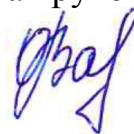


Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Южно-Уральский государственный университет»
(национальный исследовательский университет)

Открытое акционерное общество
«Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

На правах рукописи



Варнак Ольга Васильевна

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СКЛОННОСТЬ
К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ И ПРОЯВЛЕНИЮ
ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ
СТАЛЯХ ДЛЯ ТРУБОПРОВОДОВ**

Специальность: 05.16.01 – «Металловедение
и термическая обработка металлов и сплавов»

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
Пышминцев Игорь Юрьевич

Челябинск 2018

Оглавление

Введение	5
1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР.....	11
1.1 Состав сталей и технологии изготовления труб для трубопроводов.....	11
1.2 Термическое и деформационное старение сталей	19
1.3 Эффект Баушингера в металлах.....	29
2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ.....	43
2.1 Материал исследования.....	43
2.2 Проведение обработки исследованных сталей	47
2.3 Методы исследования	49
2.3.1 Исследование структуры.....	49
2.3.2 Физические методы исследования	51
2.3.3 Рентгеноструктурные исследования	51
2.4 Механические испытания	52
2.5 Оценка склонности к деформационному старению	55
2.6 Оценка склонности к проявлению эффекта Баушингера	57
3 ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СКЛОННОСТЬ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ СВАРНЫХ ТРУБ	59
3.1 Анализ ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур стали 06Г2ФБ	60
3.2 Изменение свойств стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами при деформационном старении.....	70
3.2.1 Свойства стали 06Г2ФБ при статическом нагружении.....	71
3.2.2 Свойства стали 06Г2ФБ при динамическом нагружении	87
3.3 Склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой, подвергнутой высокому отпуску.....	100
3.4 Влияние объемной доли бейнита на склонность стали 06Г2ФБ к деформационному старению	106

3.5 Влияние температуры аустенитизации на склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой	115
3.6 Влияние горячей пластической деформации на склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой	126
3.7 Сопоставление влияния высокотемпературной термомеханической обработки на склонность к обратимой отпускной хрупкости и охрупчиванию при деформационном старении стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой	139
3.8 Изменение при деформационном старении механических свойств стали 07Г2МФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами	145
3.9 Особенности структуры и склонность к деформационному старению стали 06Г2МБ с градиентной структурой.....	152
Выводы к главе 3	160
4 ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СКЛОННОСТЬ К ПРОЯВЛЕНИЮ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА СВАРНЫХ ТРУБ.....	163
4.1 Склонность к проявлению эффекта Баушингера в стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами	163
4.2 Склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ после знакопеременной деформации	175
Выводы к главе 4	188
5 СКЛОННОСТЬ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ И ПРОЯВЛЕНИЮ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕСШОВНЫХ ТРУБ	190
5.1 Влияние химического состава сталей на склонность к деформационному старению	190

5.2 Результаты исследования свойств полнотолщинных образцов, подвергнутых циклическому нагружению	199
Выводы к главе 5	204
Выводы по работе	206
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	209
ПРИЛОЖЕНИЕ А – АКТ ВНЕДРЕНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ	225
ПРИЛОЖЕНИЕ Б – СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ НИР	226

Введение

Актуальность темы. Рост объемов потребления энергоресурсов обуславливает интенсивное развитие трубопроводного транспорта. Разработка месторождений в отдаленных регионах, таких как Ямал, Восточная Сибирь, Дальний Восток и на континентальном шельфе северных морей, включает в себя прокладку и эксплуатацию трубопроводов в экстремальных условиях окружающей среды: в районах вечной мерзлоты, зонах с сейсмической активностью и активных тектонических разломов, в акватории морей. В связи с этим возникает необходимость использования сварных и бесшовных труб, металл которых должен обладать высокой прочностью, а также вязкостью при отрицательных температурах, иметь повышенную пластичность, высокое сопротивление повторным нагрузкам, хорошую свариваемость и малую склонность к деформационному старению.

Деформационное старение, обусловленное взаимодействием находящихся в твердом растворе атомов углерода и азота с дефектами кристаллического строения, может получать развитие как в процессе изготовления труб, так и при их длительной эксплуатации. Если ранее для трубопроводов использовали в основном низкоуглеродистые стали с ферритно-перлитной структурой, то сейчас предпочтение отдается высокопрочным сталям с ферритно-бейнитной структурой. Закономерности развития деформационного старения низкоуглеродистых сталей с ферритно-перлитной структурой изучены сравнительно подробно. В меньшей степени исследовано поведение при деформационном старении высокопрочных сталей, содержащих в структуре бейнитную составляющую. Остается неясным, в какой мере на склонность к деформационному старению низкоуглеродистых сталей с такой структурой влияют объемная доля бейнита и его морфология, а также условия нагрева, режим горячей деформации и процессы отпуска.

