МТр ( $V_{III} = 40$ МПа/%)	340	12,0	15	0,80

Известно [13, 15, 86], что вязкая трещина, растущая по сдвиговому механизму, имеет низкие значения  $V_{тр}$  и  $\sigma_k$ , а с появлением и ростом хрупкой компоненты эти параметры существенно возрастают. О мобильности дислокаций  $M_d$  можно судить по уровню прочностных свойств ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ), так как снижение  $M_d$  приводит к уменьшению масштаба релаксационных процессов и накоплению дислокаций в феррите, ответственных за упрочнение. Крайне высокую пластичность имеют образцы 1 и 2 с протяженным периодом I. Это также относится к трещиностойкости, поскольку в таких образцах в пределах периода I происходит, по всей

очевидности, объединение пор и очаговых трещин, приводящее к «созреванию» вязкой МТр.

Доминирующим процессом на участке кривой  $\sigma = f(\delta)$ , относящемся к периоду II, является распространение МТр. Поэтому, исходя из определения трещиностойкости как способности металла сопротивляться образованию и развитию трещины, моменты наступления  $\delta_c^{IIH}$  периода II или его окончания  $\delta_c^{IIK}$  (так как  $\delta_c^{II} = \delta_c^{IIK} - \delta_c^{IIH} \approx \text{const}$ ) могут рассматриваться как критерии трещиностойкости при растяжении образцов, а величина  $\delta_c^{IIH}$  должна коррелировать с уровнем ударной вязкости. Поскольку у образцов с пониженной пластичностью (вязкостью) период I отсутствует, то  $\delta_c^{IIH} = \delta_p$ . Это в очередной раз показывает, что тип трещины, кинетика трещинообразования задаются процессами на равномерной стадии деформации, контролируемые  $M_d$ .

На периоде II параллельно с трещинообразованием в объеме образца происходит легкая интенсивная деформация в приповерхностной зоне. Вероятно, это влияет на то, что даже в образце 5 при наивысшей  $V_{II} = 21$  МПа/%, связанной с быстрым ростом хрупкой МТр, протяженность периода II  $\delta_c^{II} = 10$  % близка к таковой ( $\delta_c^{II} = 11,5$  %) у пластичного образца 2 (см. табл. 5.3). У образцов 2 и 5 интенсивность падения напряжения  $V_{III} = 40$  МПа/% (см. табл. 5.4), т.е. испускание/сток дислокаций и вакансий поверхностью образца придает им одинаковую  $M_d$ . Это позволило считать, что в образце 5, охрупченном высокой плотностью дислокаций, МТр в приповерхностной зоне (период III) вязкая. Данный эффект не проявляется при упрочнении стали дисперсными карбидными частицами (образец 3,  $V_{III} = 63$  МПа/%) или перлитом (образец 4,  $V_{III} = 58$  МПа/%), и, здесь вероятно присутствие хрупкой компоненты у МТр даже в приповерхностной зоне (губах среза).

Таким образом, анализ участка кривой  $\sigma = f(\delta)$  на сосредоточенной стадии, как впрочем, и на равномерной [117], дает четкие представления о

пластичности образцов: с понижением пластичности значения  $\delta_c$  и  $\delta$  падают, но, главное, возрастает доля  $\delta_c$  в общем относительном удлинении образца. Следовательно, повышение величины  $\delta_c/\delta$  является признаком потери пластичности (охрупчивания) образцов.

## **5.2 Взаимосвязь прочности и пластичности сталей при испытаниях на растяжение**

При пластическом течении влияние на масштаб релаксационных процессов, а, значит, и ресурс пластичности сталей описывается совокупным действием известных механизмов упрочнения, которые условно можно объединить в три группы: физическую, структурно-фазовую и технологическую [14].

Физическая группа включает в себя силы межатомного взаимодействия (силы Пайерлса-Набарро), энергию дефектов упаковки (ЭДУ), тип кристаллической решетки, эффекты, связанные образованием твердых растворов. Так, достаточно высокая пластичность металлов с ОЦК решеткой связывается с множественным скольжением по почти эквивалентным 24 системам, высокой ЭДУ и низкой прочностью дислокационных узлов, что способствует аннигиляции дислокаций и образованию при относительно низких степенях и температурах деформации стенок дислокационных ячеек с частично компенсированными полями упругих напряжений [31].

Относительно слабый вклад физических факторов в повышение напряжения течения и, соответственно, снижение запаса пластичности конструкционных сталей учитывался в виде оценки напряжения трения решетки  $\sigma_0 \sim 20$  МПа и твердорастворного упрочнения  $\Delta\sigma_{т.р.}$ , величина которого с повышением содержания С в стали падает (по нашим данным для

низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С  $\Delta\sigma_{т.р} = 90-100$  МПа, для среднеуглеродистых сталей типа 37ХГФ  $\Delta\sigma_{т.р} = 20-40$  МПа).

Значительную роль в деформационном поведении сталей играют сегрегации примесных атомов (С, N, H), выделяющиеся на дислокациях даже при комнатной температуре и сильно понижающих подвижность дислокаций. Подробно влияние эффекта деформационного старения (ЭДС) на комплекс механических свойств низко- и среднеуглеродистых сталей рассмотрено в гл. 4 настоящей работы.

В обработке металлов давлением находит широчайшее использование технологических факторов (температуры и скорости деформации, схемы напряженного состояния и др.), способствующих резкому увеличению равномерной пластичности сталей.

Температура деформации  $t_{деф}$  является наиболее сильнодействующим фактором, влияние которого через диффузионную составляющую пластического течения и релаксацию напряжений значительно перекрывает действие других. Рост температуры деформации благодаря термической активации, повышению концентрации и подвижности вакансий значительно увеличивает подвижность и маневренность решеточных и зернограничных дислокаций, уменьшает прочность узлов при их пересечении [14]. Аналогично, но слабее, действует уменьшение скорости деформации. В ходе больших деформаций ( $\epsilon \geq 0,9$ ) при повышенных температурах исключается формирование плоских большеугловых границ (дисклинации), а образование мигрирующих большеугловых границ приводит к динамической рекристаллизации, росту пластичности и потере прочности [25].

Структурно-фазовую группу факторов составляют [14]:

- плотность и характер распределения дислокаций и концентрация вакансий (равновесных и избыточных);
- размер зерен и субзерен феррита (протяженность границ различной природы);

– количество и морфология частиц вторых фаз, а также перлита, бейнита, мартенсита и остаточного аустенита.

На рис. 5.5 показаны механические свойства исследованных низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей (табл. 5.5) в координатах «предел текучести  $\sigma_T$  – относительное удлинение  $\delta$ » и/или «упрочнение  $\Delta\sigma_T$  – потеря пластичности  $\Delta\delta$ ». Феррит является основой большинства конструкционных сталей, поэтому в качестве точки отсчета при упрочнении был принят предел текучести отожженного армко-железа  $\sigma_{0,2} = 250$  МПа, а при потере пластичности по различным механизмам – его относительное удлинение ( $\delta_{\phi} = 48$  %).

При низком упрочнении  $\Delta\sigma_{0,2} < 120$  МПа (область А на рис. 5.5) зависимость  $\Delta\sigma_T = f(\Delta\delta)$  имеет практически горизонтальный ход, что характерно для металла с низкой плотностью дислокаций и дозированным дисперсионным твердением, например, после нормализации или горячей прокатки сталей, микролегированных до ~0,1 масс. % V (Nb, Ti) [37, 38, 131, 132]. Это позволяет при относительно небольшом упрочнении (на 50-100 МПа) сохранить в стали высокий запас пластичности ( $\delta > 35$  %).

Существенная потеря пластичности ( $\Delta\delta = 30-35$  %) при значительном упрочнении (до ~ 500 МПа) наблюдается в случае высокой плотности дислокаций, например, при термоулучшении стали 37ХГФ (область В), закалки и низкого отпуска стали 09Г2С, а также после интенсивной пластической деформации армко-железа (область С).

В то же время сравнительный анализ механических свойств позволил выделить те компоненты упрочнения ( $\Delta\sigma_z$ ,  $\Delta\sigma_c$ ,  $\Delta\sigma_{agr}$ ), которые при существенном приросте предела текучести (на 150-250 МПа) экономно расходуют запас пластичности, обеспечивая сохранение высокого уровня  $\delta = 23-27$  % (область D).

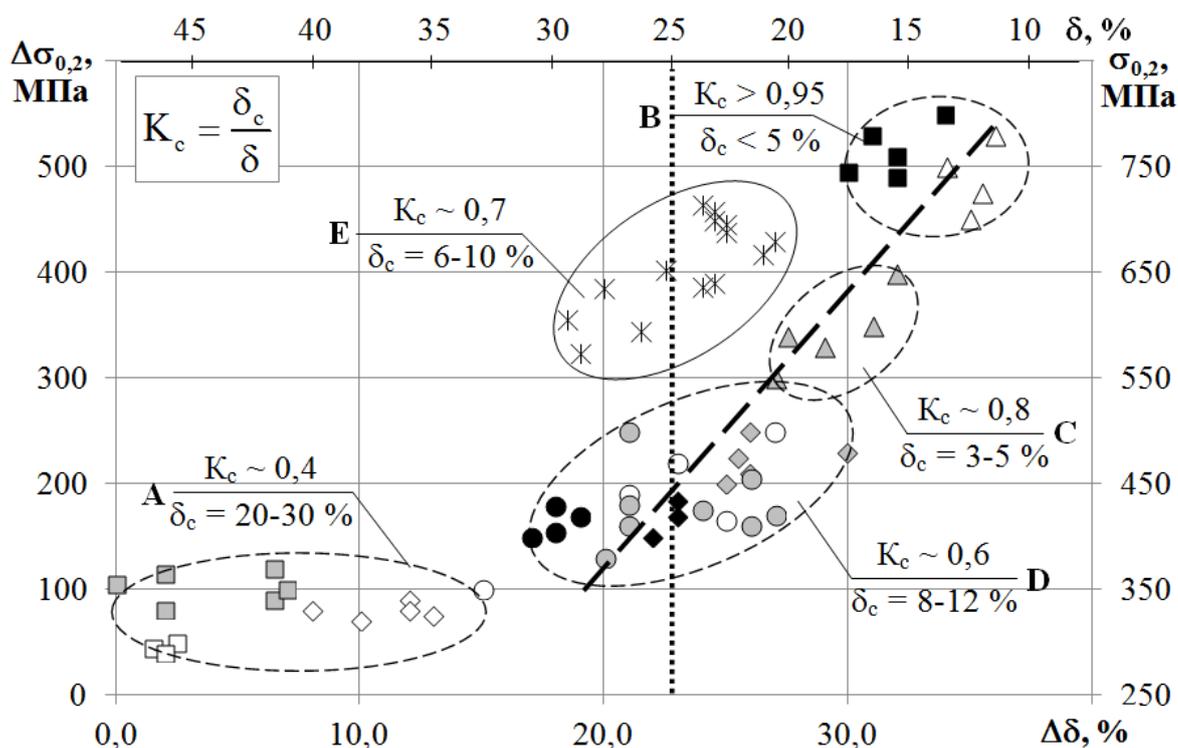


Рис. 5.5. Соотношение между пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  и относительным удлинением  $\delta$  (упрочнением  $\Delta\sigma_{0,2}$  и потерей пластичности  $\Delta\delta$ ) армко-Fe и конструкционных сталей (расшифровка меток в табл. 5.5).

Действие нескольких прецизионно подобранных механизмов упрочнения реализовано в гетерофазных ультрамелкозернистых сверхнизкоуглеродистых сталях типа 08Г2Б (X80), у которых выбор композиции стали, параметров контролируемой прокатки и скорости последеформационного охлаждения позволили достичь высокой конструктивной прочности (область E) [3, 62-72].

В данных сталях происходит «перераспределение», как в композите, функций между структурными составляющими: пластичность обусловлена сравнительно мягкой ферритной основой стали ( $q_{\phi} \sim 70\%$ ) и более прочными, но обладающими повышенной деформируемостью, кристаллами сверхнизкоуглеродистого бейнита/мартенсита, а прочность – малым

размером зерен (субзерен) феррита ( $d_{\text{ф}} = 3-5$  мкм) с дозированным дисперсионным упрочнением выделениями карбидов MeC и повышенной плотностью дислокаций в сдвиговых продуктах превращения аустенита [3, 62, 72].

Таблица 5.5

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

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

Эксплуатационную надежность для большинства изделий из конструкционных сталей обеспечивает уровень относительного удлинения  $\delta \geq 25$  %, что требует «расхода» пластичности феррита на  $\Delta\delta \sim 20-25$  % при упрочнении сталей по различным механизмам [1, 12, 72, 133] (рис. 5.5).

Через области D, C и B на рис. 5.5 можно провести прямую 1-2, которая показывает закономерность: упрочнение конструкционных сталей и армко-Fe по любому из механизмов и/или их сочетанию неминуемо приводит к потере пластичности с интенсивностью  $\Delta\delta \sim 7,3 \%$  на каждые  $\Delta\sigma = 100$  МПа. Высокочистые стали типа 08Г2Б (X80), свойства которых находятся в области E, показывают пути отклонения от данного малоперспективного правила: диспергирование структуры, распределение «функций» прочности и пластичности между структурно-фазовыми составляющими, прецизионно-дозированное сочетание механизмов упрочнения при рафинировании сталей по вредным примесям и неметаллическим включениям.

Наклон прямой 3-4, проведенной по экспериментальным данным области E на рис. 5.5, близок к одному для прямой 1-2, которая располагается правее. Это означает, что при одинаковом темпе потери пластичности дозированное использование различных механизмов упрочнения приводит к сохранению более высокого запаса пластичности в сталях типа 08Г2Б (X80), чем у традиционных сталей. Так, при повышении предела текучести на  $\Delta\sigma = 400$  МПа, например, для армко-Fe при РКУП, величина  $\delta$  для стали 08Г2Б будет выше на  $\sim 7 \%$  ( $\delta = 17$  и  $24 \%$ , соответственно, см. рис. 5.5).

Анализ кривых  $\sigma = f(\delta)$  на линейном и степенном периодах равномерной стадии деформации и периодах I, II, III сосредоточенной стадии деформации позволил выделить на них параметры текучести (ПТ) – набор пластических ( $\delta_i$ ), прочностных ( $\sigma_i$ ) и градиентных  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_i$  свойств, характеризующих уровень и интенсивность процессов упрочнения и релаксации напряжений (табл. 5.6).

Параметры текучести на разных стадиях растяжения

Пластические	Прочностные	Градиентные
Относительные удлинение $\delta$ /сужение $\psi$	Деформируемость на равномерной $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и сосредоточенной $\sigma_K/\sigma_B$ стадии	—
Площадка текучести		
Протяженность площадки текучести $\delta_T$	Напряжение начала пластической деформации $\sigma_T$	—
Равномерная стадия		
Протяженность равномерной стадии $\delta_p$ и ее доля в общей пластичности $\delta_p/\delta$	Напряжение начала пластической деформации $\sigma_{0,2}$	—
Протяженность линейного периода $\delta_p^{\text{л}}$	—	Скорость роста напряжений на линейном периоде $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{\text{л}}$ ; $(\Delta\sigma/\Delta\tau)_{\text{л}}$
Протяженность степенного периода $\delta_p^{\text{ст}}$ и его доля в общей пластичности $\delta_p^{\text{ст}}/\delta$	Напряжение начала степенного периода $\sigma_{\text{ст}}$	Скорость роста напряжений на степенном периоде $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{\text{ст}}$ ; $\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{ст}}$ ; показатель деформационного упрочнения $n$
	Напряжение окончания степенного периода $\sigma_B$	
Сосредоточенная стадия		
Протяженность сосредоточенной стадии $\delta_c$ и ее доля в общей пластичности $\delta_c/\delta$	Напряжение начала $\sigma_B$ и окончания (при разрушении) $\sigma_K$ сосредоточенной стадии	—
Протяженность периода II $\delta_c^{\text{II}}$	Напряжение начала периода II $\sigma_{\text{II}}$	Скорость падения напряжений на периоде II $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{\text{II}}$ ; $(\Delta\sigma/\Delta\tau)_{\text{II}}$
Протяженность периода III $\delta_c^{\text{III}}$	Напряжение начала периода III $\sigma_{\text{III}}$	Скорость падения напряжений на периоде III $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{\text{III}}$ ; $(\Delta\sigma/\Delta\tau)_{\text{III}}$

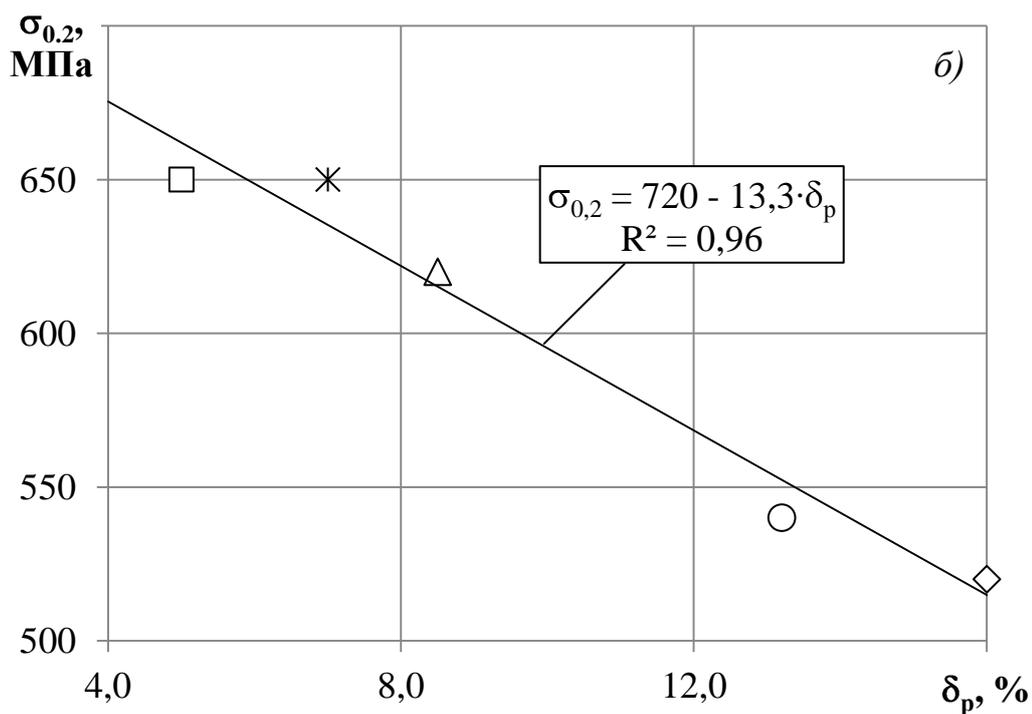
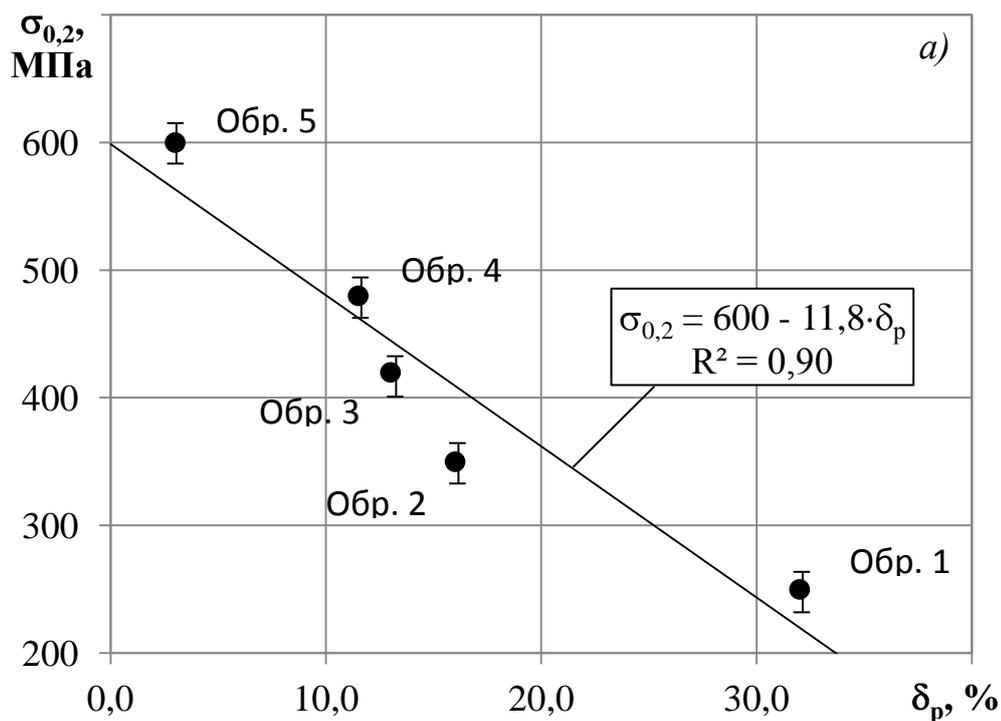


Рис. 5.6. Соотношение между пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  и равномерным относительным удлинением  $\delta_p$  при растяжении образцов армко-Fe, сталей 09Г2С и 37Г2С (а) и у различных конструкционных сталей (б) с доминирующим механизмом упрочнения (по усредненным данным): ○ – зернограничным (субзерненным), △ – дислокационным, □ – дисперсионным, ◇ – перлитным, \* – зернограничным + бейнитным (обозначения образцов см. в табл. 5.5).

Равномерная стадия через протяженность периодов  $\delta_p^L$ ,  $\delta_p^{CT}$  и темп роста напряжения  $\Delta\sigma/\Delta\delta$  высоко чувствительна к состоянию стали и, в первую очередь, к  $\sigma_{0,2(T)}$ , что можно показать для изученных образцов стали 09Г2С и армко-Fe (рис. 5.6, а) или в более широком статистическом плане для группы конструкционных сталей, испытавших различную обработку (рис. 5.6, б).

На рис. 5.6, а видны предельные состояния:

- с минимальной равномерной стадией и максимальной прочностью (обр. 5);
- с наибольшим равномерным относительным удлинением при минимальной прочности (обр. 1).

Соединяющая их прямая характеризует возможные сочетания  $\sigma_{0,2} - \delta_p$ , из которых можно выбрать оптимальные для конкретных изделий.

Из рис. 5.6, а следует, что в сталях с ферритной матрицей величина  $\delta_p$ , которая может быть израсходована на упрочнение, составляет 18-22 %. Конечно, верхний предел определяется чистотой стали по вредным примесям и неметаллическим включениям [15]. Рассматривая рис. 5.6 как градуировочный график, можно найти, какая часть ресурса пластичности ( $\delta_p$ ) у конкретного образца была «израсходована» на упрочнение феррита (снижение мобильности дислокаций  $M_d$ ), что, собственно, и повлияло на ход диаграмм растяжения и отыскиваемые по ним механические свойства.

Если оценить по участку равномерной деформации на диаграммах  $\sigma = f(\delta)$  упрочнение в ходе растяжения образцов стали 09Г2С оно составляет 10 МПа на  $\sim 0,35$  %, что меньше, чем при исходном упрочнении (0,6 %). Такое различие можно трактовать, как влияние динамического возврата, протекающего при деформации на равномерной стадии.

Образец 4 стали 37Г2С с  $\sim 70$  % перлита проявляет более сильное удельное упрочнение, чем сталь 09Г2С (рис. 5.6, а), то есть при том же

удлинении образца феррит, доля которого меньше в среднеуглеродистой стали, содержит более высокую плотность накопленных дислокаций.

Деформация образца растяжением – многостадийное явление, и реализация пластичности – ее расход на каждой стадии происходит по своему механизму. Величина компонент пластичности  $\delta_i$  определяется структурно-фазовым состоянием металла, а их сумма дает общую пластичность образца (рис. 5.7).

Упрочнение образца  $\Delta\sigma_{0,2(\tau)}$  по любому механизму, снижая мобильность дислокаций  $M_d$ , приводит к частичной потере ресурса пластичности ( $\delta_\phi$ ), который можно оценить из анализа диаграмм растяжения. Следовательно,  $\Delta\sigma_{0,2(\tau)}$  и  $\delta_0$  являются первичными параметрами, которые через  $M_d$  задают деформационное поведение образцов: вид диаграммы  $\sigma = f(\delta)$  и определяемые по ней механические свойства.

Протяженность равномерной стадии  $\delta_p$  ( $\delta_p^{ct}$ ), как и небольшой по величине  $\delta_p^l$ , высоко чувствительна к состоянию образца и изменяется в широком диапазоне от максимальной величины ( $\sim 32\%$  для армко-Fe) до близкой к нулю по мере охрупчивания металла (рис. 5.7). Рост доли  $\delta_p$  в  $\delta$  ( $\delta_p/\delta$ ) благоприятно влияет на пластичность образца  $\delta$ .

В этом плане параметры сосредоточенной стадии весьма «консервативны»: для изученных образцов стали 09Г2С, контрастно различающихся по  $\delta$ , величина  $\delta_c$  находится в пределах 12-16%, т.е. даже для охрупченного обр. 5  $\delta_c \approx 12\%$  весьма высока (рис. 5.7). Снижение  $\delta$  из-за интенсивного падения  $\delta_p$  приводит к увеличению  $\delta_c/\delta$  до  $\sim 0,95$ , что крайне нежелательно.

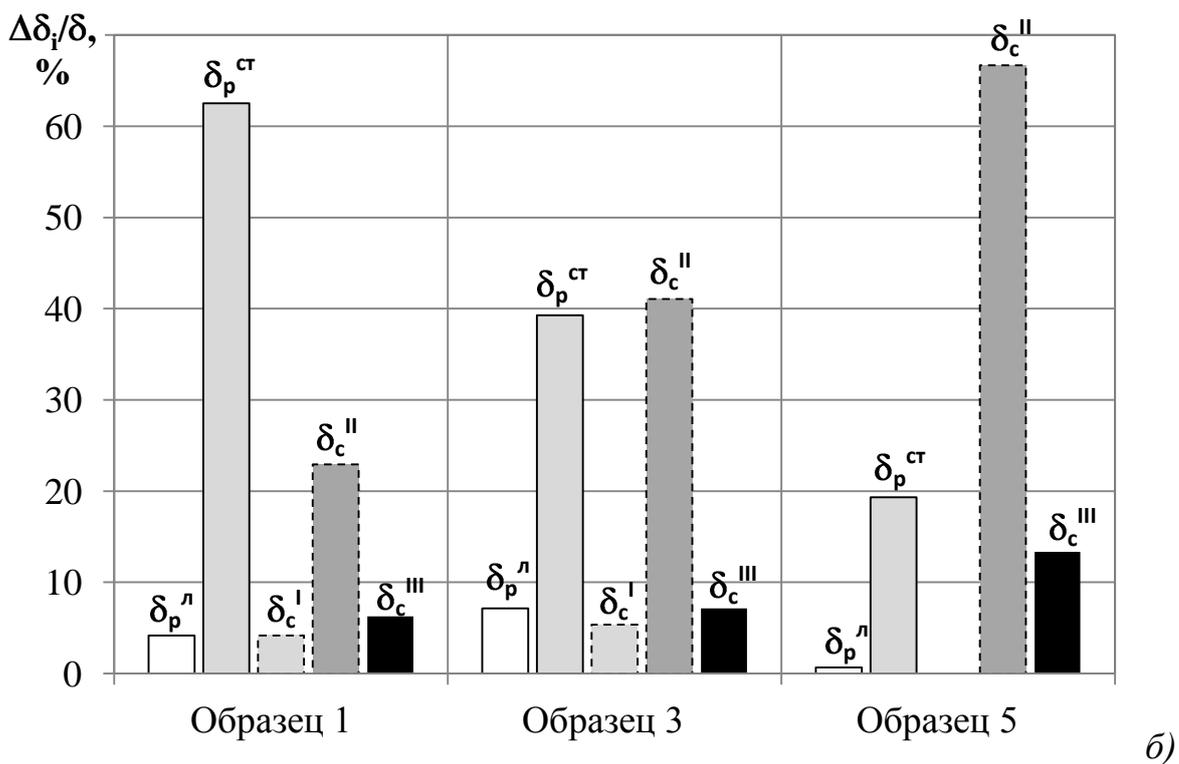
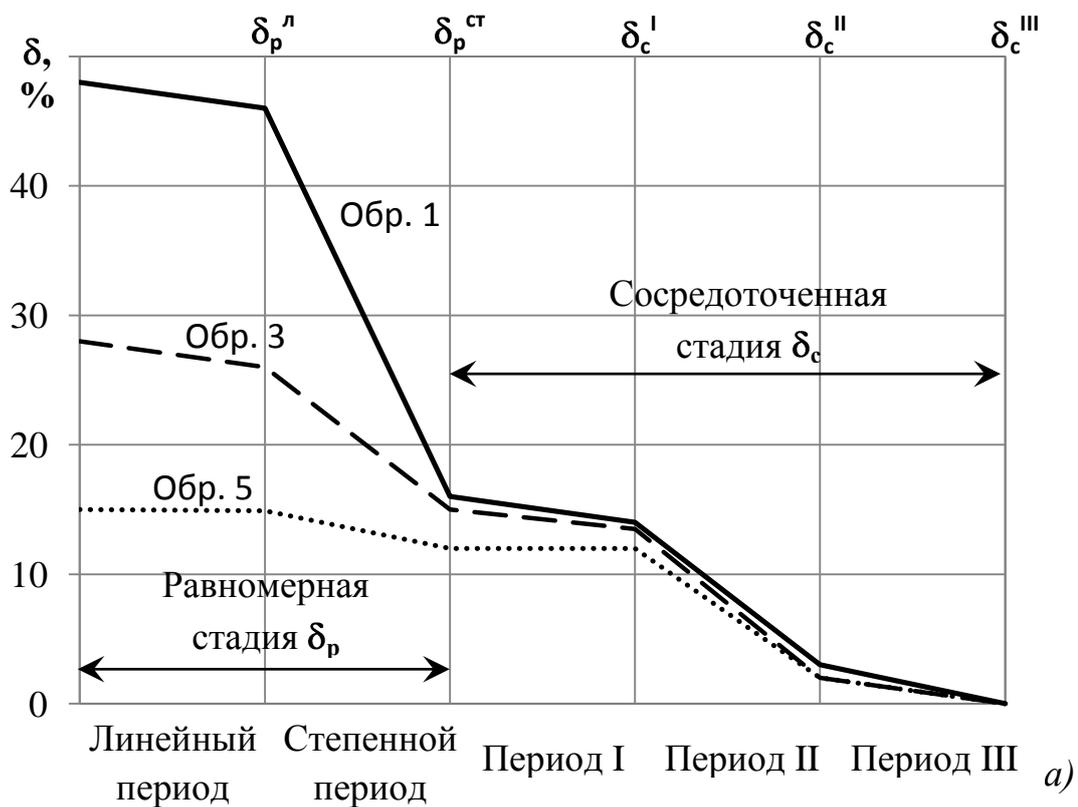


Рис. 5.7. Распределение компонент относительного удлинения  $\delta_i$  по периодам в образцах армко-Fe и стали 09Г2С (а); доля  $i$ -ой компоненты в общем удлинении  $\Delta\delta_i/\delta$ , где  $\Delta\delta_i = \delta_i^{нач} - \delta_i^{кон}$  (б).

Сосредоточенная стадия – стадия предразрушения, и для повышения трещиностойкости необходимо сместить период II, контролируемый распространением магистральной трещины, в область больших деформаций: увеличить  $\delta_c^{II}$  или  $\delta_p$  у образцов, не имеющих период I. В этом и состоит правило: **для высокой трещиностойкости необходима высокая пластичность**, хотя из него известны и исключения [95, 96].

Таким образом, для формирования вязко-пластических свойств стали наиболее значимыми являются степенной период равномерной стадии и период II сосредоточенной стадии. Они имеют широкий диапазон вариации параметров текучести, а, главное, градиентных показателей  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_i$  в которых заложена информация о масштабе ответственных за пластичность видах релаксации (компенсационной + аннигиляционной при упрочнении и трещинообразовании при разрушении).

В пределах каждого периода растяжения действует своя мода пластического течения и определенная совокупность видов релаксации (компенсационной, аннигиляционной и трещинообразование), что обеспечивает неразрывную связь процессов: параметры текучести  $i$ -го периода определяются ПТ предыдущего.

Использование ПТ<sub>*i*</sub> значительно расширяет получаемую из анализа диаграммы  $\sigma = f(\delta)$  информацию о деформационном поведении и разрушении образцов и, в отличие от «статических» стандартных механических свойств, ПТ показывают, как при растяжении образца происходит их формирование. Информация, получаемая из ПТ для образцов любой прочности, не требует априорной модели, использования образцов с надрезом или наведенной трещиной, как, например, при отыскании  $K_{Ic}$ ,  $K_{SCV}$  и др. Это связано с тем, что при растяжении образца магистральная трещина «созревает» естественным путем в ходе пластической деформации. В пользу испытаний на растяжение образцов немаловажную роль играет дешевизна и

простота проведения эксперимента при сравнительной легкости интерпретации полученных результатов.

Материал, изложенный в предыдущих разделах, далеко не исчерпывает примеры применения ПТ. Целесообразно указать еще на ряд моментов. Предел текучести  $\sigma_{0,2}$  является индикатором существующих в момент начала общей деформации внутренних напряжений и уже «израсходованной» на упрочнение доли пластичности. Повышение  $\sigma_{0,2}$  приводит к увеличению напряжения начала всех периодов  $\sigma_i$  и их смещению в сторону меньших  $\delta_i$ . Уменьшается темп возрастания напряжений на степенном периоде равномерной стадии  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$  и увеличивается интенсивность их падения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{п}$  на периоде II сосредоточенной стадии, что, как и рост  $\sigma_k$ , свидетельствует об охрупчивании образцов. Следовательно, нельзя поднять прочность стали без снижения пластичности, и отыскание оптимальной конструкционной прочности состоит в нахождении компромисса между прочностью и пластичностью для конкретного изделия, где лимитирующим фактором является минимально допустимый уровень пластичности.

Между пластичностью и вязкостью существует прямая корреляция: нельзя получить высокую вязкость стали без высокой пластичности. Однако из этой закономерности существуют исключения, как, например, в сталях X80, в которых при рекордном уровне пластических характеристик наблюдается ультравысокий уровень ударной вязкости (см. гл. 3). Другим примером является зернограничный эффект, возникающий в низкоуглеродистых сталях при нагреве в межкритический интервал температур.

### 5.3 Влияние зернограничного эффекта на вязко-пластические свойства

Широкие возможности варьирования состава, структуры и, следовательно, конструктивной прочности сталей дает нагрев в межкритический интервал (МКИ) температур [134-136]. В настоящее время такая обработка применяется в качестве финишной или промежуточной при производстве различных изделий из средне- и низкоуглеродистых сталей [4, 137]. Существенный вклад в установлении закономерностей  $\alpha$ - $\gamma$  фазовых переходов и их влияния на комплекс механических свойств, мест формирования зародышей аустенита и скорость их роста при нагреве, роль диффузии углерода, композиции и исходной структуры стали, скорости нагрева и др., был внесен работами Попова Ал. Ар. [138, 139], Садовского В.Д. [95] и их учеников [140-142].

Одним из эффектов, возникающим в низко- и среднеуглеродистых сталях при нагреве в МКИ, является зернограничный эффект – выделение глобулярного аустенита по границам исходных зерен при температуре чуть выше  $A_{c1}$  [95]. При этом содержание углерода в первых аустенитных зернах близко к эвтектоидному, что обуславливает формирование низкотемпературных продуктов  $\gamma$ - $\alpha$  превращения (бейнита или мартенсита) при последующем, даже медленном (на воздухе), охлаждении.

В качестве материала исследования использовались цилиндрические образцы сталей X80 типа 08Г2Б (сталь 1, см. табл. 3.1), вырезанные из стенки труб диаметром 1420 мм. Анализ механических свойств проводился для образцов, подвергнутых нагреву вплоть до температуры чуть ниже  $A_{c3}$  ( $t = 250-900^\circ\text{C}$ ) и последующему охлаждению на воздухе.

Результаты испытаний на растяжение показали (кривая 1 на рис. 5.8, а), что сталь 08Г2Б находится в упрочненном состоянии ( $\sigma_T = 675$  МПа,

$\sigma_B = 680$  МПа,  $\sigma_T/\sigma_B \rightarrow 1$ ,  $\delta_{пт} = 9$  %), вызванным эффектом деформационного старения (ЭДС) при нанесении антикоррозионного покрытия при  $t = 200$ - $250^\circ\text{C}$ . При этом существенный вклад в сравнительно высокий уровень общей пластичности ( $\delta \sim 30$  %) вносит сосредоточенная стадия деформации ( $\delta_c = 18,0$  %,  $K_c = \delta_c/\delta = 0,60$ ) при небольшом равномерном относительном удлинении ( $\delta_p = 3,0$  %). Несмотря на столь низкую равномерную пластичность уровень ударной вязкости сталей X80 крайне высок  $KCV^{-40} = 3,0$ - $4,0$  МДж/м<sup>2</sup>.

Нагрев вплоть до  $t = 550^\circ\text{C}$  практически не изменяет ни вид кривой растяжения, ни уровень прочностных и вязко-пластических свойств стали [96]. Повышение температуры до  $t = 680^\circ\text{C}$  приводит к ослаблению ЭДС: уменьшение напряжения течения  $\sigma_i$  на 30-70 МПа на всех стадиях растяжения сопровождается небольшим снижением протяженности площадки текучести ( $\Delta\delta_{пт} = 5,0$  %), сосредоточенной ( $\Delta\delta_c = 3,0$  %), общей пластичности ( $\Delta\delta = 4,0$  %) и повышением равномерного удлинения ( $\Delta\delta_p = 5,0$  %) при сохранении высокого уровня ударной вязкости  $KCV^{-40} = 2,7$ - $2,8$  МДж/м<sup>2</sup> (кривая 2 на рис. 5.8, а, рис. 5.8, б). Такое изменение свойств, по-видимому, обусловлено коагуляцией карбидов, приводящей к более слабому закреплению дислокаций, а также снижением плотности дислокаций в участках упрочняющих структурных составляющих (бейнита/мартенсита).

Ярким моментом механического поведения исследуемых сталей является наблюдаемое после нагрева чуть выше  $A_{c1}$  ( $t = 730^\circ\text{C}$ ) изменение хода кривой растяжения  $\sigma = f(\delta)$  (кривая 3 на рис. 5.8, а) и резкое охрупчивание металла при испытаниях на ударный изгиб (рис. 5.8, б).