Одним из факторов, который следует учитывать при производстве сварных труб из низкоуглеродистых сталей, является эффект Баушингера, заключающийся в уменьшении предела текучести при смене знака деформации. Этот эффект может возникать при таких технологических операциях как формовка и экспандирование.

Он проявляется при правке (распрямлении) вырезанных из труб сегментов, предназначенных для изготовления поперечных полнотолщинных плоских образцов для механических испытаний.

Для строительства морских подводных трубопроводов используют бесшовные трубы из низкоуглеродистых сталей, наиболее прогрессивным и скоростным методом применения которых является укладка с судна, оборудованного барабаном. В процессе намотки бесшовных труб на барабан, а также при их размотке в стенке трубы имеют место знакопеременные пластические деформации. В настоящее время отсутствуют обстоятельные исследования по влиянию структуры на эффект Баушингера при знакопеременных деформациях. Недостаточно полно изучены закономерности его проявления, когда знакопеременная деформация осуществляется после деформационного старения стали.

В соответствии с вышеизложенным актуальным является проведение комплексного исследования влияния структуры на склонность низкоуглеродистых трубных сталей к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера. Важно выяснить как эти два фактора будут сказываться на механических свойствах низкоуглеродистых сталей.

Данная работа выполнена в рамках «Программы научно-технического сотрудничества ПАО «Трубная Металлургическая Компания» и ПАО «Газпром» на 2012 – 2015 гг. и 2015 – 2020 гг.

Целью работы является установление влияния параметров микроструктуры и режимов термической обработки на изменение механических свойств низкоуглеродистых трубных сталей при деформационном старении и знакопеременной деформации для повышения эксплуатационных свойств.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **задачи**:

- установить основные закономерности изменения механических свойств низкоуглеродистых трубных сталей с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитными структурами при деформационном старении;

- выявить влияние легирования низкоуглеродистых сталей и условий их обработки (аустенитизации и последующего охлаждения, отпуска, горячей деформации и высокотемпературной термомеханической обработки – ВТМО) на склонность к деформационному старению;
- изучить закономерности проявления эффекта Баушинга в низкоуглеродистых сталях с различным типом структур;
- определить особенности проявления эффекта Баушингера в низкоуглеродистых сталях, подвергнутых деформационному старению с использованием знакопеременной деформации;
- разработать химический состав и режим термической обработки бесшовных труб, предназначенных для строительства морских трубопроводов с укладкой труб с барабана.

Научная новизна работы:

- установлено, что низкоуглеродистая сталь с ферритно-бейнитной структурой обладает большей склонностью к деформационному старению по сравнению с ферритно-перлитной, причем наиболее неблагоприятной является крупнозернистая структура, содержащая преимущественно реечный бейнит, а присутствие в ферритно-бейнитной структуре грубых участков мартенситно-аустенитной (МА) составляющей отрицательно влияет на статическую трещиностойкость стали, подвергнутой деформационному старению;
- показано, что низкоуглеродистая трубная сталь с ферритно-бейнитной структурой обладает заметной склонностью к обратимой отпускной хрупкости, развитие которой ослабляет ВТМО, не оказывая влияния на охрупчивание, связанное с деформационным старением;
- установлена зависимость проявления эффекта Баушингера от типа структуры низкоуглеродистых трубных сталей, при этом сталь с ферритно-бейнитной структурой обладает большей склонностью к проявлению эффекта Баушингера, чем с ферритно-перлитной;

- показано, что в низкоуглеродистых сталях с ферритно-бейнитной структурой с увеличением объемной доли бейнита склонность к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера возрастает.

Практическая значимость работы.

Данные работы использованы при разработке методики механических испытаний №РосНИТИ 16-06-13 «Оценка склонности металла труб к деформационному старению в соответствии с DNV-OS-F101, дополнительным требованием «Р» - «Трубы с повышенной деформационной способностью». Данная методика устанавливает метод определения склонности металла труб к деформационному старению в соответствии с требованиями DNV-OS-F10-2013.

На основании результатов исследования разработан химический состав стали и режим термической обработки бесшовных горячедеформированных труб группы прочности Х65, предназначенных для обустройства морских трубопроводов с укладкой труб с барабана, в соответствии с требованиями международного стандарта DNV-OS-F101-2013.

Методология и методы исследования.

Методологической основой исследования послужили научные труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области металловедения, термической и термомеханической обработки сплавов, основные положения теории структурных и фазовых превращений. Для решения задач работы были использованы просвечивающая и растровая электронная микроскопия, оптическая микроскопия, дифференциальный термический анализ, рентгеноструктурный анализ, а также методы определения механических свойств сталей.

Основные положения, выносимые на защиту:

- результаты исследования влияния деформационного старения на механические свойства низкоуглеродистых трубных сталей с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитными структурами при статическом и динамическом нагружении;

- зависимость склонности к деформационному старению низкоуглеродистых трубных сталей с ферритно-бейнитными структурами от объемной доли бейнитной составляющей, режимов горячей деформации и ВТМО;
- закономерности влияния ферритно-перлитной и ферритно-бейнитных структур на склонность низкоуглеродистых сталей к проявлению эффекта Баушингера;
- зависимость склонности к проявлению эффекта Баушингера низкоуглеродистых сталей от объемной доли бейнитной составляющей;
- влияние деформационного старения после знакопеременной деформации на проявление эффекта Баушингера.

Личный вклад автора:

- выдвижение основных идей, их научное обоснование;
- личное участие в получении основных экспериментальных данных;
- непосредственное участие в анализе и интерпретации полученных результатов;
- инициирование и написание научных трудов по теме диссертации, выдвижении идей для выступления с докладами на научно-технических конференциях и семинарах.

Достоверность, полученных в работе экспериментальных результатов, обеспечена использованием современного оборудования и программного обеспечения. Она определяется применением взаимодополняющих методов исследования структуры, а также использованием результатов механических испытаний, проведенных в соответствии с ГОСТами, отраслевыми и международными стандартами. Достоверность проведенных исследований подтверждают положительные результаты их внедрения в производство бесшовных труб, предназначенных для строительства морских трубопроводов с укладкой с барабана.

Апробация работы.

Основные результаты диссертационной работы были представлены и обсуждены на Международной научно-технической Уральской школе-семинаре металловедов – молодых ученых (г. Екатеринбург, 2014, 2015), Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» (г. Москва 2014), Международных научно-технических конференциях «ТРУБЫ-2014», «ТРУБЫ-2016», «ТРУБЫ-2018» (г. Челябинск), Конференции молодых специалистов «Перспективы развития металлургических технологий» (г. Москва, 2015), XIX Международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов» (г. Самара, 2015), VIII Научной конференции аспирантов и докторантов ЮУрГУ (г. Челябинск, 2016).

Публикации.

По теме диссертации опубликовано 16 научных работ, из них 8 – в изданиях, рекомендованных ВАК.

Структура и объем диссертации.

Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, общих выводов по работе, списка использованных источников. Работа изложена на 226 страницах машинописного текста, содержит 101 рисунок, 44 таблицы, список использованных источников из 140 наименований и 2 приложения.

Работа выполнена на кафедре «Материаловедения и физико-химии материалов» Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Южно-Уральский государственный университет» (национальный исследовательский университет) и в открытом акционерном обществе «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности».

1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

В настоящей главе приведены сведения о составе сталей и технологии изготовления сварных и бесшовных труб, используемых для прокладки трубопроводов. Рассмотрены основные закономерности проявления деформационного старения и эффекта Баушингера в металлических материалах.

1.1 Состав сталей и технологии изготовления труб для трубопроводов

Одним из основных документов, регламентирующих свойства металла трубопроводов, является стандарт API Specification 5L [1], в соответствии с которым трубы подразделяют на группы прочности в зависимости от уровня механических свойств (таблица 1.1). В современных трубопроводах используют преимущественно сварные трубы диаметром до 1420 мм групп прочности X60, X70 и X80. При увеличении давления до 100 – 120 атм в трубопроводах применяют трубы групп прочности X70 и X80 с более толстой стенкой, что приводит к повышению металлоемкости [2]. Для снижения себестоимости труб ведутся разработки сталей групп прочности X100 и X120 [3]. Для производства сварных труб используют листовую прокат, свойства которого зависят от химического состава стали и технологии изготовления (условий нагрева сляба, деформации и охлаждения).