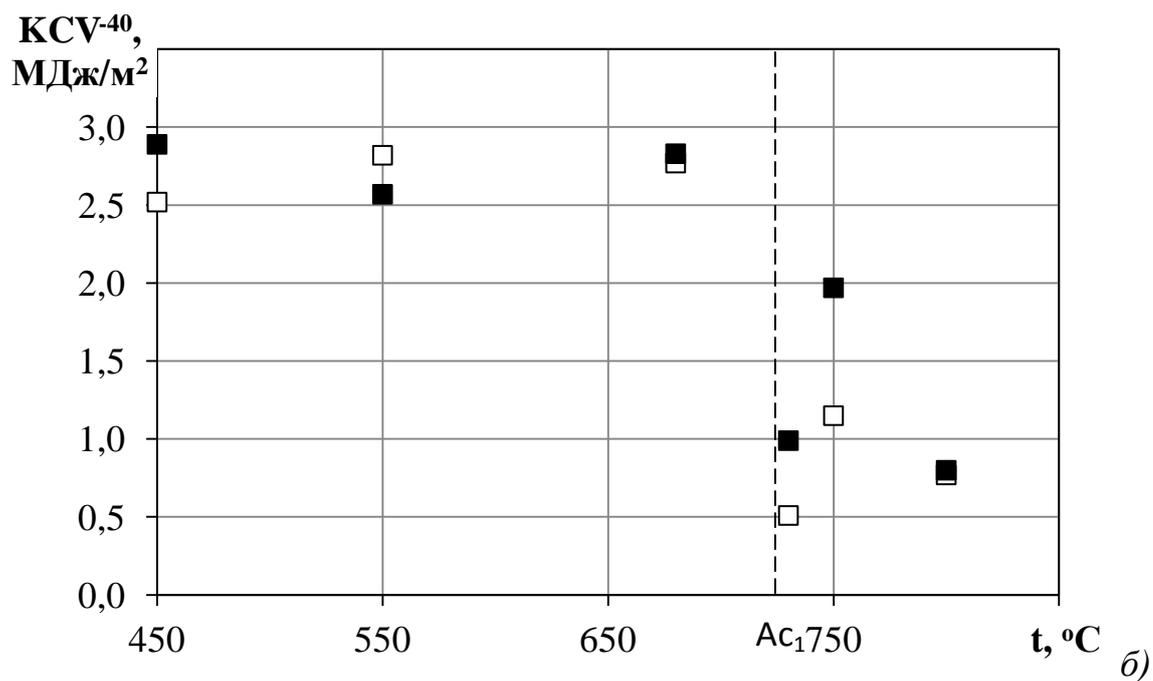
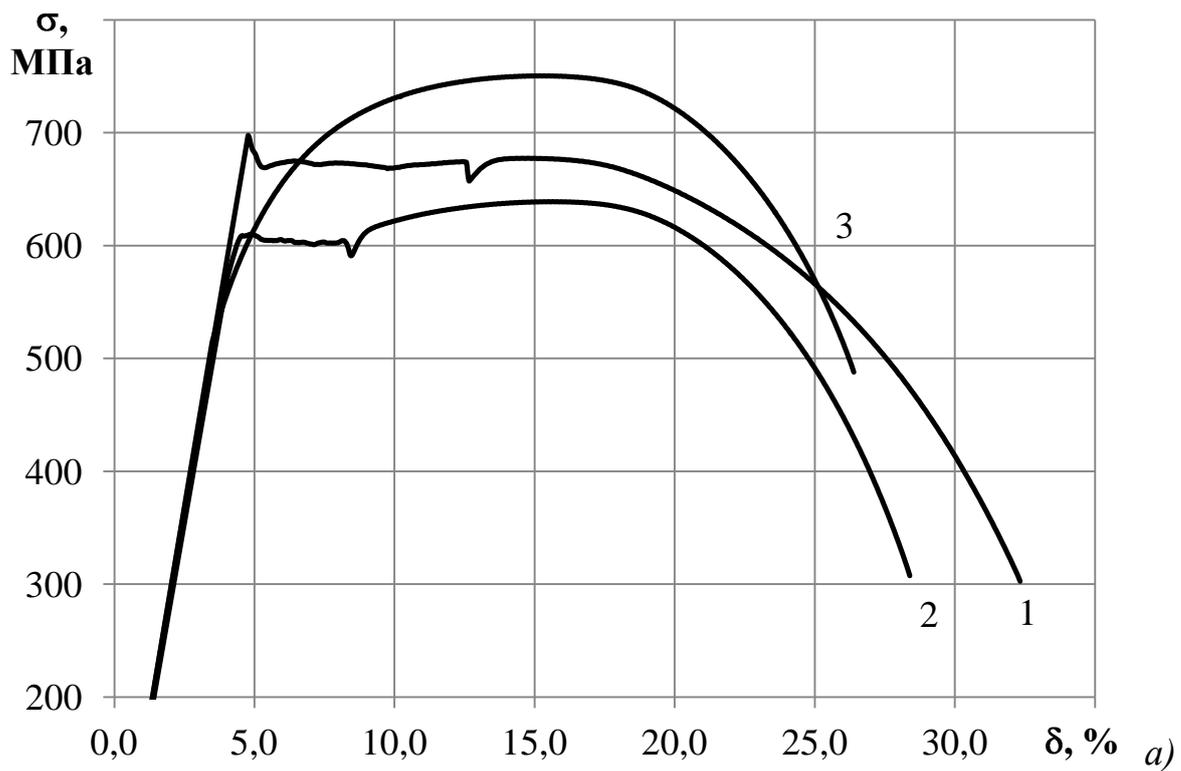


Рис. 5.8. Кривые растяжения образцов стали 08Г2Б (а) в исходном состоянии (кривая 1) и после нагрева на 680°С (кривая 2) и 730°С (кривая 3) и зависимость ударной вязкости  $KCV^{40}$  от температуры нагрева (б) для стали 08Г2Б (■) и 05Г2Б (□).

Изменение хода кривой от прерывистого к монотонному (без площадки текучести) сопровождается снижением предела текучести до  $\sigma_{0,2} = 550$  МПа при повышении временного сопротивления до  $\sigma_b = 750$  МПа. В то же время уровень пластических свойств металла ( $\delta_p = 10,5$  %,  $\delta = 23$  %,  $\sigma_T/\sigma_b = 0,73$ ), а также повышение вклада равномерной стадии деформации в общую пластичность образца ( $K_c = 0,54$ ) должны, казалось бы, способствовать высокому уровню ударной вязкости KCV (рис. 5.9). Однако при нагреве до  $t = 730^\circ\text{C}$  происходит более чем трехкратное по сравнению с исходным состоянием падение ударной вязкости до  $KCV^{40} \sim 0,8$  МДж/м<sup>2</sup> (рис. 5.8, б).

Изменение пластических характеристик на равномерной стадии деформации ( $\delta_p$ ,  $\sigma_T/\sigma_b$ ), являющихся индикаторами деформируемости феррита, свидетельствует о повышении пластичности при переходе через температуру  $A_{c1}$  – величина  $\delta_p$  возрастает с 7,6 до 10,8 %, а отношение  $\sigma_{0,2(T)}/\sigma_b$  падает с 0,91 до 0,72, что не коррелирует со снижением вязкости (рис. 5.9, а). Об охрупчивании металла свидетельствует поведение параметров текучести на сосредоточенной стадии: относительное сосредоточенное сужение  $\psi_c$  уменьшается с 71 до 58 %, а отношение  $\sigma_k/\sigma_b$  возрастает с 0,49 до 0,64 (рис. 5.9).

Для объяснения такого сочетания механических свойств проводилось исследование дилатометрическим и калориметрическим методами кинетики образования аустенита в стали 08Г2Б, а также структуры после нагрева с различными скоростями до температур межкритического интервала с последующим ускоренным охлаждением.

Согласно дилатометрическим данным, увеличение скорости нагрева  $V_n$  от 0,3 до 90 °C/с приводит к повышению критических точек:  $A_{c1}$  на  $\sim 60^\circ\text{C}$ ,  $A_{c3}$  на  $\sim 45^\circ\text{C}$ , в результате чего происходит сужение МКИ температур. Подобный характер влияния скорости нагрева наблюдается и для кинетических кривых образования аустенита  $q_A$  при нагреве (рис. 5.10, а).

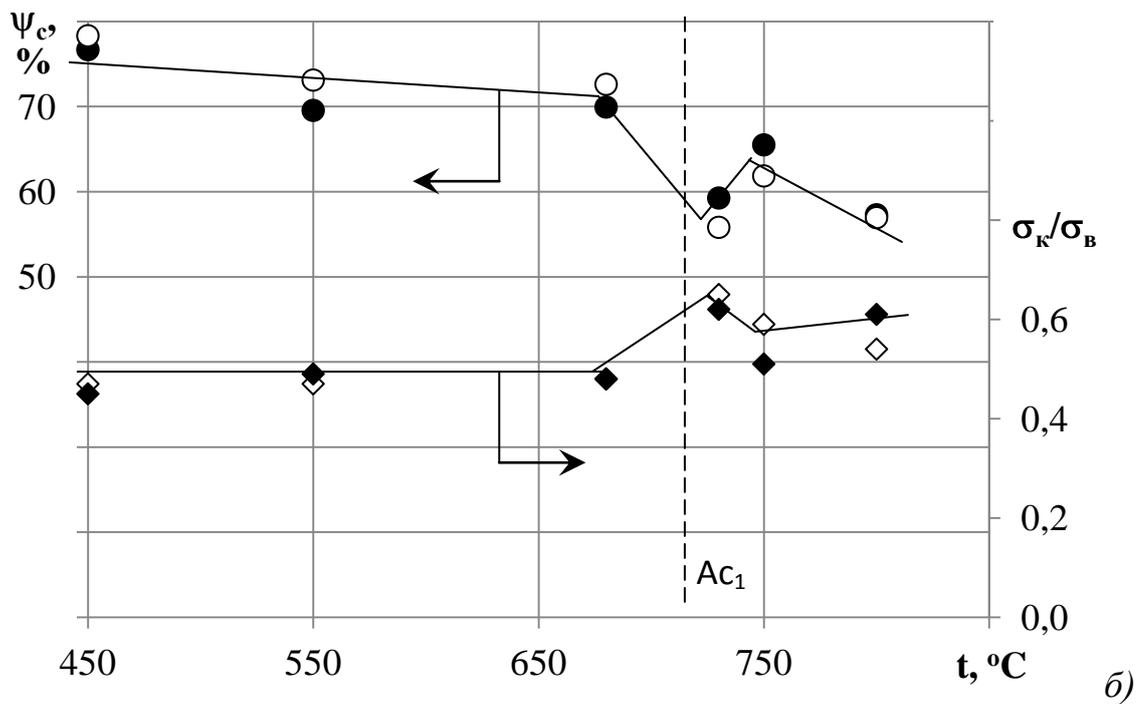
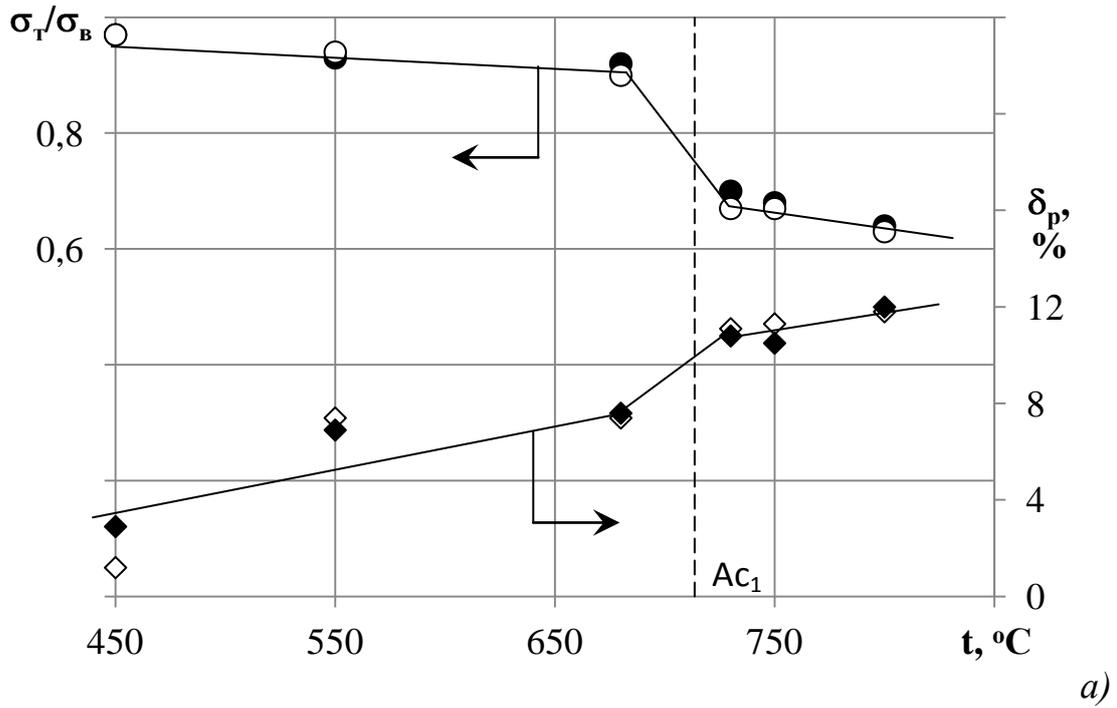


Рис. 5.9. Зависимость механических свойств на равномерной (а) и сосредоточенной (б) стадии деформации:  
 ○, ◇ – сталь 05Г2Б, ●, ◆ – сталь 08Г2Б.

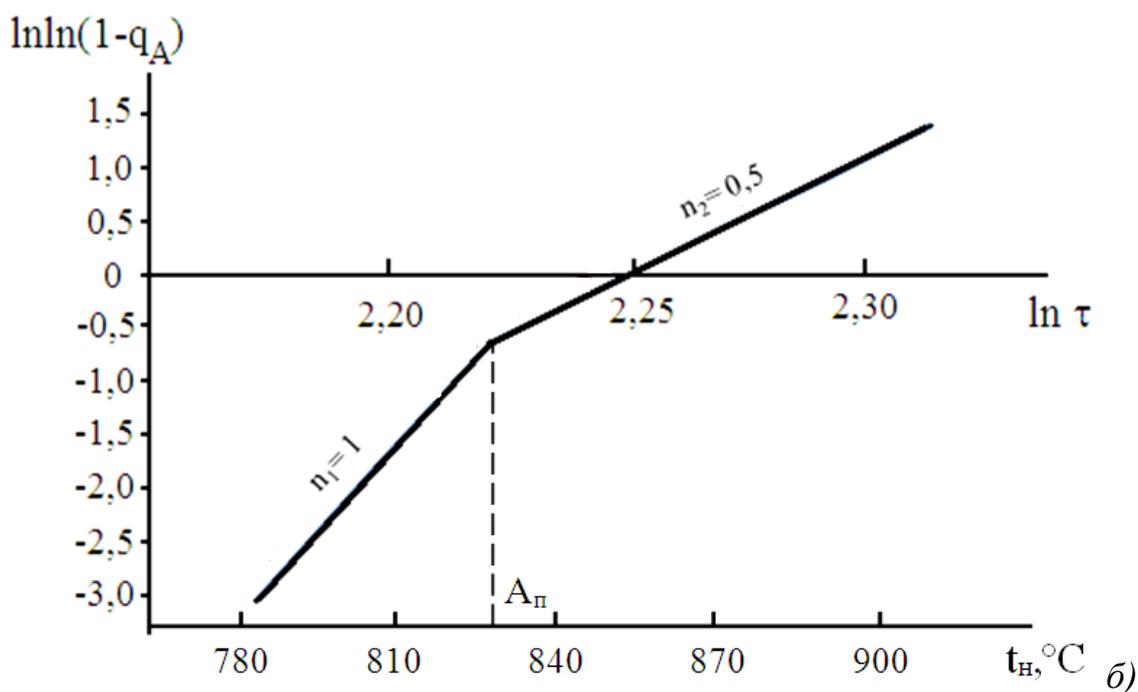
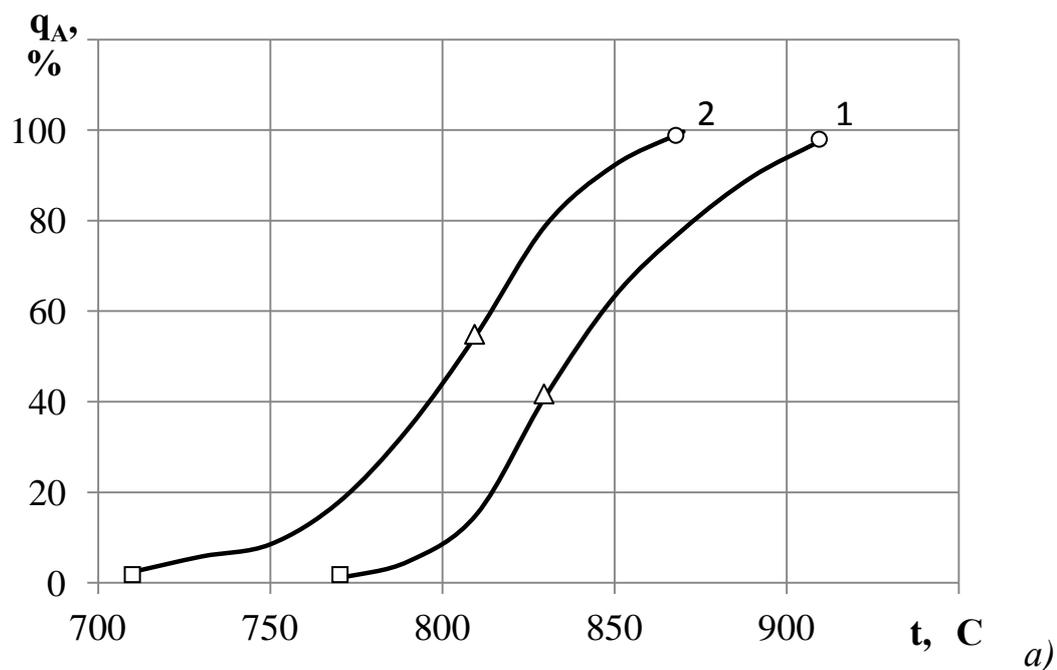


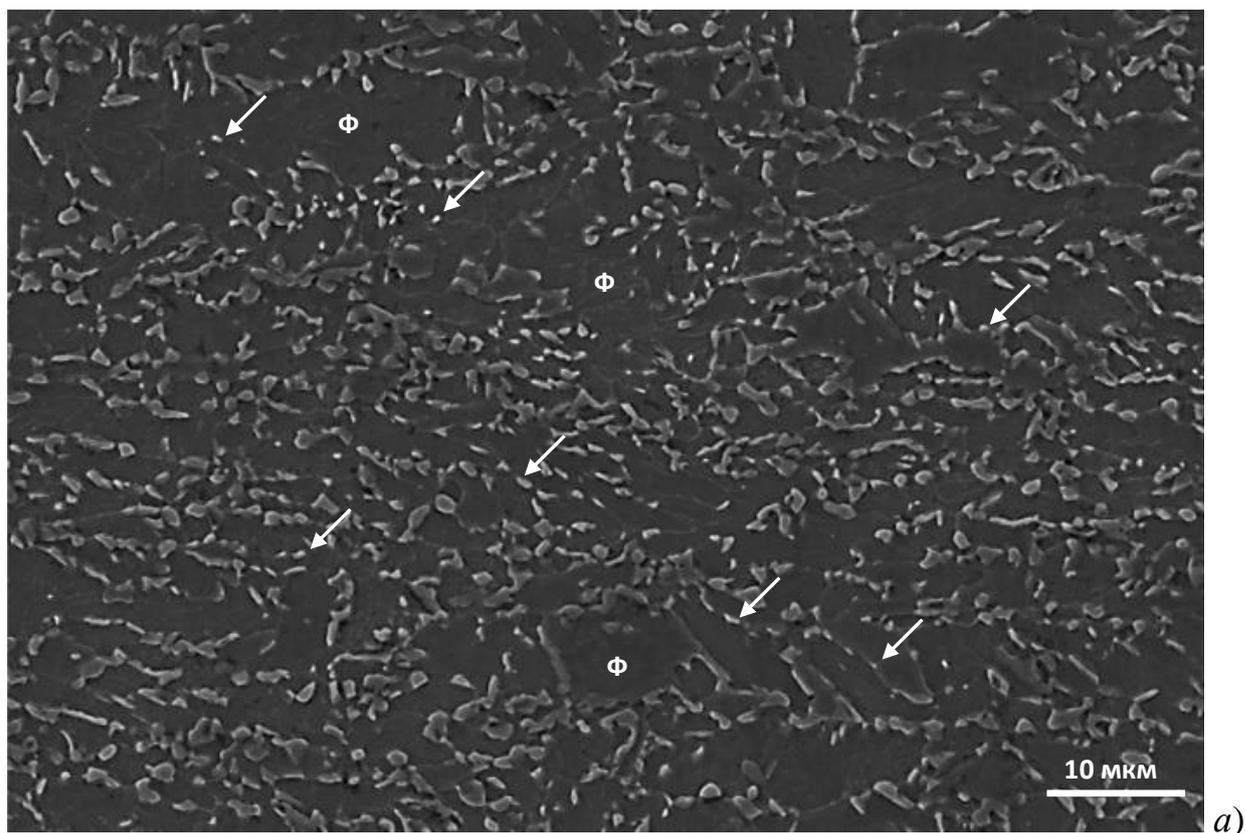
Рис. 5.10. Кинетические кривые образования аустенита в стали 08Г2Б при непрерывном нагреве (а) и в спрямляющих координатах для  $V_n = 90^\circ\text{C}$  (б): скорость нагрева 1 –  $V_n = 90^\circ\text{C}/\text{c}$ , 2 –  $V_n = 0,3^\circ\text{C}/\text{c}$ ;  $\square$  –  $A_{c1}$ ,  $\circ$  –  $A_{c3}$ ,  $\triangle$  –  $A_n$ .