Трубы большого диаметра изготавливают из сталей с содержанием углерода 0,04 – 0,10 %, легированных марганцем в количестве 1,5 – 2,0 % и молибденом до 0,3 %, также используются микродобавки ниобия, ванадия и титана. В качестве примеси содержится кремний в количестве 0,2 – 0,4 %. Углерод, марганец и молибден обеспечивают твердорастворное упрочнение стали. Интенсивность влияния углерода выше, чем марганца и кремния. При повышенном содержании углерод выделяется в виде карбидной фазы. Упрочнение за счет углерода связано

Таблица 1.1 – Требования к прочностным свойствам металла труб [1]

Группа прочности	Предел текучести $R_{t0,5}$, МПа		Предел прочности R_{tm} , МПа		Отношение $R_{t0,5}/R_{tm}$ максимум
	минимум	максимум	минимум	максимум	
X52	360	530	460	760	0,95
X60	415	565	520	760	0,93
X70	485	635	570	760	0,93
X80	555	705	625	825	0,93
X100	690	840	760	990	0,97
X120	830	1050	915	1145	0,99

с увеличением количества перлита. Повышение содержания углерода сопровождается уменьшением вязкости стали [4].

Марганец относится к элементам, снижающим критические точки A_{c3} и A_{c1} . Находясь в твердом растворе, марганец существенно затрудняет распад переохлажденного аустенита в области диффузионного превращения. При этом он эффективно подавляет выделение избыточного феррита, скорость образования которого, в основном, определяет прокаливаемость низкоуглеродистых сталей [5]. Однако марганец обладает повышенной способностью к ликвации при содержаниях более 1,5 % [6]. Легирование марганцем наряду с упрочнением сопровождается снижением ударной вязкости. Резкое снижение пластичности происходит при его содержании более 2,0 % [4].

Кремний относится к элементам, повышающим критические точки A_{c3} и A_{c1} . Он вызывает значительное искажение кристаллической решетки α -железа, что увеличивает прочность феррита. Имеются сведения, что кремний в количестве более 0,5 % уменьшает плотность подвижных дислокаций, что приводит к возрастанию сил трения и повышению сопротивления пластической деформации. Повышение содержания кремния более 0,8 % приводит к резкому снижению ударной вязкости ферритно-перлитных сталей [7].

Микролегирующие добавки *титана, ниобия и ванадия* образуют карбонитриды, имеющие высокую температуру растворения в аустените, поэтому способствуют измельчению зерна. Нитриды титана практически не растворяются до температуры плавления [4]. Находясь в твердом растворе аустенита титан, ниобий и ванадий могут затруднять развитие рекристаллизационных процессов при горячей деформации. Более эффективному торможению рекристаллизации способствует выделение карбонитридов в процессе деформирования. Если в аустените получили развитие рекристаллизационные процессы, то наличие карбонитридов затрудняет рост аустенитного зерна. При охлаждении ниже критических точек наличие в аустените выделившихся частиц может способствовать измельчению ферритного зерна, являясь центрами образования зародышей. Кроме того, выделение карбонитридов в феррите вызывает дисперсионное упрочнение. Микролегирующие добавки титана, ниобия и ванадия повышают прочностные характеристики стали при одновременном повышении вязкости в случае сочетания эффектов дисперсионного упрочнения и измельчения зерна.

Дополнительно низкоуглеродистая сталь может быть легирована *молибденом, хромом, никелем и медью* в количестве до 0,30 % каждого [6; 8; 9]. Данные добавки находясь в твердом растворе несколько упрочняют его, а также повышают устойчивость переохлажденного аустенита, что способствует получению ферритно-бейнитных структур. Наиболее существенно замедляет процессы диффузионного превращения переохлажденного аустенита молибден. Молибден уменьшает склонность стали к интеркристаллитному охрупчиванию (например, к обратимой отпускной хрупкости) [5]. Никель ослабляет взаимодействие дислокаций с атомами внедрения и сопротивление кристаллической решетки движению свободных дислокаций, приводя к повышению пластичности и трещиностойкости стали [4].

Хром в основном находится в растворе и является слабым упрочнителем феррита по сравнению с кремнием и марганцем, но при этом снижает ударную вязкость и ухудшает хладостойкость [4].

Медь обладает ограниченной растворимостью в α -железе и при содержании более 0,4 % вызывает дисперсионное твердение. Эффект твердорастворного упрочнения от растворения меди находится на одном уровне, наблюдаемом для никеля. При концентрации менее 0,4 % медь вызывает повышение ударной вязкости, а при большем содержании снижает эту характеристику и хладостойкость [4]. Ее количество благоприятно поддерживать на уровне приблизительно 0,25 % [6].

Содержание *никеля, хрома и меди* до 0,2 – 0,5 % обеспечивает значительное сопротивление атмосферной коррозии. Имеются данные, что эти элементы в количестве до 0,4 – 0,5 % повышают сопротивление стали коррозионному растрескиванию [10].

Как было сказано выше, в процессе производства листового проката из низкоуглеродистых сталей в нем формируются в основном два типа микроструктур: ферритно-перлитная и ферритно-бейнитная. Одними из главных факторов, определяющих характер образующейся структуры, являются режим деформирования и скорость охлаждения. Получение групп прочности X60 и X70 обеспечивает ферритно-перлитная структура, группы прочности X80 – ферритно-бейнитная структура. При переходе от сталей группы прочности X80 к X100 и X120 структура должна смениться на бейнитную с небольшим количеством мартенсита [8].

Для изготовления газонефтепроводных труб большого диаметра широко используется листовая материал, подвергнутый контролируемой прокатке. При контролируемой прокатке горячую пластическую деформацию и последующее охлаждение осуществляют по регламентированным режимам. Охлаждение может осуществляться на воздухе или ускоренно в специальных установках, позволяющих варьировать скорость охлаждения. Для обработки, включающей контролируемую прокатку и последующее регламентированное охлаждение, часто применяют название термомеханический контролируемый процесс (ТМСП – Thermo-Mechanical Controlled Processing) [11; 12].

На рисунке 1.1 представлены основные схемы контролируемой прокатки.

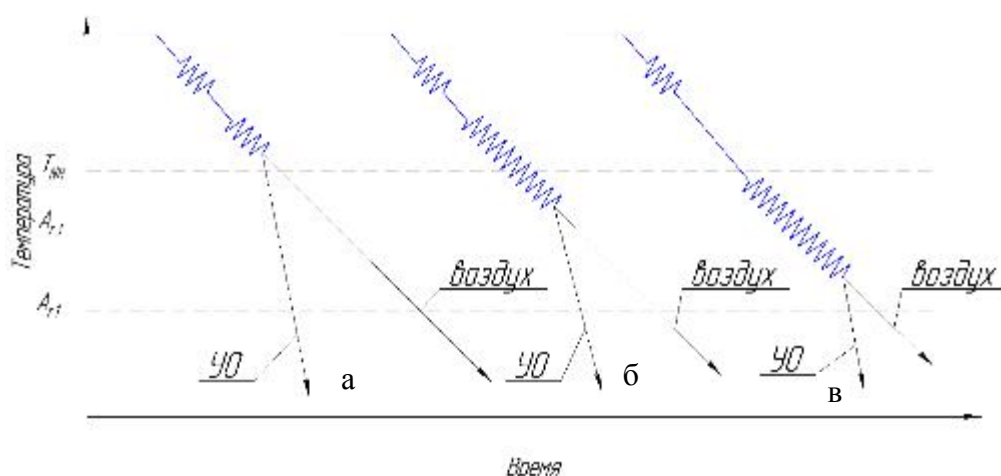


Рисунок 1.1 – Схемы контролируемой прокатки (УО – ускоренное охлаждение):
 а – рекристаллизационная контролируемая прокатка; б –высокотемпературная контролируемая прокатка; в – низкотемпературная контролируемая прокатка

Различают две стадии прокатки: черновую и чистовую. Черновая прокатка проводится выше температуры прекращения рекристаллизации T_{NR} в несколько проходов. Основной ее задачей является измельчение аустенитного зерна в результате процессов рекристаллизации. Затем осуществляется чистовая прокатка, которая проводится в аустенитной или в двухфазной области ($\gamma+\alpha$).

Схема обработки, представленная на рисунке 1.1, а, применяется для сталей с малой устойчивостью переохлажденного аустенита [13]. Эта обработка, называемая рекристаллизационная прокатка, обеспечивает получение мелкозернистой ферритно-перлитной структуры. После черновой стадии следует подстуживание. Чистовая стадия деформации проводится выше температуры T_{NR} . В результате многократного протекания процессов рекристаллизации в междеформационных паузах происходит измельчение аустенитного зерна. Затем следует охлаждение на воздухе или ускоренное охлаждение. При диффузионном распаде переохлажденного аустенита границы аустенитного зерна являются центрами зарождения феррита, что способствует измельчению ферритного зерна и повышению прочностных характеристик при сохранении высокой вязкости. Увеличение скорости охлаждения обеспечивает образование феррита при больших степенях переохлаждения, что приводит к формированию более мелкого зерна. Этому способствует и тот факт,

что затрудняется рост ферритного зерна в температурном интервале верхней части диффузионного превращения.