Повышение на два порядка скорости нагрева, не меняя вида зависимости  $q_A = f(t)$ , смещает кривые в область более высоких температур. Вследствие этого при любой температуре нагрева количество аустенита при  $V_H = 0,3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$  на  $\sim 35\%$  больше, чем при  $V_H = 90 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ .

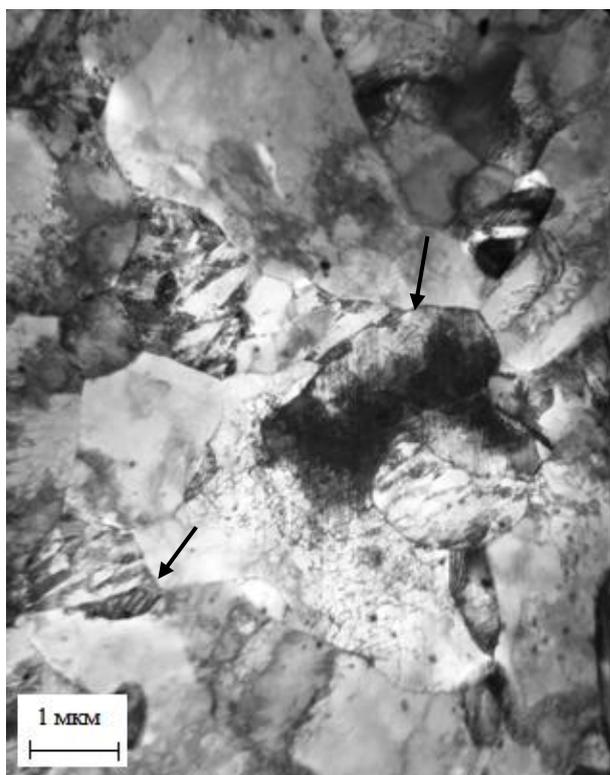
Представление хода  $\alpha$ - $\gamma$  превращения в спрямляющих координатах показано на рис. 5.10, б. Видно, что реакция состоит из двух стадий, каждая из которых характеризуется своим кинетическим коэффициентом, причем  $n_I > n_{II}$ , что обусловлено замедлением нарастания количества аустенита на стадии II. Температура смены стадий превращения  $A_{II}$  при меньшей скорости нагрева смещена в сторону более низких температур ( $A_{II} = 810$  и  $830^\circ\text{C}$ , соответственно, при  $v_H = 0,3$  и  $90 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ ).

При изучении кинетики образования аустенита в различно легированных низкоуглеродистых сталях исследователи выделяют две, реже три, стадии данного превращения [140-143], однако дается различная интерпретация контролирующих их процессов. Удовлетворительное описание кинетики образования аустенита в стали 08Г2Б с помощью уравнения Колмогорова позволяет отнести  $\alpha$ - $\gamma$  превращение к диффузионно-контролируемым изокинетическим реакциям [144].

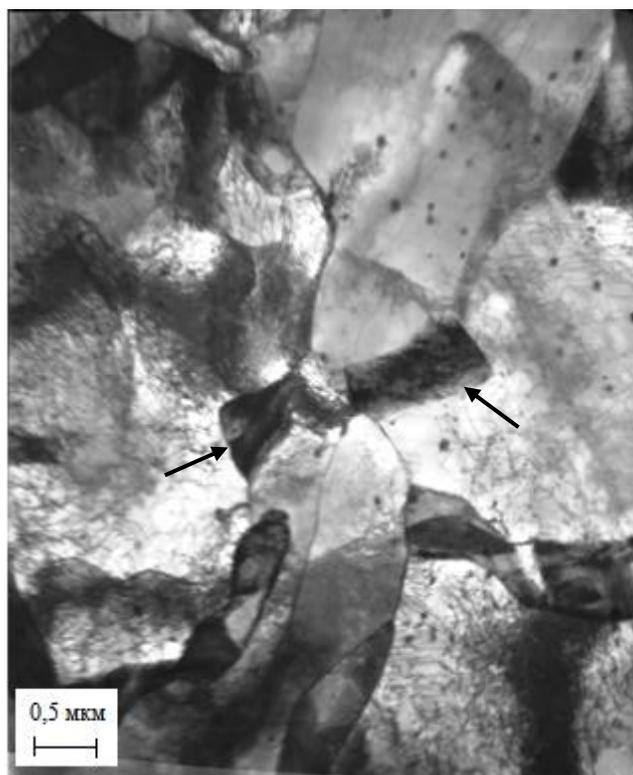
Микроструктура стали 08Г2Б после нагрева до  $730^\circ\text{C}$  и охлаждения на воздухе представляет смесь зерен полиэдрического феррита размером 3-5 мкм, по границам которых видна сетка из небольших фрагментов (0,5-2,0 мкм), являющихся, вероятно, при нагреве первыми зернами аустенита (показаны  $\rightarrow$  на рис. 5.11). Прямые границы и высокая плотность дислокаций внутри таких фрагментов свидетельствуют о сдвиговом характере прошедшего в них даже при охлаждении на воздухе превращения, что возможно только при достаточно высоком содержании углерода в аустените.



a)



б)



в)

Рис. 5.11. Микроструктура стали 08Г2Б после нагрева на 730°C, охлаждение на воздухе: а) – РЭМ, б), в) – ПЭМ.

В большинстве ферритных зерен сохраняется повышенная плотность дислокаций, закрепленных округлыми наночастицами размером 50-70 нм (рис. 5.11, б, в). В некоторых микрообъемах как рейки, так и округлые субзерна размером 0,5-1,0 мкм с мигрирующими границами, уже свободны от дислокаций и дисперсных частиц, что свидетельствует о протекании процессов коагуляции частиц.

Предположения о том, что наблюдаемые фрагменты являются первыми порциями аустенита, имеющие содержание углерода близкое к эвтектоидному (0,8%), подтверждаются терморентгенографическим анализом (рис. 5.12, а, б).

Известно [140], что величина параметра  $\Delta a_\gamma$ , определяемого по кривой  $a_\gamma = f(t)$  как разность между периодом кристаллической решетки аустенита  $a_\gamma$  и его термическим расширением  $a_{\gamma t}$ , есть функция концентрации углерода  $C_A = f(\Delta a_\gamma)$ . Расчет  $\Delta a_\gamma$  показал, что с увеличением количества аустенита при повышении температуры концентрации углерода в нем снижается с  $\sim 0,7\%$  при  $730^\circ\text{C}$  до  $0,08\%$  при  $900^\circ\text{C}$  (рис. 5.12, в).

Таким образом, проведенные микроструктурные исследования свидетельствуют о том, что образование обогащенных по углероду ( $\sim 0,7\%$ ) зародышей аустенита при нагреве стали 08Г2Б чуть выше  $A_{c1}$  ( $t = 730^\circ\text{C}$ ) происходит по границам исходных аустенитных зерен. Это приводит, с одной стороны, к улучшению параметров текучести на равномерной стадии растяжения ( $\delta_p = 7,6 \rightarrow 10,8\%$ ,  $\sigma_{0,2(T)}/\sigma_B = 0,91$  до  $0,72$ ) за счет рафинирования феррита по атмосферам примесных атомов и частицам вторых фаз, а, с другой стороны, к охрупчиванию металла при ударном изгибе ( $KCV^{40} = 3,0 \rightarrow 0,8$  МДж/м<sup>2</sup>), обусловленному выделением хрупких низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита по границам ферритных зерен.

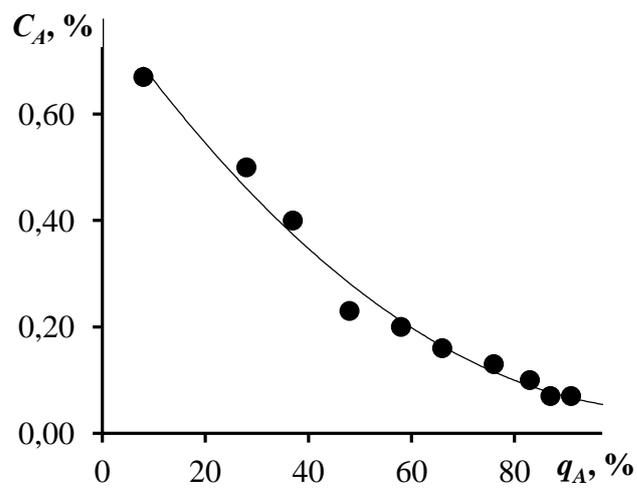
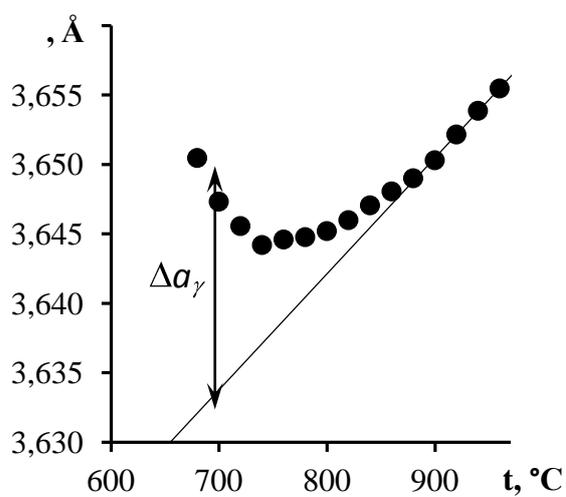
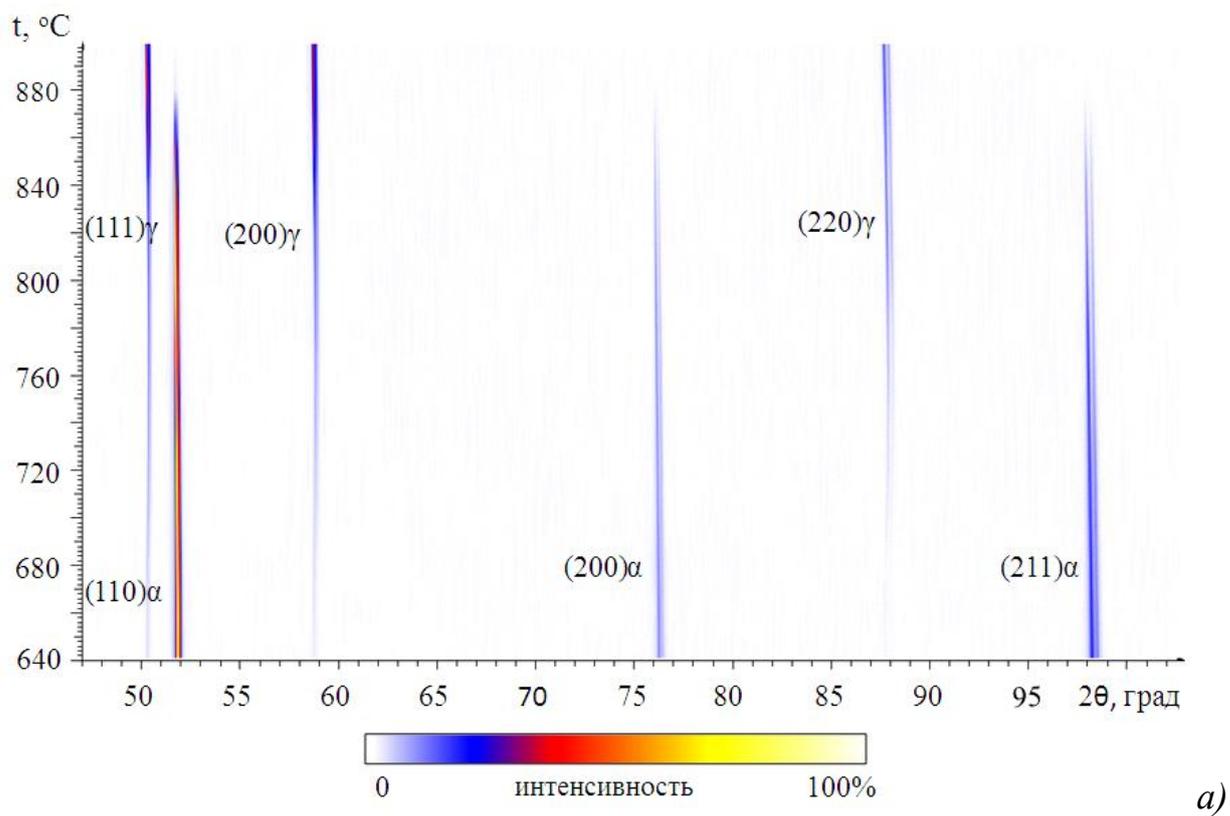


Рис. 5.12. Терморентгенограмма образца стали 08Г2Б (а), изменение периода кристаллической решетки аустенита (б) и содержания в нем углерода (в)

Итак, выявленная связь пластичности и вязкости (трещиностойкости) осуществляется через мобильность дислокаций  $M_d$ , накопленных металлом к моменту начала деформации либо приобретенных им в процессе растяжения. Она обусловлена также типом и масштабом релаксационных процессов в ходе деформации образца. Снижение  $M_d$  при действии любого механизма упрочнения и/или их сочетания охрупчивает металл с разной интенсивностью.

Повышение скорости нагружения, как и действие других инструментальных факторов (снижение температуры испытания, нанесение надреза), при испытаниях на ударный изгиб изменяет как доминирующий тип релаксации (пластическая релаксация сменяется трещинообразованием), так и структурный элемент, контролирующий пластический изгиб и распространение МТр (границы зерен вместо самих зерен). При одинаковых условиях испытаний уровень ударной вязкости, а, по сути, работу пластической деформации до разрушения, обуславливает протяженность и состояние границ зерен: выделение на них хрупких частиц 2-х фаз, примесей и неметаллических включений снижает энергоемкость разрушения.

Реализованные в сталях X80 чистота по примесям и неметаллическим включениям и большая протяженность границ из-за сверхмелкого размера зерен (субзерен) привели к получению крайне высоковязкого состояния металла при рекордном уровне пластичности. Для описания деформационного поведения таких высоковязких материалов при испытаниях на ударный изгиб необходимо отыскание параметров, коррелирующих с характеристиками вязкости – величиной KCV, температурой вязко-хрупкого перехода  $t_{xp}$  ( $t_{50}$ ), долей волокнистой составляющей %В, относительным сосредоточенным сужением  $\psi_c$ , отношением  $\sigma_k/\sigma_b$ , фрактографическими данными.

## 5.4 Параметры текучести и разрушения при испытаниях на ударный изгиб

При испытаниях на ударный изгиб в металле происходят два параллельно протекающие процесса [13, 86, 77, 145]:

- общая пластическая деформация образца;
- зарождение и распространение магистральной трещины.

В зависимости от инструментальных факторов (типа надреза, скорости нагружения, температуры испытания) и исходного структурно-фазового состояния металла вклад каждого из этих процессов может быть разным и определяется, в частности, механизмом разрушения: в случае хрупкого разрушения доля первого процесса мала, тогда как при вязком – существенна и может составлять до ~ 90 % общей энергоемкости разрушения [13, 145].

На рис. 5.13 показаны сериальные кривые ударной вязкости KCV и доли волокнистой составляющей %В для стали 32Г2Р, подвергнутой термообработке по двум контрастным режимам – нормализации при 900°С для получения феррито-перлитной структуры и термоулучшению (закалка от 900°С и отпуск при 650°С) для получения феррито-карбидной смеси (ФКС).

Очевидно, что вязкие характеристики стали с ФКС выше по сравнению с феррито-перлитной структурой, однако нельзя не отметить, что в изученном диапазоне температур испытания определить температурный интервал вязко-хрупкого перехода  $\Delta t_{\text{хр}}$ , а значит и порог хладноломкости  $t_{\text{хр}}$ , по кривой  $KCV = f(t_{\text{исп}})$  затруднительно – на кривых не наблюдаются горизонтальные участки как в области хрупкого, так и вязкого разрушения, и для получения недостающих данных необходимы испытания при  $t_{\text{исп}} < -60^\circ\text{C}$  и  $t_{\text{исп}} > +20^\circ\text{C}$ . С другой стороны, оценка доли вязкой составляющей в изломе по методу хрупкого квадрата показал, что фрактографическая температура вязко-хрупкого перехода составляет для нормализованного состояния  $t_{50} = -3^\circ\text{C}$ , для термоулучшенного  $t_{50} = -33^\circ\text{C}$  (рис. 5.13 и 5.14).

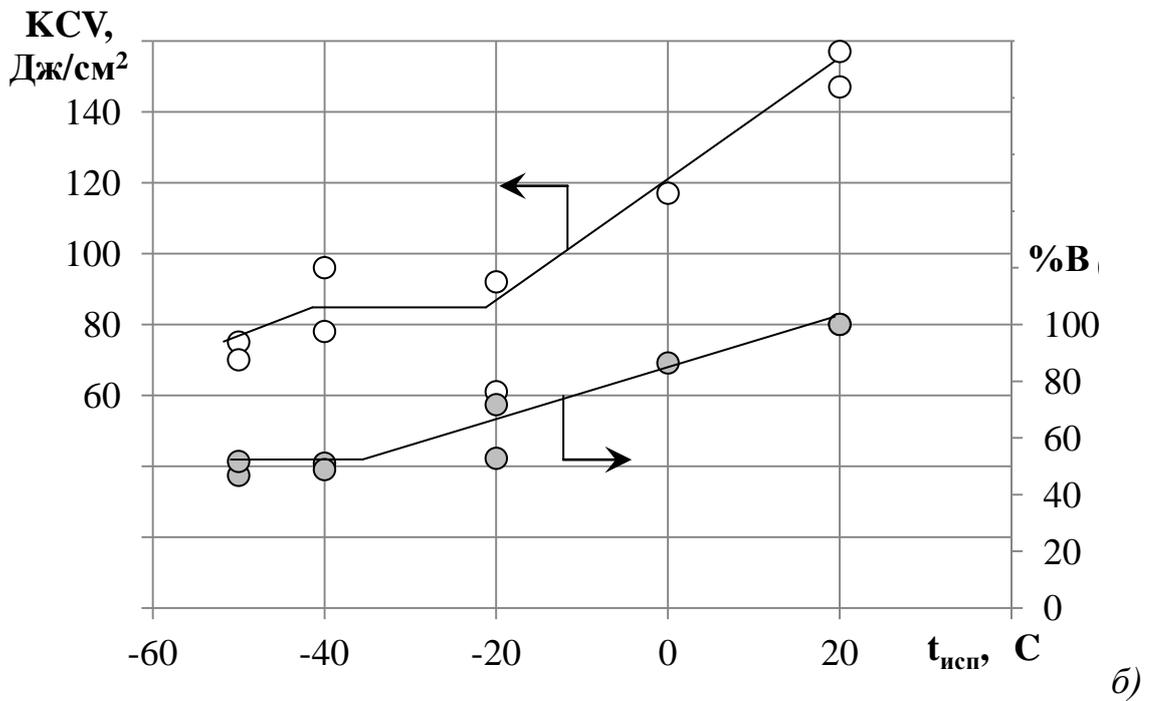
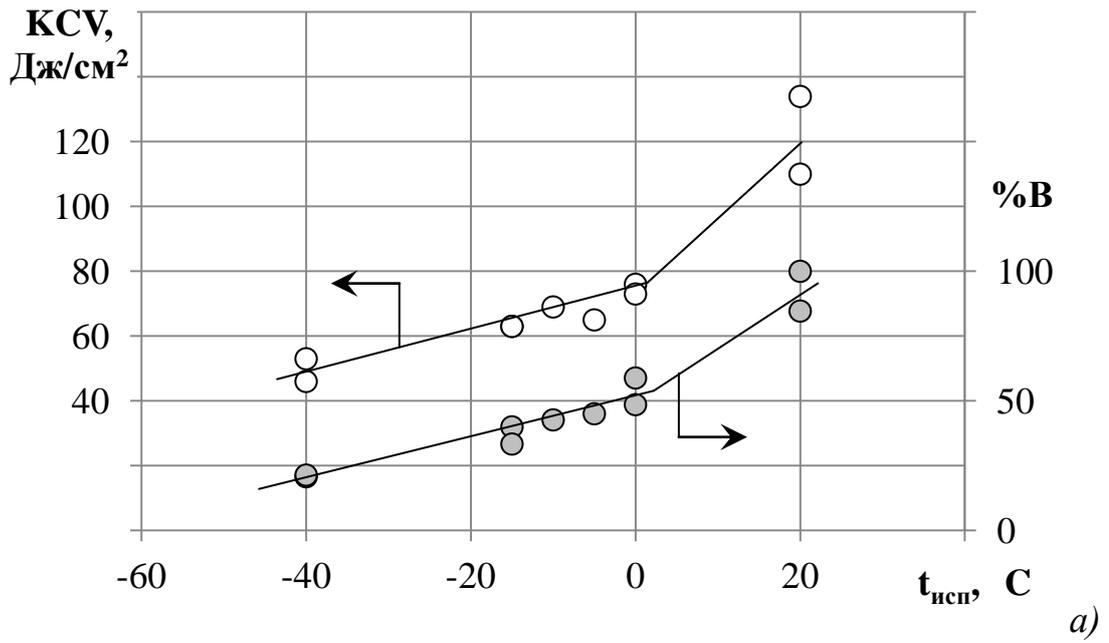


Рис. 5.13. Серийные кривые ударной вязкости KCV (○) и доли волокнистой составляющей %B в изломе (●) образцов стали 32Г2Р после нормализации (а) и после термоулучшения (б).