При схеме обработки, представленной на рисунке 1.1, б, чистовая прокатка заканчивается ниже температуры T_{NR} , но выше точки A_{r3} . В этом случае формируются деформированные «оладьеобразные» зерна аустенита с повышенной плотностью дефектов кристаллического строения. В зависимости от выбранной скорости охлаждения может формироваться ферритно-перлитная и ферритно-бейнитная структуры. В процессе охлаждения при диффузионном превращении зародыши феррита образуются не только на границах аустенитного зерна, но и на субграницах и дислокациях. Местами зарождения феррита также могут служить полосы деформации, границы двойников в горячедеформированном аустените. Все это способствует формированию мелкозернистого феррита. При ускоренном охлаждении в зависимости от характера легирования может возникать определенное количество бейнита.

При схеме обработки, приведенной на рисунке 1.1, в, чистовую стадию прокатки начинают в аустенитной области, но заканчивают в интервале двухфазной ($\gamma+\alpha$) области. Данная обработка обеспечивает формирование мелкого ферритного зерна и образование в феррите субзеренной структуры за счет динамического возврата, что приводит к получению повышенного уровня прочности и может сопровождаться в некоторых случаях снижением сопротивления хрупкому разрушению.

Относительно недавно компанией JFE Steel Corporation разработана технология контролируемой прокатки с дополнительным индукционным нагревом (рисунок 1.2) [14–16]. Данная технологическая схема получила название НОР – heat treatment on-line process. При данной обработке горячая деформация заканчивается в области нерекристаллизованного аустенита выше точки A_{r3} . Затем проводят ускоренное охлаждение до температуры несколько выше температуры конца бейнитного превращения, когда в структуре присутствует некоторое количество непревращенного аустенита. Далее сразу производится индукционный нагрев,

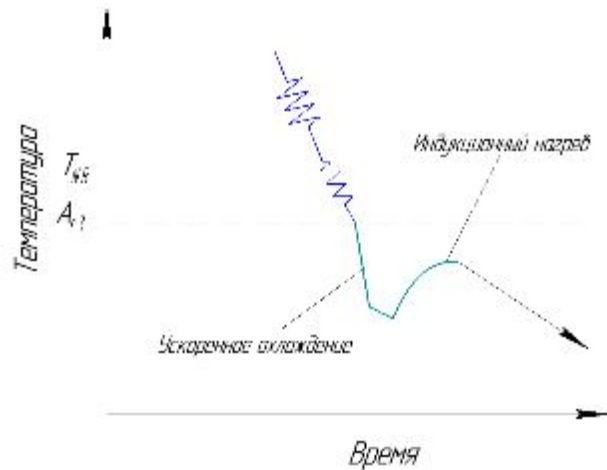


Рисунок 1.2 – Схема контролируемой прокатки НОР

при этом образовавшийся при ускоренном охлаждении бейнит подвергается отпуску, а углерод, растворенный в бейните, диффундирует в непревращенный аустенит. При охлаждении обогащенный углеродом непревращенный аустенит претерпевает частичное превращение в мартенсит, чаще всего двойникованной морфологии. Такие участки называют мартенситно-аустенитной (МА) составляющей. Данные «островки» МА-составляющей имеют глобулярную дисперсную форму и равномерно распределены в бейнитной α -фазе. Такая структура обладает высокой деформируемостью и невысокой склонностью к деформационному старению. Кроме того, возможно получить структуру с небольшим количеством МА-составляющей, что увеличивает сопротивление водородному охрупчиванию. При осуществлении индукционного нагрева может происходить выделение карбидной фазы, что способствует дополнительному упрочнению за счет дисперсионного твердения.

В некоторых случаях для получения требуемых свойств листовой прокат после контролируемой прокатки подвергают высокому отпуску. В разных работах характер зависимости механических свойств от температуры отпуска весьма различен. Согласно работе [17] нагрев от 550 до 680 °С стали класса прочности X80 приводит к снижению предела текучести и предела прочности. В других работах [18–20], выполненных на сталях с ферритно-бейнитной структурой, после некоторых режимов высокого отпуска наблюдалось повышение прочностных характеристик.