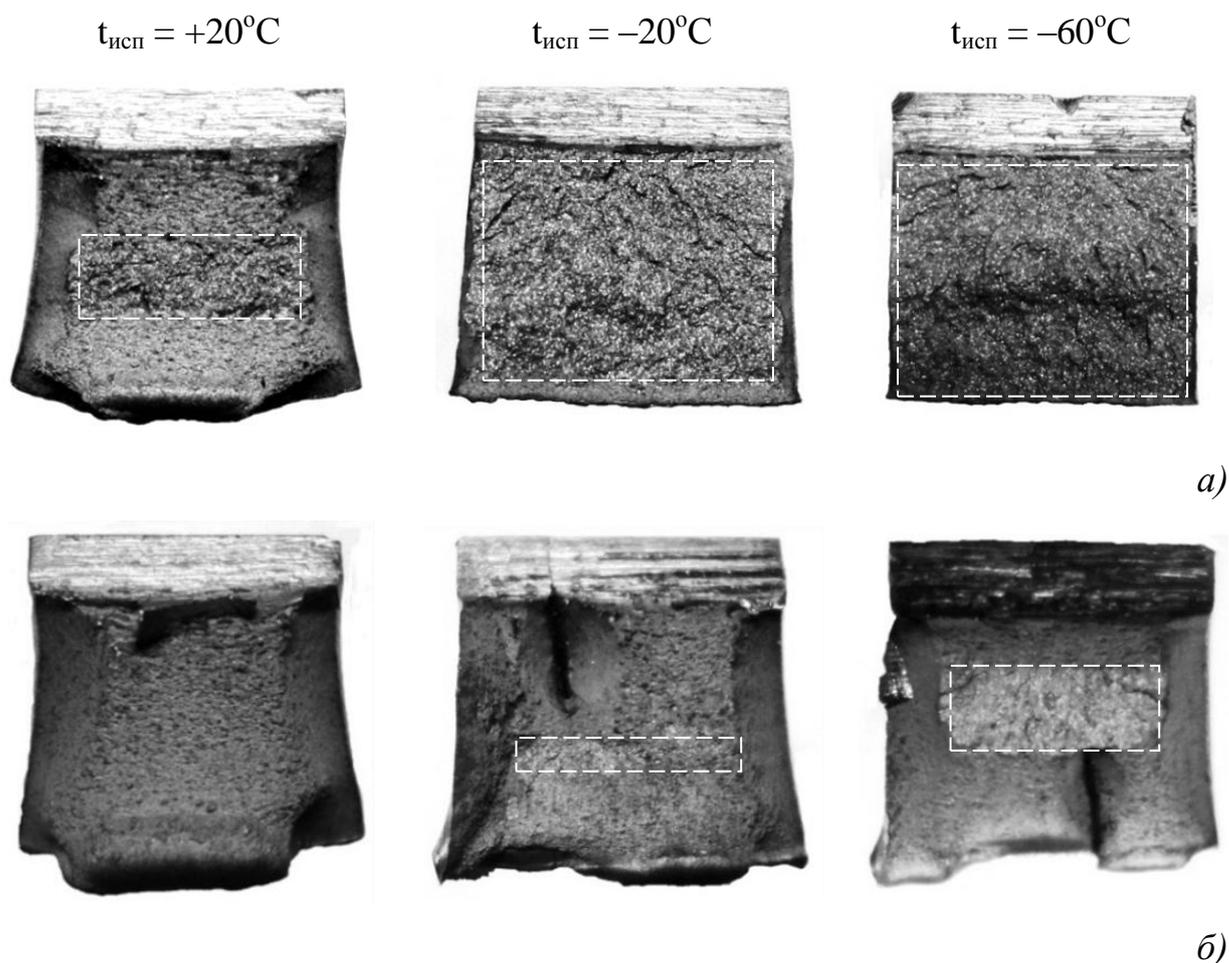


Рис. 5.14. Поверхности разрушения образцов Шарпи стали 32Г2Р  
после нормализации (а) и термоулучшения (б),

□ – хрупкий «квадрат» в зоне  $L_x$ .

Инструментальные испытания на ударный изгиб стандартных образцов Шарпи проводились при температурах  $+20\dots-80^\circ\text{C}$  на копре с падающим грузом INSTRON CEAST 9350, оснащенной инструментальным бойком и системой сбора и обработки данных DAS Ceast 16000. Частота сбора данных составляла 1,0 МГц, что обеспечило интервал между двумя соседними точками 0,001 мс. Первичная кривая ударного нагружения в координатах «усилие  $F$  – время  $\tau$ » для уменьшения колебаний системы «опора-образец-молот» программно подвергалась фильтрации с частотой 2 кГц, а затем с

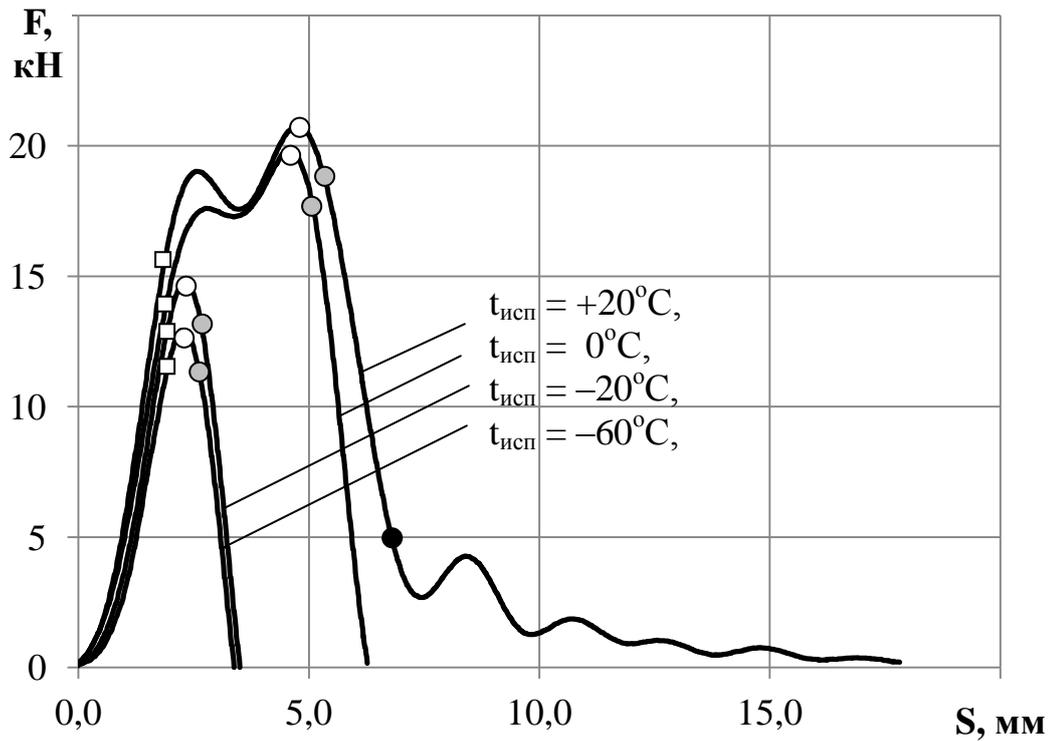
помощью программы CeastView 5.94 двойному интегрированию для получения кривой в координатах «усилие  $F$  – прогиб  $S$ ».

Сопоставление кривых ударного изгиба  $F = f(S)$  и изломов образцов стали 32Г2Р с различающимся уровнем вязкости после нормализации и термоулучшения (ударная вязкость и доля волокнистой составляющей  $KCV = 1,38 \text{ МДж/м}^2$ , ДВС = 75 % и  $2,26 \text{ МДж/м}^2$ , ДВС = 95 %, соответственно) позволило выделить периоды пластической деформации (изгиба), соответствующие периодам возникновения и роста магистральной трещины (МТр) (рис. 5.15):

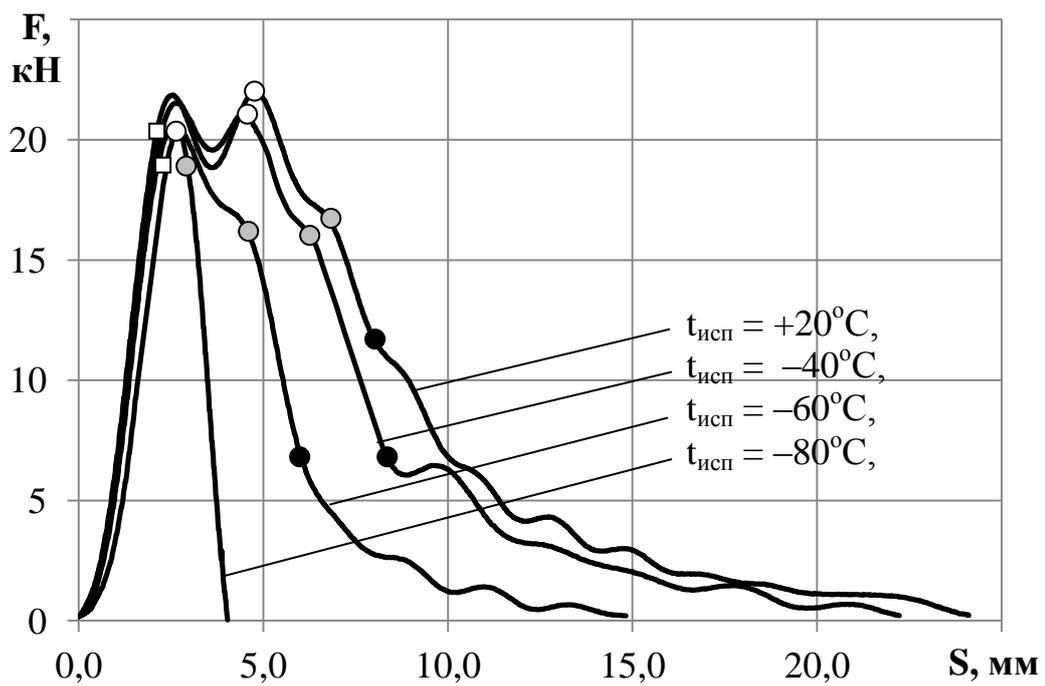
- макропластический изгиб образца без трещины ( $t.F_{gy} - t.F_m$ ) [146];
- зарождение МТр под надрезом и ее стабильный рост, сопровождающийся значительной пластической деформацией ( $t.F_m - t.F_{bf}$ ) и соответствующий вязкой зоне  $L_v$  в изломе (период I стабильного роста трещины);
- распространение МТр в плоскости, перпендикулярной оси образца ( $t.F_{bf} - t.F_a$ ), соответствующее хрупкой зоне  $L_x$  в изломе (период II ускоренного роста);
- распространение МТр в приповерхностной зоне ( $t.F_a - t.F_k$ ), соответствующее вязкой зоне долома  $L_d$  в изломе (период III).

Выделение периодов на кривых  $F = f(S)$  согласно [146] проводится следующим образом. Период зарождения магистральной трещины (МТр) расположен на участке восходящей ветви от точки отклонения хода кривой от линейного упругого участка нагружения ( $t.F_{gy}$ ) вплоть до максимальной нагрузки ( $t.F_m$ ) и обусловлен интенсивной пластической деформацией образца (рис. 5.15).

Небольшое осциллирующее падение нагрузки на участках между  $t.F_m$  и  $t.F_{bf}$ , а также между  $t.F_a$  и  $t.F_k$ , связано со стабильным ростом вязкой МТр на периоде I (в зоне  $L_v$ ) и периоде III (в зоне  $L_d$ ), соответственно.



a)



б)

Рис. 5.15. Кривые ударного нагружения образцов Шарпи стали 32Г2Р после нормализации (а) и термоулучшения (б), начало периодов:  
 □ – пластического изгиба ( $t.F_{gy}$ ), ○ – стабильного роста трещины I ( $t.F_m$ );  
 ● – ускоренного роста II ( $t.F_{bf}$ ); ● – долома III ( $t.F_a$ ).

В то же время наибольшей чувствительностью к охрупчиванию обладает линейный участок падения нагрузки на периоде II ( $t.F_{bf} - t.F_a$ ): при снижении  $t_{исп}$  его протяженность  $\Delta S_{II}$  падает, а наклон  $(\Delta F/\Delta S)_{II}$  увеличивается, например, для образцов стали 32Г2Р после нормализации (при  $t_{исп} \leq -20^\circ\text{C}$  на рис. 5.15, а) или термоулучшению (при  $t_{исп} \leq -80^\circ\text{C}$  на рис. 5.15, б).

Каждый из этих периодов, как и при испытаниях на растяжение, описывается своим набором параметров текучести и разрушения (ПТР) – прочностных ( $\sigma_i, F_i$ ), пластических ( $\Delta S_i, S_i$ ) и градиентных ( $(\Delta\sigma/\Delta S)_i, (\Delta F/\Delta S)_i$ ).

Напряжение течения  $\sigma_i$  при трехточечном изгибе определяется как отношение изгибающего момента  $M$  [Н·мм], к моменту сопротивления сечения образца  $W$  [мм<sup>3</sup>] (для стандартных образцов и условий испытаний – ширина образца  $b = 10$  мм, высота образца  $h = 8$  мм, расстояние между опорами  $l = 40$  мм) [12]:

$$\sigma_i = \frac{M}{W} = \frac{(F_i \cdot l) / 4}{(b \cdot h^2) / 6}. \quad (5.1).$$

К прочностным ПТР относятся напряжение начала пластического изгиба  $\sigma_{0,2}^{изг}$  (или соответствующая нагрузка  $F_{gy}$  на кривой  $F = f(S)$ ) на стадии зарождения, страгивания  $\sigma_{стр}$  ( $F_m$ ) и распространения магистральной трещины  $\sigma_{bf}$  ( $F_{bf}$ ) на периоде II и  $\sigma_a$  ( $F_a$ ) на периоде III, к пластическим – начало  $S_i$  и протяженность каждого периода  $\Delta S_i$ , к градиентным – темп падения нагрузки на каждом периоде  $(\Delta F/\Delta S)_i$  (табл. 5.7).

Несмотря на различия в схеме напряженного состояния и скорости приложения нагрузки период зарождения МТр ( $t.F_{gy} - t.F_m$ ) при ударном изгибе и равномерная стадия  $\delta_p$  при растяжении подобны, поскольку контролируются пластической деформацией образца. Однако наличие

надреза (концентратора напряжений) на поверхности ударного образца приводит к интенсивному локализованному пластическому течению в вершине надреза, которое сопровождается повышением напряжения течения  $\sigma_i$  при изгибе и уменьшением протяженности стадии зарождения МТр.

Таблица 5.7

Параметры текучести и разрушения на периодах распространения магистральной трещины при ударной изгибе образцов стали 32Г2Р в нормализованном (Н) и термоулучшенном (ТУ) состоянии

Сост.	$t_{исп},$ °С	Период I		Период II				Период III			$\Delta S_p,$ мм
		$F_m,$ кН	$\Delta S_I,$ мм	$F_{bf},$ кН	$\Delta S_{II},$ , мм	$S_{II}^H,$ мм	$(\Delta F/\Delta S)_{II},$ кН/мм	$F_a,$ кН	$\Delta S_{III},$ мм	$(\Delta F/\Delta S)_{III},$ кН/мм	
Н	+20	20,8	0,5	18,9	1,5	5,3	9,3	5,0	11,0	0,5	13,0
	0	19,8	0,5	17,7	1,1	5,0	16,1	0	0	–	1,6
	–20	14,8	0,3	13,3	0,8	2,7	16,6	0	0	–	1,1
	–60	13,0	0,2	11,5	0,7	2,6	16,4	0	0	–	0,9
ТУ	+20	22,0	2,2	16,7	1,2	7,0	7,2	11,7	16,0	0,7	19,4
	–40	21,0	1,9	16,0	1,3	6,5	10,8	6,8	14,0	0,5	17,2
	–60	20,7	1,8	16,2	1,3	4,7	10,5	6,8	9,0	0,8	12,1
	–80	20,2	0,2	19,0	1,2	3,0	15,8	0	0	–	1,4

В силу небольшой протяженности периода зарождения трещины  $\Delta S_3$  повышение прочностных ПТР на нем при снижении  $t_{исп}$  слабо коррелирует уровнем KCV, %В в изломе и температурой  $t_{50}$ . Для образцов стали 32Г2Р в термоулучшенном состоянии энергоемкость зарождения трещины составляет  $KV_3 = 20$  Дж и не зависит от  $t_{исп}$ , тогда как в нормализованном состоянии при снижении  $t_{исп}$  с +20 до –60°С уменьшается, но остается одного порядка  $KV_3 = 26 \rightarrow 12$  Дж [147, 148]. Подобный характер наблюдается на зависимостях напряжения начала пластического течения при изгибе  $\sigma_{0,2}^{изг}$  и

напряжения страгивания трещины  $\sigma_{стр}$  от доли волокнистой составляющей %В в изломе (рис. 5.16, а).