Сварные трубы большого диаметра изготавливают формовкой листа и последующей сваркой. Применяют прямошовные и спиральношовные трубы. Для формовки прямошовных труб основное развитие получили следующие методы: УО формовка, вальцевая формовка и пошаговая формовка (ЖСО-формовка). Процесс УО заключается в придании листу U - образной формы, а затем О - образной формы. При вальцевой формовке лист изгибается между тремя валками, совершающими реверсивные движения. В процессе пошаговой формовки лист претерпевает многопереходной гибке от подогнутых кромок листа к середине профиля, при этом происходит получение J - образного, С - образного и О - образного профилей трубной заготовки. После формовки производится сведение кромок заготовки и наложение шва дуговой сваркой. Затем трубу подвергают экспандированию.

Для производства спиральношовных труб применяют рулонную полосу, которую направляют под некоторым углом к геометрической оси формируемой трубы. Затем ее сворачивают по спирали и сваривают.

В настоящее время происходит освоение месторождений углеводородов арктического шельфа и северных регионов страны. Интенсивное освоение морских месторождений связано со строительством морских трубопроводов, обеспечивающих транспортировку углеводородов с шельфа на сушу. Металл труб должен обладать высоким сопротивлением статическим и динамическим нагрузкам, повышенной пластичностью, хорошей свариваемостью и коррозионной стойкостью в морской воде. Для строительства морских трубопроводов в основном используют толстостенные бесшовные трубы групп прочности X65, X75 и X80. Широкое применение нашли марганцовистые стали, содержащие 0,10 – 0,15 % углерода, легированные ванадием, ниобием и молибденом [21–23]. Для производства бесшовных труб используют сплошную заготовку, из которой изготавливают полу толстостенную гильзу. Затем гильзу подвергают прокатке на раскатном стане. До требуемого размера трубы прокатывают на продольных калибровочном или редуционном станах.

Для получения необходимых свойств бесшовные трубы подвергают термической обработке, заключающейся в закалке и высоком отпуске. В виду использования для трубопроводов трубы с толстой стенкой (до 40 мм) легирование сталей должно обеспечить, необходимую прокаливаемость.

1.2 Термическое и деформационное старение сталей

После различных технологических операций в процессе вылеживания при комнатной температуре или повышенных температурах механические свойства сталей могут изменяться [24]. Такое явление называют старением. Различают термическое (закалочное) и деформационное (механическое) старение. Термическим старением называют изменение механических свойств при распаде пересыщенного α -твердого раствора, созданного при ускоренном охлаждении с повышенных температур. Если вылеживание происходит при комнатной температуре, то такое старение называют естественным. В случае вылеживания при повышенных температурах старение называют искусственным. Под деформационным старением понимают изменение свойств металла во времени после холодной пластической деформации [24].

Следствием процессов старения является упрочнение и охрупчивание сталей. В процессе старения происходит взаимодействие атомов углерода и азота, находящихся в α -фазе, с дислокациями, введенными деформацией или фазовыми превращениями. Если рассматривать деформационное старение, то оно наблюдается в тех случаях, когда концентрация примесных атомов превышает 10^{-4} % масс и деформацией введено определенное количество «свежих» дислокаций [25].

В работах [26–31] изложены данные, показывающие, что деформационное старение является одним из факторов, обуславливающих при длительной эксплуатации трубопроводов и строительных конструкций деградацию свойств сталей, сопровождающуюся ослаблением сопротивления разрушению. Трубы, работающие в экстремальных условиях при эксплуатации, подвергаются длительным статиче-

ским и динамическим нагрузкам, повторно-переменным (малоцикловым) нагрузкам, что может приводить к микропластической деформации и соответственно к повышению плотности дислокаций. Кроме того, трубопроводы, уложенные в грунт районов с сейсмической активностью и вечной мерзлоты, могут претерпевать большие пластические деформации [32]. Необходимо, чтобы деформация труб при колебаниях земной коры не приводила к разрушению. Поэтому трубы должны обладать не только высокой прочностью, но и достаточной деформационной способностью. При наличии повышенной концентрации атомов углерода в твердом растворе может происходить взаимодействие «свежих» дислокаций с атомами внедрения, что приводит к повышению прочностных характеристик и отношения предела текучести к пределу прочности, уменьшению показателя упрочнения n , равномерного удлинения и как следствие к ухудшению деформируемости и охрупчиванию металла труб.