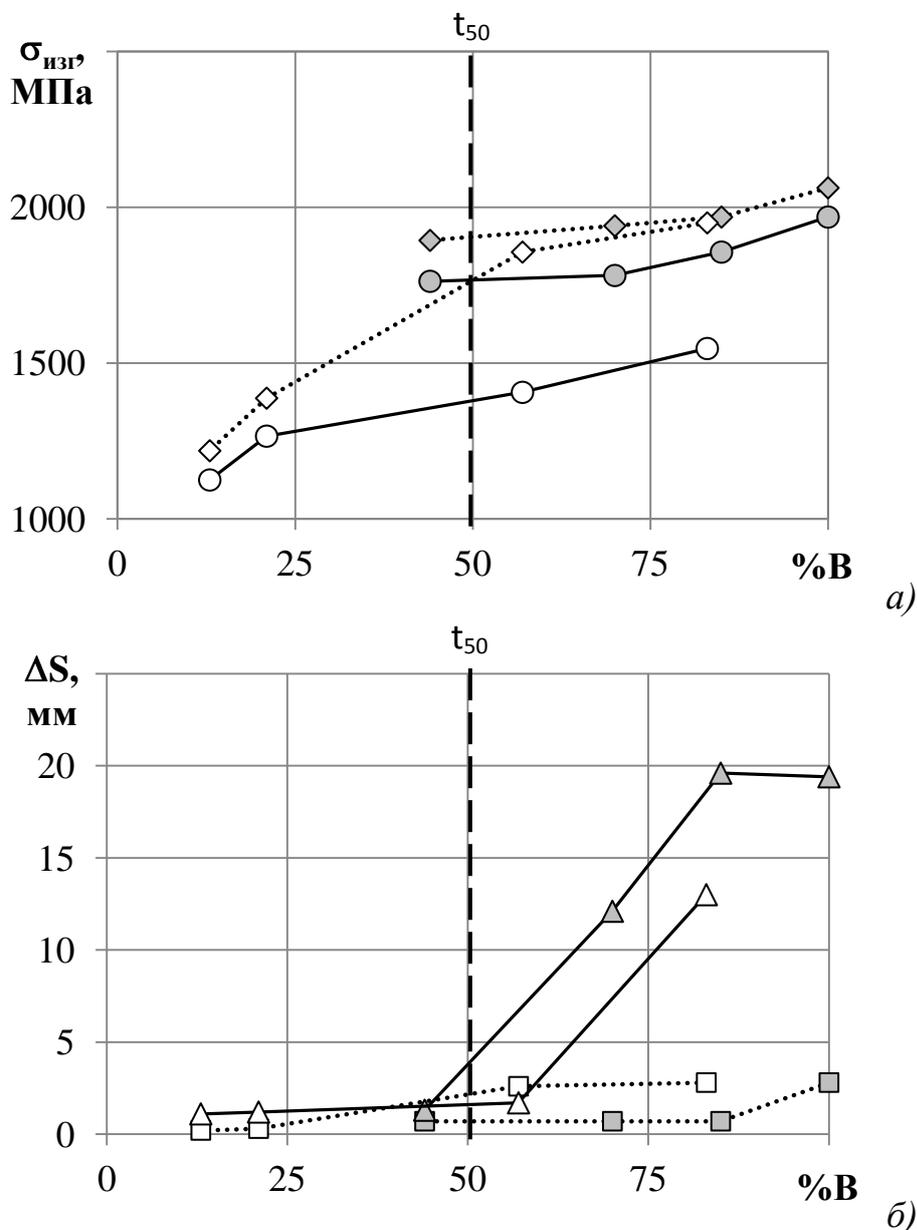


Рис. 5.16. Зависимость прочностных (а) и пластических (б) параметров текучести при ударном изгибе от доли волокнистой составляющей %В в образцах стали 32Г2Р после нормализации (светлые значки) и термоулучшения (серые значки):

○, ● – напряжение начала пластического изгиба  $\sigma_{0,2}^{изг}$ , ◆, ◇ – напряжение начала роста магистральной трещины  $\sigma_{стр}$ , □, ■ – смещение при зарождении магистральной трещины  $\Delta S_з$ , △, ▲ – смещение при распространении магистральной трещины  $\Delta S_р$ .

Большую чувствительность к охрупчиванию при вязко-хрупком переходе демонстрируют пластические ПТР при распространении МТр на периодах I, II, III, сопровождающимся пластическим изгибом  $\Delta S_p$  (рис. 5.16, б). По сравнению с небольшим по величине периодом  $\Delta S_3$  зарождения магистральной трещины ( $\Delta S_3 < 3,0$  мм), изменение величины  $\Delta S_p$  коррелирует с %В при охрупчивании металла и, соответственно, с фрактографическим порогом хладноломкости  $t_{50}$ .

Как видно из рис. 5.17 и данных табл. 5.7, изменение пластических ( $\Delta S_p, \Delta S_{II}, \Delta S_{III}, S_{II}^H$ ) и градиентных  $(\Delta F/\Delta S)_i$  ПТР на стадии распространения магистральной трещины объективно отражает охрупчивание металла при уменьшении  $t_{исп}$  или изменении исходного структурно-фазового состояния стали 32Г2Р. В области вязкого разрушения рост МТр контролируется пластическим изгибом на всех периодах. Охрупчивание металла при снижении  $t_{исп}$  сопровождается появлением на ниспадающей ветви кривой  $F = f(S)$  участка линейного падения нагрузки ( $F_{bf} - F_a$ ) – периода II, на котором рост МТр слабо зависит от инструментальных факторов и, следовательно, более объективно отражает способность образца сопротивляться ее распространению, т.е. трещиностойкость стали.

С этой позиции пластические ( $\Delta S_{II}, S_{II}^H$ ) и градиентные  $(\Delta F/\Delta S)_{II}$  параметры текучести и разрушения периода II являются наиболее представительными для оценки трещиностойкости образцов. Так, ход серийных кривых пластического изгиба в начале периода II  $S_{II}^H$  образцов стали 32Г2Р адекватно описывает изменение величины %В в области вязко-хрупкого перехода вблизи  $t_{50}$  (рис. 5.17, а).

Высокую чувствительность к фрактографическому критерию вязкости %В демонстрирует и скорость падения нагрузки (наклон) на периоде II: наблюдаемый на зависимости  $(\Delta F/\Delta S)_{II} = f(\%B)$  перелом при  $(\Delta F/\Delta S)_{II} \sim 16,0$  кН/мм соответствует 50 % волокнистой составляющей в изломе или фрактографическому порогу хладноломкости  $t_{50}$  (рис. 5.17, б).

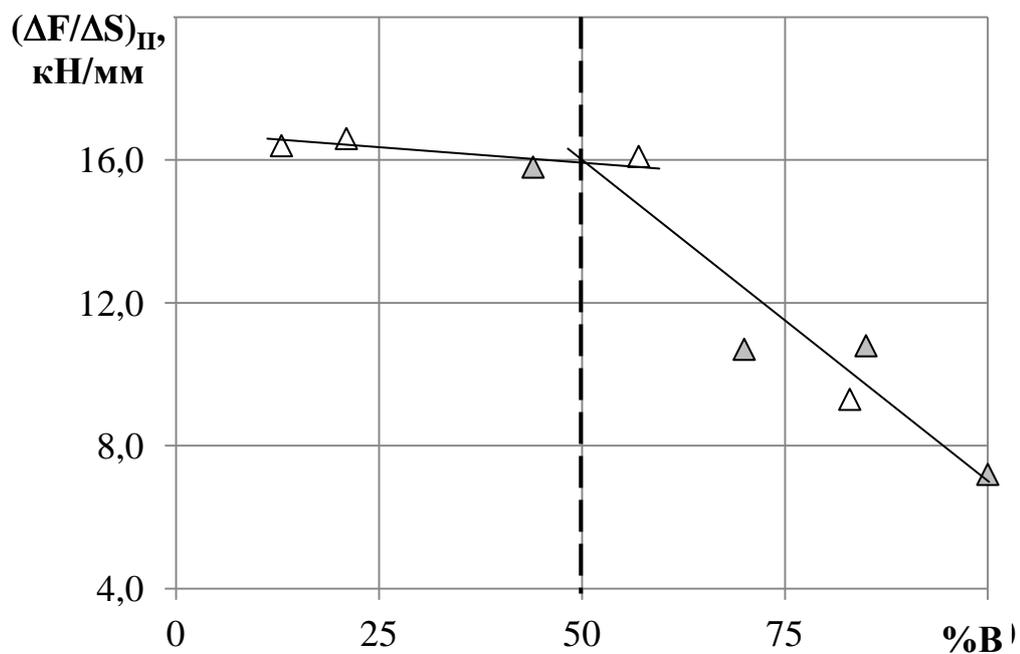
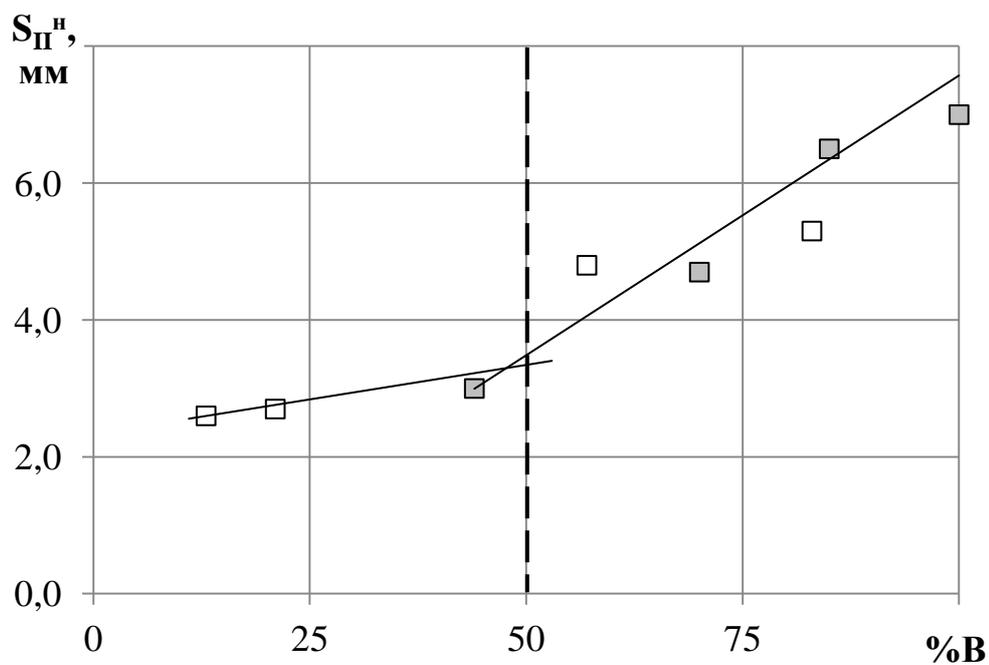


Рис. 5.17. Зависимость параметров текучести на периоде II распространения трещины от доли волокнистой составляющей %B в образцах стали 32Г2Р после нормализации (светлые значки) и термоулучшения (серые значки):

*a)* □, ■ –  $S_{II}^H$ , *б)* △, ▲ –  $(\Delta F/\Delta S)_{II}$ .

Для сталей X80, обладающих крайне высоким уровнем ударной вязкости  $KCV \sim 3,0 \text{ МДж/м}^2$  вплоть до низких температур испытания  $t_{исп} = -40^\circ\text{C}$ , на поверхности изломов образцов Шарпи имеется особая однородная зона вязкого разрушения  $L_c$ , которая отсутствует в изломах обычных конструкционных сталей [87, 146-148].

Проведенные нами исследования изломов ударных образцов сталей X80 показали, что вязкая однородная зона  $L_c$  в изломе и ее линейный размер  $L_c/B$  (где  $B$  – высота образца) в направлении роста магистральной трещины является крайне чувствительной к структурному состоянию металла при охрупчивании [87, 148]. Действительно, на кривых ударного нагружения  $F = f(S)$  образцов стали X80 величина пластического изгиба  $\Delta S_I$  на периоде I, связанного с распространением вязкой МТр в зоне  $L_c$ , уменьшается со снижением температуры испытания (рис. 5.18).

Сравнительная оценка энергоемкости разрушения возможна и на периоде III, относящегося к прохождению магистральной трещины по зоне  $L_d$ . Согласно результатам исследования структуры, текстуры и микротвердости в зоне  $L_d$  [149], уровень пластической деформации в ней значительно превышает такой в других зонах ( $L_c$ ,  $L_b$ ). Так, при  $t_{исп} = 20^\circ\text{C}$  (кривая 2 на рис. 5.18) на распространение МТр на периоде III затрачивается  $\sim 40\%$  энергии разрушения образца.

Основное преимущество фрактографической оценки вязкости (трещиностойкости) высоковязких материалов по размеру зоны  $L_c$  ( $L_b$ ) состоит в том, что она позволяет определять запас вязкости сталей на образцах даже малого размера на копрах сравнительно невысокой мощности, поскольку недоломанная область образцов Шарпи обычно приходится на зону  $L_d$  [149-151]. Кроме того, на кривых  $F = f(S)$  образцов стали 05Г2СФ графически легко, как и в случае рядовых конструкционных сталей, выделяется линейный период II при распространении МТр в зоне  $L_b$  (кривые 3-5 на рис. 5.18).

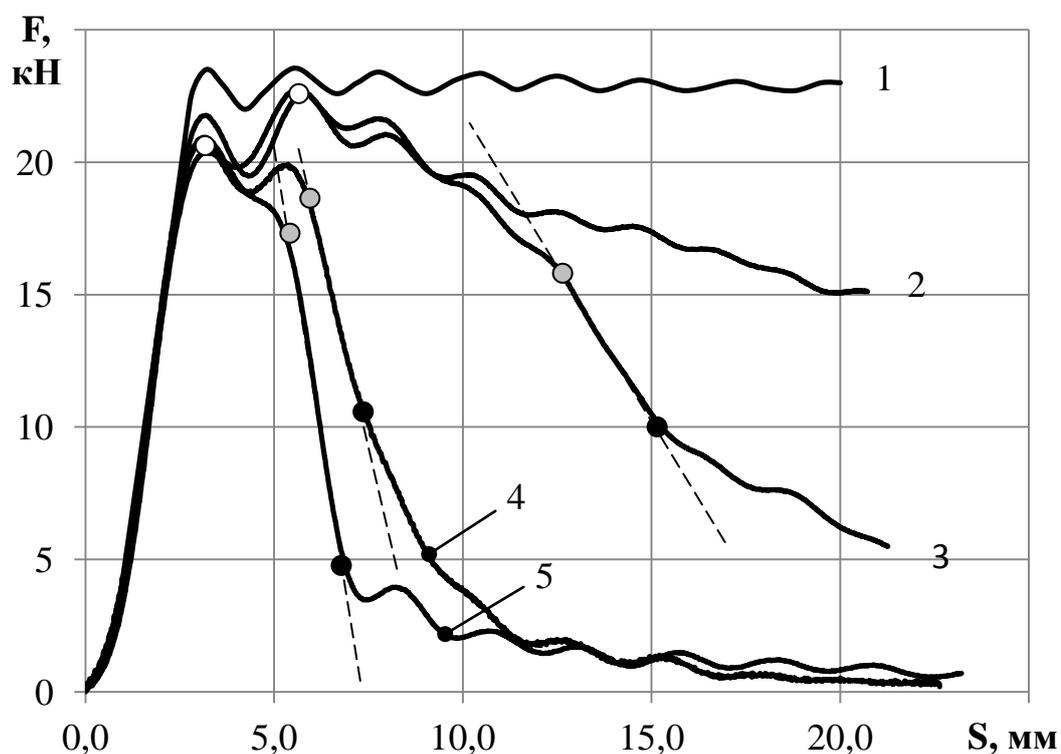


Рис. 5.18. Диаграммы ударного нагружения образцов стали 05Г2СФ без надреза (кривая 1) и с надрезом при разных температурах испытания: 2 –  $t_{исп} = +20^{\circ}\text{C}$ , 3 –  $t_{исп} = -40^{\circ}\text{C}$ , 4 –  $t_{исп} = -60^{\circ}\text{C}$ , 5 –  $t_{исп} = -80^{\circ}\text{C}$ ; начало периодов роста магистральной трещины:  $\circ$  – I;  $\bullet$  – II;  $\bullet$  – III.

Таким образом, для оценки запаса вязкости (трещиностойкости) образцов при испытаниях на ударный изгиб можно использовать следующие ПТР периода II:

- температуру его появления на кривой  $F = f(S)$ ;
- величину пластического изгиба на нем  $\Delta S_{II}$  и в его начале  $S_{II}^H$ ;
- интенсивность падения нагрузки (наклон)  $(\Delta F/\Delta S)_{II}$ .

Для оценки вязкости (трещиностойкости) конструкционных сталей по диаграммам ударного нагружения  $F = f(S)$  нами была предложена методика, подтвержденная патентом РФ [152], в которой изменение параметров

текучести и разрушения на периоде II ( $S_{II}^H$ ,  $\Delta S_{II}$ ) учитывается критерием вязкости  $K_B$  [Дж·мм]:

$$K_B = S_{II}^H \cdot \frac{(F_{bf} + F_a) \cdot \Delta S_{II}}{2}. \quad (5.2)$$

Оценка величины  $K_B$  для высоковязких сталей показала, что между ударной вязкостью KCV и параметром  $K_B$  существует прямая корреляция, которая хорошо описывается линейной функцией с коэффициентом доверительной вероятности  $R^2 = 0,93$  [152].

### Заключение

Анализ диаграмм одноосного растяжения образцов армко-Fe, сталей 09Г2С, 37Г2С в различных структурно-фазовых состояниях позволил выделить параметры текучести (ПТ): сочетание пластических ( $\delta$ ,  $\delta_p$ ,  $\delta_c$ ), прочностных ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ,  $\sigma_K$ ) и градиентных ( $\Delta\sigma/\Delta\delta$ ,  $\Delta\sigma/\Delta\tau$ ) свойств, характеризующих отдельные стадии деформации и входящие в них периоды: линейный и степенной на равномерной и I, II, III на сосредоточенной стадиях. Установлено, что в пределах каждого периода растяжения действует своя мода пластического течения и определенная совокупность видов релаксации (компенсационной, аннигиляционной и трещинообразование), что обеспечивает неразрывную связь процессов: параметры текучести  $i$ -го периода определяются ПТ предыдущего. При этом величина компонент пластичности  $\delta_i$  на каждом периоде определяется структурно-фазовым состоянием металла, а их сумма дает общую пластичность образца.

Предел текучести  $\sigma_{0,2}$  является индикатором существующих в момент начала общей деформации внутренних напряжений и уже «израсходованной» на упрочнение доли пластичности. Повышение  $\sigma_{0,2}$  приводит к увеличению

напряжения начала всех периодов  $\sigma_i$  и их смещению в сторону меньших  $\delta_i$ . Так, повышение  $\Delta\sigma_{0,2} = 100$  МПа при добавке в ферритную матрицу 10-15 % перлита (сталь 09Г2С после нормализации) приводит к повышению на 80-100 МПа напряжения начала степенного периода ( $\sigma_{ст}$ ) равномерной стадии и периодов I ( $\sigma_{в}$ ), II ( $\sigma_{II}$ ) и III ( $\sigma_{III}$ ) сосредоточенной стадии при снижении равномерной и общей пластичности ( $\Delta\delta_p = 13\%$   $\Delta\delta = 16\%$ ). Уменьшается темп возрастания напряжений на степенном периоде равномерной стадии  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{ст}$  и увеличивается интенсивность их падения  $(\Delta\sigma/\Delta\delta)_{II}$  на периоде II сосредоточенной стадии, что, как и рост  $\sigma_k$ , свидетельствует об охрупчивании образцов. Следовательно, нельзя поднять прочность стали без снижения пластичности, и отыскание оптимальной конструкционной прочности состоит в нахождении компромисса между прочностью и пластичностью для конкретного изделия, где лимитирующим фактором является минимально допустимый уровень пластичности.

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

Протяженность сосредоточенной стадии  $\delta_c$  менее чувствительна к изменению структурно-фазового состояния сталей, хотя в предельно упрочненном состоянии после ХПД или ВН-обработки, когда  $\delta_p \rightarrow 0$ , доля

сосредоточенной стадии в общей пластичности  $\delta_c/\delta$  возрастает вплоть до 1. В то же время параметры текучести на всех периодах сосредоточенной стадии коррелируют с потерей пластичности. Особенно это заметно на периоде II, на котором охрупчивание металла при падении  $\delta$  от 48 до 15 % оказывает сильное влияние на начало периода  $\delta_c^{\text{IIH}} = 39$  до 3 % и темп падения напряжения на нем  $V_{\text{II}} = (\Delta\sigma/\Delta\delta)_{\text{II}}$ . Поскольку в пределах периода II происходит рост магистральной трещины при локализации пластического течения в шейке, то параметры его начала  $\sigma_{\text{II}}$  и  $\delta_c^{\text{IIH}}$  свидетельствуют о трещиностойкости.

Анализ механических свойств рядовых низко- и среднеуглеродистых сталей показал, что их упрочнение по любому из механизмов на  $\Delta\sigma_{0,2} = 100$  МПа приводит к потере пластичности  $\Delta\delta \sim 7,3$  %. У высококочистых строительных сталей нового поколения типа X80 при значительном упрочнения ( $\Delta\sigma_{0,2} \sim 300-500$  МПа) пластичность сохраняется на более высоком уровне ( $\delta = 20-30$  %).

При одинаковых условиях испытаний уровень ударной вязкости (работу пластической деформации до разрушения) обуславливает протяженность и состояние границ зерен. Так, проведенные микроструктурные исследования свидетельствуют о том, что образование обогащенных по углероду ( $\sim 0,7$  %) зародышей аустенита при нагреве стали 08Г2Б чуть выше  $A_{c1}$  ( $t = 730^\circ\text{C}$ ) происходит по границам исходных аустенитных зерен. Это приводит к охрупчиванию металла при ударном изгибе ( $KCV^{40}$  падает от 3,0 до 0,8 МДж/м<sup>2</sup>), обусловленному выделением хрупких низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита по границам зерен.

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

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Показано, что для анализа основных факторов, ответственных за пластичность конструкционных сталей, целенаправленного управления механическими свойствами пластичность сталей с ферритной основой (относительное удлинение при одноосном растяжении  $\Delta\delta$ ) при упрочнении продуктивно рассматривать как разность между пластичностью феррита (армко-Fe) – основной фазовой составляющей сталей – ( $\delta_p = 32\%$ ,  $\delta = 48\%$ ) и вкладом разных механизмов упрочнения в ее снижение: дислокационного, зернограничного (субзеренного), дисперсионного, перлитного.

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

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

Снижению отрицательного влияния перлита на уровень вязко-пластических свойств феррито-перлитных сталей способствует уменьшение

количества и размера цементитных частиц при термомеханической обработке сталей, микролегированных V, Nb, Ti, и более радикально при термоулучшении (закалке с отпуском). Небольшие добавки (~ 0,1 мас. %) сильных карбидообразователей и коагуляция частиц при отпуске обеспечивают повышение ударной вязкости KCV на 0,5-0,7 МДж/м<sup>2</sup> или на 1,0-1,5 МДж/м<sup>2</sup>, соответственно, для среднеуглеродистых и низкоуглеродистых сталей.

Экспериментально установленная для широкого круга конструкционных сталей линейная корреляция  $KCV = 4,0 - 4,8 \cdot \sigma_k / \sigma_b$  позволяет использовать параметры, найденные при растяжении образцов, для оценки вязкости (трещиностойкости) сталей с перлитным упрочнением. При этом самая низкая величина  $\sigma_k / \sigma_b \sim 0,50$  наблюдается для низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С, имеющих наивысшую среди изученных состояний ударную вязкость  $KCV = 1,5-2,0$  МДж/м<sup>2</sup>.

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

Для изломов образцов Шарпи сталей Х80 характерно образование вплоть до  $t_{исп} = -60^\circ\text{C}$  уникальной вязкой однородной зоны  $L_c$ , имеющей крайне высокую энергоемкость разрушения, и конкурирующей с ней зоны волокнистого разрушения  $L_b$ . Экспериментально доказано, что величина  $L_c/V \geq 0,19-0,24$ , где  $V$  – высота образца Шарпи в месте надреза, является статистически и металофизически обоснованным фрактографическим критерием, гарантирующим замедленное вязкое разрушение сталей Х80

( $KCV^{40} = 2,5 \text{ МДж/м}^2$ ). Использование критерия  $L_c/V$  дает возможность оценки трещиностойкости на недоломанных образцах, часто встречающихся при ударных испытаниях высоковязких сталей.

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

Разработана методика оценки величины ЭДС ( $D_i$ ) по относительному изменению разных механических характеристик при растяжении в диапазоне предельных состояний металла от минимального ( $D_i \rightarrow 0$ ) до максимального ( $D_i \rightarrow 1,0$ ) ЭДС.

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

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

На примере сталей 05Г2Б, 37ХГФ и 48Г2БМ показано, что ВН-обработку (предварительную холодную пластическую деформацию  $\varepsilon \leq 5 \%$  с

последующим нагревом при 100-250°C) можно использовать для повышения на  $\sim 100-200$  МПа предела текучести  $\sigma_T$  проката в нормализованном (горячекатаном) состоянии при невозможности применения других компонент упрочнения.

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

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

Все механизмы упрочнения (дислокационный, перлитный, дисперсионный) за исключением зернограничного (субзеренного) приводят к существенной и примерно одинаковой величине потери пластичности сталей ( $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p \sim 40-45$  МПа/%), поскольку их действие сводится к взаимодействию движущихся дислокаций с дислокациями, сдерживаемыми препятствиями. Зернограничное упрочнение действует более мягко ( $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta_p \sim 12$  МПа/%), поскольку границы зерен являются не только препятствиями для движущихся дислокаций, но и их стоками и источником. Субзеренная структура способствует менее существенному по сравнению с зеренной структурой снижению пластичности сталей. Из этого следует, что наиболее перспективным способом упрочнения сталей, обеспечивающим сохранение высокой пластичности, является диспергирование ферритной матрицы ( $d_3 = 3,0-4,0$  мкм) с высокой протяженностью субграниц.

Однотипным влиянием на пластичность различных механизмов упрочнения можно объяснить установленное для широкого круга сталей в различных структурно-фазовых состояниях соотношение  $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta\delta \sim$

14 МПа/%, которое можно использовать для отыскания оптимальной конструкционной прочности.

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

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

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

Существующая тесная связь периодов/стадий кривых растяжения заключается в том, что параметры каждого периода/стадии определяются параметрами предыдущего периода/стадии. Так, упругая стадия закладывает «фундамент» процессов на равномерной стадии через образование аperiodически расположенных на поверхности образца локальных очагов

пластического течения, при росте которых на равномерной стадии возникают каналы течения. В свою очередь, параметры равномерной стадии «программируют» процессы и их интенсивность на сосредоточенной стадии. Например, по мере охрупчивания сталей уменьшается вплоть до полного исчезновения протяженность степенного периода равномерной стадии, что вызывает смещение в сторону меньших  $\delta$  начало периода II сосредоточенной стадии.

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

**Перспективы дальнейшей разработки темы исследования.** Предложенные научно-технические подходы и методики оценки вязко-пластических свойств рекомендуется использовать при разработке новых и совершенствовании действующих технологических режимов термической и/или термомеханической обработки изделий (конструкций) из низко- и среднеуглеродистых сталей, например, труб нефтегазового сортамента, для достижения в них наивысшей конструкционной прочности.

## СПИСОК УСЛОВНЫХ СОКРАЩЕНИЙ

- АЗ – активная зона очага деформации;
- БРКП – безрекристаллизационная контролируемая прокатка;
- ДТА – дилатометрический анализ;
- КП – контролируемая прокатка;
- КТ – канал течения;
- КЦИ – корреляция цифровых изображений;
- Мд – мобильность дислокаций;
- МКИ – межкритический интервал температур;
- МТр – магистральная трещина;
- НП – направление прокатки;
- ОД – очаг деформации;
- ОПД – область пластической деформации;
- ОР – область релаксации вокруг расщепления;
- ПЗ – периферийная зона очага деформации;
- ПН – направление, перпендикулярное направлению прокатки;
- ПТ – параметры текучести, определяемые по кривым растяжения;
- ПТР – параметры текучести и разрушения, определяемые по кривым ударного изгиба;
- ПЧЛ – полоса Чернова-Людерса;
- РЗ – релаксационная зона очага деформации;
- РКУП – равноканальное угловое прессование
- РС – расслоения;
- РЩ – расщепления;
- СУВ – стоячая упругая волна;
- УО – ускоренное охлаждение;
- ХПД – холодная пластическая деформация;
- ЭДС – эффект деформационного старения.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М. Металлургия, 1985. 408 с.
2. De Cooman B.C., Speer J., Pyshmintsev I.Yu., Yoshinaga N. Materials Design: The Key to Modern Steel Products. GRIPS Media, 2007. 650 p.
3. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. М.: Металлургия, 2012. 696 с.
4. Rana R., Singh S.B. Automotive Steels – Design, Metallurgy, Processing and Applications. UK: Elsevier, 2017. 470 p.
5. Chao Y.J., Ward J.D., Sands R.G. Charpy impact energy, fracture toughness and ductile–brittle transition temperature of dual-phase 590 Steel // Mat. Design, 2007. V. 28, pp. 551-557.
6. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлустова В.И. Принцип легирования, фазовые превращения, структура и свойства хладостойких сварных строительных сталей // МиТОМ, 2007. №1. С. 9-15.
7. Хотинев В.А., Струин А.О., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) // Наука и техника в газовой промышленности, 2011. № 4 (48). С. 79-85.
8. Исламгалиев Р.К., Пышминцев И.Ю., Хотинев В.А., Корзников А.В., Валиев Р.З. Механическое поведение ультрамелкозернистого армко-железа // ФММ, 1998. Т. 86. № 4. С. 115-123.
9. Фарбер В.М. Селиванова О.В. Классификация процессов релаксации напряжений и их проявление на различных стадиях пластической деформации металлов// Металлы, 2001. №1. С. 110-115.
10. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 312 с.
11. Пиккеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982. 184 с.

12. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1983. 352 с.
13. Hertzberg R.W. Deformation and fracture mechanics of engineering materials. 4-th edition. John Wiley & Sons Inc., 1996. 810 p.
14. Пышминцев И.Ю., Пумпянский Д.А., Фарбер В.М. Пластичность стали и ее характеристики // МиТОМ, 2011. № 11. С. 20-27.
15. Штремель М.А. Прочность сплавов: Ч. 2. Деформация. М.: МИСиС, 1999. 384 с.
16. Hosford W.F. Mechanical behavior of materials. NY.: Cambridge University Press, 2005. 425 p.
17. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
18. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов / под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: Наука, 1995. Т.1. 298 с., Т. 2. 320 с.
19. Криштал М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор) // Ч. I. Феноменология зуба текучести и прерывистой текучести / Физ. мезомеханика, 2004. Т. 7. № 5. С. 5-29.
20. Фарбер В.М., Полухина О.Н., Вичужанин Д.И., Хотинов В.А., Смирнов С.В. Исследование методом корреляции цифровых изображений пластической деформации до и на площадке текучести стали 08Г2Б. Ч. 1. Формирование пластической и упругой волн деформации // МиТОМ, 2019, № 5. С. 9-14.
21. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
22. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М., Беленький Б.З. Изоформинг и теплая прокатка малоуглеродистых сталей // МиТОМ, 1979. № 10. С.13-19.
23. Пышминцев И.Ю. Упрочнение листовых сталей для холодного формоизменения. Екатеринбург: Изд-во АМБ, 2004. 159 с.

24. Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Настич С.Ю., Арабей А.Б. Высокопрочные трубные стали нового поколения с феррито-бейнитной структурой // *Металлург*, 2008. № 8. С. 39-42.
25. Бернштейн М.Л., Добаткин С.Д., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей. М.: *Металлургия*, 1989. 544 с.
26. Sanz L., Pereda B., López B. Effect of thermomechanical treatment and coiling temperature on the strengthening mechanisms of low carbon steels microalloyed with Nb // *Mat. Sci. Eng. A*, 2017. V. 685, pp. 377-390.
27. Lu J., Omatoso O., Wiskel J.B., Ivey D.G., Henein H. Strengthening mechanisms and their relative contributions to the yield strength of microalloyed steels // *Met. Trans. A*, 2012. V. 43, pp. 3043-3061.
28. Пышминцев И.Ю., Хошинов В.А., Швейкин В.П. Прочность и пластичность технического железа после прокатки в ферритной области // *ФММ*, 2004. Т. 98. № 2. С. 108-115.
29. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Деформируемое твердое тело как нелинейная иерархически организованная система // *Физическая мезомеханика*, 2011. Т. 14. № 3. С. 7-26.
30. Криштал М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор) // Часть II. Теоретические представления о механизмах неустойчивости пластической деформации. *Физ. мезомеханика*, 2004. Т. 7. № 5. С. 31-45.
31. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: *Мир*, 1972. 211 с.
32. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // *Физ. мезомеханика*, 1998. Т.1. № 1. С. 5-22.
33. Колмогоров В.Л., Богатов А.А., Мигачёв Б.А и др. Пластичность и разрушение. М.: *Наука*, 1978, 208 с.
34. Емельянов А.А. Микроструктура и деформируемость сталей // *МиТОМ*. 1995. № 10. С.24-28.

35. Исламгалиев Р.К., Пышминцев И.Ю., Хотинев В.А., Корзников А.В., Валиев Р.З. Механическое поведение ультрамелкозернистого арможелеза // ФММ, 1998. Т. 86. № 4. С. 115-123.
36. Фарбер В.М. Вклад диффузионных процессов в структурообразование при интенсивной холодной пластической деформации металлов // МиТОМ, 2002. № 8. С. 3-9.
37. Тушинский Л.И. Структурная теория конструктивной прочности материалов. Новосибирск: Изд. НГТУ, 2004. 400 с.
38. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979. 208 с.
39. Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчикова Т.И., Хлебникова Ю.В. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 312 с.
40. Хотинев В.А., Черных Е.С., Жукова С.Ю., Попова М.А., Фарбер В.М. Влияние температуры аустенитизации и горячей пластической деформации на устойчивость переохлажденного аустенита среднеуглеродистых сталей // Вестник УГТУ-УПИ, 2006, № 4. С. 105-110.
41. Zhou L., Jiang B., Cui T., Zhang D., He J., Liu Y. Effect of strengthening phase on deformation behavior during uniaxial tension of hot-rolled dual phase steel // J. Iron Steel Res., Int., 2014. V. 21. № 12, pp. 1111-1115.
42. ГОСТ 8233-56. Сталь. Эталоны микроструктуры. М.: ИПК Изд-во стандартов, 2004.
43. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: Наука, Сиб. отд., 1993. 280 с.
44. API spec 5CT. Specification for Casing and Tubing: 10th ed, effective date – jul. 1, 2019.
45. API spec 5L. Line pipe: 46th ed, effective date – nov. 1, 2018.
46. ГОСТ 632-80. Трубы насосно-компрессорные и муфты к ним М.: ИПК Изд-во стандартов, 2010.

47. Марченко Л.Г., Выбойщик М.А. Термомеханическое упрочнение труб // М.: Интермет Инжиниринг, 2006. 240 с.
48. Хотинев В.А., Черных Е.С., Жукова С.Ю., Швейкин В.П., Фарбер В.М. Кинетика распада переохлажденного аустенита в среднеуглеродистых трубных сталях // Изв. ВУЗов. Черная металлургия, 2008. № 8. С. 24-26.
49. Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Бодров Ю.В., Горожанин П.Ю., Жукова С.Ю., Хотинев В.А. Стали для насосно-компрессорных и обсадных труб повышенных групп прочности // Металлург, 2008. № 1. С. 47-53.
50. Горожанин П.Ю., Черных Е.С., Хотинев В.А., Жукова С.Ю., Фарбер В.М. Влияние состава и режимов проката на механические свойства труб из среднеуглеродистых низколегированных сталей // Производство проката, 2005. № 12. С. 27-31.
51. Попова Л.Е, Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста, 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1991. 503 с.
52. Патент RU № 2337145 С2, МПК C21D/55, G01N33/20. Способ оценки влияния технологических параметров на устойчивость переохлажденного аустенита / Фарбер В.М., Хотинев В.А., Пышминцев И.Ю., Горожанин П.Ю., Жукова С.Ю., Черных Е.С., Бодров Ю.В., Пумпянский Д.А.; опубл. 27.10.2008, бюл. № 30.
53. Фарбер В.М., Морозова А.Н., Хотинев В.А., Карабаналов М.С., Щапов Г.В. Пластическое течение в полосе Чернова-Людерса в ультрамелкозернистой стали 08Г2Б // Физ. мезомеханика, 2019. Т. 22. № 4. С. 75-82.
54. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Предельная прочность. Кристаллы, металлы, конструкции. Киев: Наукова думка, 2008. 295 с.
55. Черных Е.С., Жукова С.Ю., Горожанин П.Ю., Бодров Ю.В., Пышминцев И.Ю., Хотинев В.А., Зеленина Ж.С., Фарбер В.М. Освоение производства на ОАО «СинТЗ» высокопрочных НК и О труб,

- термообработанных по режимам нормализации и отпуска // Производство проката, 2009. № 11. С. 21-25.
56. Плешанов В.С., Панин В.Е., Кобзева С.А., Лебедева Н.А., Козлов А.В. Мезомасштабный механизм локализации деформации при растяжении поликристаллов низкоуглеродистой стали с линейными концентраторами напряжений // Физ. мезомеханика, 2001. Т. 4. № 6. С. 95-104.
57. Umemoto M., Liu Z., Sugimoto S., Tsuchiya K. Tensile stress-strain analysis of single-structure steels // Metall. Mat. Trans. A, 2000. V. 31A, pp. 1785-1794.
58. Трофимов Н.Н., Канович М.З., Карташов Э.М. и др. Физика композиционных материалов. В 2-х т. М.: Мир, 2005. 800 с.
59. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами. М.: Metallurgizdat, 2005. 520 с.
60. Shukla R., Ghosh S.K., Chakrabarti D., Chatterjee S. Microstructure, texture, property relationship in thermo-mechanically processed ultra-low carbon microalloyed steel for pipeline application // Mat. Sci. Eng. A, 2013. V. 587, pp. 201-208.
61. Zhao J., Hu W., Wang X., Kang J., Cao Y., Yuan G., Di H., Misra R.D.K. A novel thermo-mechanical controlled processing for large-thickness microalloyed 560 MPa (X80) pipeline strip under ultra-fast cooling // Mat. Sci. Eng. A, 2016. V. 673, pp. 373-377.
62. Morales E.V., Silva R.A., Bott I.S., Paciornik S. Strengthening mechanisms in a pipeline microalloyed steel with a complex microstructure // Mat. Sci. Eng. A, 2013. V. 585, pp. 253-260.
63. Пышминцев И.Ю., Гервасьев А.М., Мальцева А.Н., Струин А.О. Особенности микроструктуры и текстуры труб К65 (X80), влияющие на способность материала трубы останавливать протяженное вязкое разрушение // Наука и техника в газовой промышленности, 2011. № 4. С. 73-78.

64. Wang B., Lian J. Effect of microstructure on low-temperature toughness of a low carbon Nb–V–Ti microalloyed pipeline steel // *Mat. Sci. Eng. A*, 2014. V. 592, pp. 50-56.
65. DeArdo A. Multi-phase microstructures and their properties in high strength low carbon steels // *ISIJ International*, 1995. V. 35. № 8, pp. 946-954.
66. Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М. Методы упрочнения трубных сталей // *Сталь*, 2005. №7. С. 67-74.
67. Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Хотинков В.А., Селиванова О.В., Юровских А.С., Лежнин Н.В. Дисперсные фазы в высокопрочных низкоуглеродистых микролегированных сталях для сварных конструкций // *Материаловедение*, 2012. № 1. С. 11-16.
68. Zhou M., Du L., Liu X. Relationship among microstructure and properties and heat treatment process of ultra-high strength X120 pipeline steel // *J. Iron Steel Res. Int.*, 2011. № 3, pp. 59-64.
69. Мальцева А.Н. Исследование структуры и свойств высокопрочных феррито-бейнитных сталей, предназначенных для магистральных трубопроводов высокого давления / дисс. на к.т.н. Челябинск: ЮУрГУ, 2012. 194 с.
70. Арабей А.Б., Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Глебов А.Г., Селиванова О.В., Лежнин Н.В., Баженов В.Е. Микроструктура и дисперсные фазы трубных сталей класса прочности X80 для магистральных трубопроводов // *Изв. ВУЗов. Черная металлургия*, 2012. № 1. С. 30-37.
71. Лежнин Н.В. Исследование структуры, выделений дисперсных фаз, механических свойств и критериев трещиностойкости сталей класса прочности K65 (X80) / дисс. на к.т.н. Екатеринбург: УрФУ, 2013. 157 с.
72. Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б. и др. Вклад различных структурных факторов в формировании прочностных свойств сталей класса прочности K65 // *Изв. ВУЗов. Черная металлургия*. 2012. № 9. С. 46-48.

73. Алексеева Т.Н., Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И., Немтинов А.А. Исследование особенностей формирования структуры высокопрочных низколегированных сталей для труб большого диаметра при термомеханической обработке // Вопросы материаловедения, 2007. № 1. С. 13-23.
74. Хотинков В.А., Полухина О.Н., Селиванова О.В., Фарбер В.М. Влияние деформационного старения на механические свойства при растяжении в металле труб класса прочности X80 // Материаловедение, 2019. № 1. С. 9-14.
75. ГОСТ Р8.748-2011. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. М.: ИПК Изд-во стандартов, 2013.
76. Фарбер В.М. Исследование изменений тонкой структуры при отпуске углеродистых и легированных сталей / дисс. на к.т.н. Свердловск: УПИ, 1969. 125 с.
77. Ботвина Л.Р. Разрушение, кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. 334 с.
78. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. М.: ИПК Изд-во стандартов, 1994.
79. Мирзаев Д.А., Счастливец В.М., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Шабуров Д.В. Формирование трещин расслоения при ударных испытаниях как причина повышения ударной вязкости сталей с ОЦК структурой // ФММ, 2015. Т. 116, № 12. С. 1313-1318.
80. Inoue T., Yin F., Kimura Y., Tsuzaki K. and Ochiai Sh. Delamination effect on impact properties of ultrafine-grained low-carbon steel processed by warm caliber rolling // Met. Trans. A. 2010, V. 41A, pp.341-355.
81. Joo M.S., Suh D.-W., Bae J.H., Bhadeshia H.K.D.H. Role of delamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel // Mat. Sci. Eng. A. 2012, V. 546, pp. 314-322.

82. Фарбер В.М., Хотинков В.А., Селиванова О.В., Лежнин Н.В., Морозова А.Н., Беликов С.В., Карабаналов М.С., Жилияков А.Ю. Расщепления в сталях, испытавших контролируемую прокатку и последующее ускоренное охлаждение // ФММ, 2016. Т. 117. № 4. С. 1-15.
83. Фарбер В.М., Арабей А.Б., Хотинков В.А., Морозова А.Н., Карабаналов М.С. Металловедческие аспекты слоистых трещин в толстолистовом прокате // МиТОМ, 2017. № 11. С. 61-66.
84. Pyshmintsev I., Gervasyev A., Petrov R.H., Olalla V.C., Kestens L. Crystallographic texture as a factor enabling ductile fracture arrest in high strength pipeline steel // Materials Science Forum. 2012. V. 702-703, pp. 770-773.
85. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов: в 2 ч. Ч. I. Деформация и разрушение. М.: Машиностроение, 1972. 472 с.
86. Штремель М.А. Разрушение: в 2 ч. Ч. I. Разрушение материала. М.: МИСиС, 2014. 670 с.
87. Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б., Фарбер В.М., Хотинков В.А., Лежнин Н.В. Лабораторные критерии трещиностойкости высокопрочных сталей для труб магистральных газопроводов // ФММ, 2012. Т. 113. № 4. С. 411-417.
88. Хотинков В.А., Фарбер В.М., Селиванова О.В., Полухина О.Н. Влияние термообработки на механические свойства сталей типа 08Г2БМ с ультрадисперсной структурой // Производство проката, 2017. № 2. С. 20-25.
89. Гладштейн Л.И., Одесский П.Д., Ведяков И.И. Слоистое разрушение сталей и сварных соединений. М.: Интермет Инжиниринг, 2009. 256 с.
90. Фарбер В.М., Хотинков В.А., Селиванова О.В., Полухина О.Н., Юровских А.С., Панов Д.О. Кинетика образования аустенита и влияние нагрева в межкритическом интервале температур на структуру стали 08Г2Б // МиТОМ, 2016. № 11. С. 11-16.

91. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977. 432 с.
92. Zong C., Zhu G., Mao W. Effect of crystallographic texture on anisotropy of yield strength in X100 pipeline steel // J. Iron Steel Res. Int., 2013. № 8, pp. 66-71.
93. Han S.Y., Sohn S.S., Shin S.Y., Bae J., Kim H.S., Lee S. Effects of microstructure and yield ratio on strain hardening and Bauschinger effect in two API X80 linepipe steels // Mat. Sci. Eng. A, 2012. V. 551, pp. 192-199.
94. Полухина О.Н. Исследование закономерностей деформационного старения и его влияния на механические свойства сталей типа 08Г2Б с ультрадисперсной структурой / дисс. на к.т.н. Екатеринбург: УрФУ, 2019. 177 с.
95. Садовский В.Д. Структурная наследственность стали. М.: Металлургия, 1973. 208 с.
96. Фарбер В.М., Хотинков В.А., Селиванова О.В., Полухина О.Н. Структура и деформационное старение высокопрочной низколегированной стали // Производство проката, 2017. № 11. С. 42-48.
97. Хотинков В.А., Фарбер В.М., Полухина О.Н. О влиянии деформационного старения на механические свойства стали 37ХГФ // Материаловедение, 2018. № 5. С. 8-12.
98. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. М.: Металлургия, 1972. 320 с.
99. Waterschoot T., De A., Vandeputte S., De Cooman B. Static strain aging phenomena in cold-rolled dual-phase steels // Metall. Trans. A, 2003. V. 34, pp. 781-791.
100. Wang H., Shi W., He Y., Lu X., Li L. Effect of overaging on solute distributions and bake hardening phenomenon in bake hardening steels // J. of iron and steel res., 2012. V. 19, pp. 53-59.
101. Зуев Л.Б. Автоволновая модель пластического течения // Физ. мезомеханика, 2011. Т. 14. № 3. С. 85-94.

102. Yoshida S., Siahaan B., Pardede M.H. Observation of plastic deformation wave in a tensile-loaded aluminum-alloy // *Phys. Letters. A*, 1999. V. 251. №. 1, pp. 54-60.
103. Панин С.В., Башков О.В., Семашко Н.А. и др. Комбинированное исследование особенностей деформации плоских образцов и образцов с надрезом на микро- и мезоуровнях методами акустической эмиссии и построение карт деформации поверхности // *Физ. мезомеханика*, 2004. Т. 7. № S2. С. 303-306.
104. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W. Image correlation for shape, motion and deformation measurements. Columbia, SC, USA: University of South Carolina, 2009. 364 p.
105. Avril S., Pierron F., Sutton M.A. Identification of elasto-plastic parameters and characterization of Luders behavior using digital image correlation and the virtual field method // *Mech. Mater.* 2008. V. 40, pp. 729-742.
106. Смирнов С.В., Хотинков В.А., Полухина О.Н., Вичужанин Д.И., Фарбер В.М. Исследование методом корреляции цифровых изображений пластического течения стали 08Г2БМ при растяжении // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2018. № 3. С. 6-13.
107. Nagarajan S., Raghu N., Venkatraman B. Advanced imaging for early prediction and characterization of zone of Luders band nucleation associated with pre-yield microstrain // *Mat. Sci. Eng. A*, 2013. V. 561, pp. 203-211.
108. Rajagopalan J., Rentenberger Ch., Karnthaler H.P., Dehm G., Saif A. In situ TEM study of microplasticity and Bauschinger effect in nanocrystalline metals // *Acta Mat.*, 2010. V. 58, pp. 4772-4782.
109. Фарбер В.М., Селиванова О.В., Хотинков В.А., Полухина О.Н. Деформационное старение в сталях: учебное пособие / Екатеринбург: Изд. Урал. ун-та, 2018. 72 с.
110. Хирт Дж., Лоте И. Теории дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 600 с.
111. Мак Лин Д. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1965. 431 с.

112. Муравьев Т.В., Зуев Л.Б. Особенности акустической эмиссии при развитии полосы Чернова–Людерса в образцах из низкоуглеродистой стали. Журнал технической физики, 2008, Т. 78. № 8. С. 135-139.
113. Cai Y.-L., Yang S.-L., Fu Sh.-H., Zhang Q.-Ch. The influence of specimen thickness on the Lüders effect of a 5456 Al-based alloy: Experimental observations // Metals, 2016. V. 6, pp. 120-131.
114. Фарбер В.М., Морозова А.Н., Хотинов В.А., Карабаналов М.С., Щапов Г.В. Пластическое течение в полосе Чернова-Людерса в ультрамелкозернистой стали 08Г2Б // Физ. мезомеханика, 2019. Т. 22. № 4. С. 75-82.
115. Фарбер В.М. Упрочнение металлов на площадке текучести // МиТОМ. 2007. № 3. С. 42-44.
116. Хотинов В.А., Полухина О.Н., Вичужанин Д.И., Щапов Г.В., Фарбер В.М. Изучение деформации в ультрадисперсной низкоуглеродистой стали методом корреляции цифровых изображений // Письма о материалах, 2019. Т. 3. № 9. С. 328-333.
117. Фарбер В.М., Хотинов В.А., Полухина О.Н., Селиванова О.В., Морозова А.Н., Вичужанин Д.И. Влияние деформационного старения на стадии пластической деформации и разрушение при растяжении образцов стали 08Г2Б. Ч. I. Площадка текучести и стадия деформационного упрочнения // МиТОМ, 2020. № 7. С. 38-45.
118. Давиденков Н.Н. Еще о кинетике скачкообразной деформации // Физика твердого тела, 1962. № 10. С. 2974-2975.
119. Richards M.D., Drexler E.S., Fekete J.R. Aging-induced anisotropy of mechanical properties in steel products: Implications for the measurement of engineering properties // Mat. Sci. Eng. A, 2011. V. 529, pp. 184-191.
120. Gündüz S. Static strain ageing behaviour of dual phase steels // Mat. Sci. Eng. A, 2008. V. 486, pp. 63-71.
121. Zhao W.G., Chen M., Chen S.H., Qu J.B. Static stain aging behavior of an X100 pipeline steel // Mater. Sci. Eng. A, 2012, V. 550, pp. 418-422.

122. Liu T., Hou H., Zhang X., Liu H., Zhou Q., Zhang J., Gao R., Liu X. Effects of prestrain and grain boundary segregation of impurity atoms on bake hardening behaviors of Ti+V-bearing ultra-low carbon bake hardening steel // *Mat. Sci. Eng. A*, 2018. V. 726, pp. 160-168.
123. Ramazani A., Bruehl S., Gerber T., Bleck W., Prah U. Quantification of bake hardening effect in DP600 and TRIP700 steels // *Materials and Design*, 2014. V. 57, pp. 479-486.
124. Хотинов В.А., Фарбер В.М., Кривенко Н.А. Использование ВН-эффекта для повышения прочности трубной стали 48Г2БМ в горячекатаном состоянии // *Производство проката*, 2019. № 6. С. 18-24.
125. Вильдеман В.Э., Третьяков М.П., Третьякова Т.В., Бульбович Р.В., Словигов С.В., Бабушкин А.В., Ильиных А.В., Лобанов Д.С., Ипатова А.В. Экспериментальные исследования свойств материалов при сложных термомеханических воздействиях / М.: Физматлит, 2012. 204 с.
126. Renard K., Ryelandt S., Jacques P.J. Characterisation of the Portevin-Le Chatelier effect affecting an austenitic TWIP steel based on digital image correlation // *Mat. Science and Eng. A*, 2010, V. 527, pp. 2969-2977.
127. Хотинов В.А., Селиванова О.В., Фарбер В.М. Оценка величины эффекта деформационного старения в среднеуглеродистых трубных сталях после ВН-обработки // *Деформация и разрушение*, 2019. № 1. С. 37-42.
128. Одесский П.Д., Кулик В.Д. Стали с высоким сопротивлением экстремальным воздействиям. М.: Интермет Инжиниринг, 2008. 239 с.
129. Sancho A., Cox M.J., Cartwright T., Davies C.M., Hooper P.A., Dear J.P. An experimental methodology to characterize post-necking behavior and quantify ductile damage accumulation in isotropic materials // *Int. J. of Solids and Structures*, 2019. V. 176-177, pp. 191-206.
130. Бриджмен П. Исследования больших пластических деформаций и разрыва. М.: Изд-во иностр. лит., 1955. 444 с.

131. Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И., Столяров В.И., Чевская О.Н. Ниобийсодержащие низколегированные стали. М.: Интермет Инжиниринг, 1999. 94 с.
132. Скороходов В.Н., Одесский П.Д., Рудченко А.В. Строительная сталь. М.: Metallurgizdat, 2002. 622 с.
133. Стали и сплавы. Марочник / под ред. В.Г. Сорокина. М.: Интермет Инжиниринг, 2003. 608 с.
134. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. М.: Metallurgiya, 1986. 207 с.
135. Bronfin V.M., Emel'yanov A.A., Tropotov A.V., Sveikin V.P. Strain hardening features of ferrite-martensite steels // *Strength of materials*, 1990. V. 22. № 6, pp. 829-835.
136. Zhang X., Gao H., Zhang X., Yang Y. Effect of volume fraction of bainite on microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel with excellent deformability // *Mat. Sci. Eng. A*, 2012. V. 531, pp. 84-90.
137. Shi L., Yan Z., Liu Y., Zhang Ch, Qiao Zh. Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual-phase steel through intercritical heat treatment // *Mat. Sci. Eng. A*, 2014. V. 590, pp. 7-15.
138. Попов Ал.Ар. Закономерности образования аустенита// Сб. науч. тр. Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах. М.: Машгиз, 1950. С. 36-64.
139. Попов Ал.Ар. Фазовые превращения в металлических сплавах. М.: Metallurgizdat, 1963. 311 с.
140. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. М.: Metallurgiya, 1982. 182 с.
141. Зельдович В.И., Хомская И.В., Финкевич О.С. Образование аустенита в низкоуглеродистых железоникелевых сплавах // *ФММ*, 1992, № 3. С. 5-28.
142. Маковецкий А.Н., Табатчинова Т.И., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Мирзаев Д.А. Формирование структуры низколегированной трубной

- стали при нагреве в межкритическом интервале температур // ФММ, 2012. Т. 113, №7. С. 744-755.
143. Заяц Л.Ц., Панов Д.О., Симонов Ю.Н., Балахнин А.Н., Смирнов А.И., Яковлева И.Л. Особенности процессов образования аустенита в межкритическом интервале температур в исходно закаленных низкоуглеродистых сталях разных систем легирования // ФММ. 2011. Т. 112. № 5. С. 505-513.
144. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Ч. I. Термодинамика и общая кинетическая теория. М.: Мир, 1978. 803 с.
145. Хотинков В.А., Фарбер В.М., Селиванова О.В., Морозова А.Н. Современные инструментальные методы исследования механических свойств: уч. пособие. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2017. 96 с.
146. ASTM E2298. Standard test method for instrumented impact testing of metallic materials: ASTM, 2013. 9 p.
147. Хотинков В.А., Фарбер В.М., Морозова А.Н., Лежнин Н.В. Использование осциллограмм ударного изгиба образцов Шарпи для оценки энергоемкости разрушения высоковязких сталей // Производство проката, 2013. № 11. С. 28-34.
148. Фарбер В.М., Хотинков В.А., Морозова А.Н., Лежнин Н.В., Мартин Т. Диагностика изломов и энергоемкости вязкого разрушения при инструментальных испытаниях на ударный изгиб // Металловедение и термическая обработка металлов, 2015. № 6. С. 22-25.
149. Фарбер В.М., Хотинков В.А., Морозова А.Н., Селиванова О.В., Полухина О.Н., Карабаналов М.С. Исследование области долома в образцах Шарпи высоковязкой стали 08Г2Б // МиТОМ, 2018. № 6. С. 11-15.
150. Морозова А.Н., Щапов Г.В., Хотинков В.А., Фарбер В.М., Селиванова О.В. Влияние направления распространения магистральной трещины на энергию и механизм разрушения при ударном изгибе

образцов стали 08Г2Б с волокнистой структурой. Область растяжения // ФММ, 2019. Т.120. № 9. С. 1003-1008.

151. Морозова А.Н., Щапов Г.В., Хотинков В.А., Фарбер В.М., Селиванова О.В. Влияние направления распространения магистральной трещины на энергию и механизм разрушения при ударном изгибе образцов стали 08Г2Б с волокнистой структурой. Область сжатия // ФММ, 2019. Т.120, № 9. С. 990-996.

152. Патент RU № 2570237 С1, МПК G01N3/30. Способ оценки вязкости металлических материалов / Хотинков В.А., Фарбер В.М., Морозова А.Н.; опубл. 10.12.2015, бюл. № 34.

**АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ**

результатов диссертационной работы Хотина В.А. «Закономерности формирования пластичности и вязкости низко- и среднеуглеродистых сталей и разработка методов их оценки»

Топливо-энергетический комплекс России занимает одну из ведущих позиций в мировой системе оборота энергоносителей и составляет основу стабильного экономического развития страны. Одним из основных производителей труб нефтегазового сортамента в стране является Трубная Металлургическая Компания (ПАО «ТМК»), освоившей производство труб большого диаметра класса прочности К65 (Х80) из низкоуглеродистых микролегированных сталей.

В рамках совместных исследований ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет им. Первого президента России Б.Н. Ельцина» с входящим в состав ТМК Российским научно-исследовательским институтом трубной промышленности были изучены структура и механические свойства труб большого диаметра класса прочности К65(Х80) различных заводо-изготовителей после полигонных испытаний, моделирующих разрушение магистральных газопроводов нового поколения с повышенным высоким рабочим давлением 11,8 МПа.

Диссертационная работа Хотина В.А. аккумулирует результаты проведенных исследований и включает в себя научно-обоснованные подходы к оценке вязкости и трещиностойкости высоковязких сталей типа класса прочности Х80. Совместный анализ результатов инструментированных испытаний на ударный изгиб и изломов в лабораторных условиях показал, что для изломов образцов Шарпи характерно образование вплоть до температуры испытания минус 60°С уникальной вязкой однородной зоны  $L_c$ , обладающей крайне высокой энергоемкостью разрушения, и конкурирующей

с ней зоны волокнистого разрушения  $L_v$ . Экспериментально доказано, что относительный размер однородной зоны  $L_c/B \geq 0,19-0,24$ , где  $B$  – высота образца Шарпи в месте надреза, является статистически и металофизически обоснованным фрактографическим критерием, гарантирующим замедленное вязкое разрушение сталей класса прочности X80 ( $KCV^{-40} = 2,50$  МДж/м<sup>2</sup>) для магистральных трубопроводов высокого давления. Использование критерия  $L_c/B$  дает возможность оценки трещиностойкости на недоломанных образцах при ударных испытаниях высоковязких сталей. В работе подробно рассмотрена роль расщеплений – очаговых межслоевых трещин, появляющихся в волокнистой зоне  $L_v$  при  $t_{исп}$  ниже минус 20°C, которая состоит в сохранении энергоемкости разрушения в области вязко-хрупкого перехода ( $KCV = 1,0-3,0$  МДж/м<sup>2</sup>).

На кривых ударного нагружения образцов конструкционных сталей выделены периоды при зарождении и распространении магистральной трещины, параметры которых (прочностные  $F_i$ ,  $\sigma_i^{изг}$ , пластические  $\Delta S$ ,  $S_i^H$ , градиентные  $(\Delta F/\Delta S)_i$ ) коррелируют с изменением энергоемкости разрушения  $KV$  и фрактографическим порогом хладноломкости  $t_{50}$ .

Разработанные в работе методы оценки вязкости и трещиностойкости введены в практику лабораторных испытаний ОАО «РосНИТИ» для образцов конструкционных сталей обычной и высокой вязкости.

Генеральный директор ОАО «РосНИТИ»,  
докт.техн.наук



Пышминцев И.Ю.

Заместитель начальника отдела  
технологии производства труб по материалам  
канд.техн.наук

Мальцева А.Н.