При проектировании трубопроводов в сейсмических районах используют понятие критической деформации трубы [32]. Это величина продольной деформации основного металла трубы, при которой происходит образование гофра. В японских нормативных документах по проектированию трубопроводов на сейсмоопасных территориях содержатся нормы по данной величине (таблица 1.2) [33–35]. В соответствии с современными требованиями крупных Российских потребителей к трубам для участков газопроводов, пересекающих зоны активных тектонических разломов, при оценке склонности к деформационному старению предлагается проводить предварительную деформацию образцов растяжением на 3% с последующей выдержкой при 250 °С в течение одного часа.

Протекание процессов деформационного старения может происходить уже в ходе формовки труб и последующего кратковременного нагрева на 200 – 250 °С при нанесении антикоррозионного покрытия.

Рассмотрим взаимодействие примесных атомов с дислокациями. Между ними существуют упругое, электрическое, химическое и геометрическое взаимодействия. Наиболее сильным взаимодействием является упругое. Вокруг примесных атомов существуют упругие поля напряжений. Также упругие напряжения

Таблица 1.2 – Нормы при проектировании сейсмоустойчивых трубопроводов

Тип деформации грунта		Вероятность и последствия проявления сейсмической активности	Общее число циклов нагружения трубопровода	Критическая деформация, не менее	Последствия
Временная (сейсмические волны)	Уровень 1	Общая деформация грунта. Происходит один или два раза в течение жизни трубопровода	$N_{ц}=50$	1% или $35t/D$	Эксплуатацию трубопровода можно возобновить сразу же, без проведения ремонтных работ
	Уровень 2	Очень сильная деформация грунта при землетрясении на суше или при подводном землетрясении. Вероятность возникновения в течение срока эксплуатации трубопровода мала.	$N_{ц}=3...5$	3%	Возможно возникновение существенной локальной деформации трубопровода или общей деформации, но без утечки транспортируемого продукта
Остаточная	Разжижение грунта	Статическая деформация, без повторений. Является причиной общей деформации трубопровода.	$N_{ц}=1/4$ монотонная деформация		

присутствуют около дислокаций. Около краевой дислокации существуют области сжатия и растяжения. Вокруг винтовых дислокаций присутствуют только поля касательных напряжений. При переходе растворенного атома в область дислокации уменьшается энергия искажений кристаллической решетки матрицы и энергия самой дислокации.

Энергия взаимодействия растворенного атома с линией краевой дислокации в α - железе равна

$$E = \frac{A \sin \theta}{r} \quad (1.1)$$

где r и θ –полярные координаты примесного атома с началом в центре дислокации ($\theta=0$ в направлении вектора Бюргерса); A – параметр, зависящий от упругих констант, изменения объема решетки, вызываемого внедренным атомом, и мощности дислокации [36]. Для размещения атомов углерода и азота в α -железе $A \approx 10^{-25} \text{ н}\cdot\text{см}^2$.

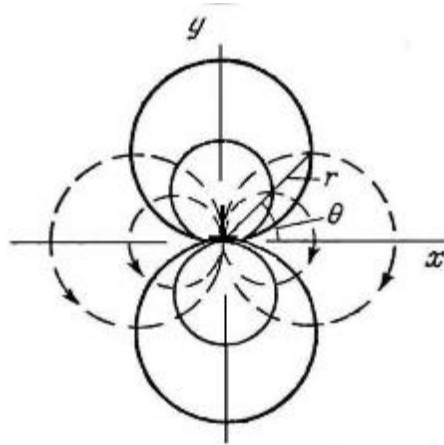


Рисунок 1.3 – Эквипотенциальные линии и линии движения атомов, мигрирующих к краевой дислокации

На рисунке 1.3 приведены линии равных энергий упругого взаимодействия краевой дислокации с примесными атомами, рассчитанные по формуле (1.1). Данные эквипотенциальные линии ($E=\text{const}$) образуют семейство окружностей, проходящих через центр дислокации. Пунктирной линией на рисунке приведено еще одно семейство окружностей, ортогональных первым. Примесные атомы двигаются по линиям этих окружностей в направлении указанных стрелками пока не достигнут зоны растяжения под экстраплоскостью. Наибольшая энергия связи примесного атома и дислокации находится в наиболее растянутом месте решетки – под экстраплоскостью.

Вокруг винтовых дислокаций существует поле касательных напряжений. Атомы внедрения в ОЦК-решетке располагаясь в октаэдрических порах вызывают тетрагональные искажения, что может обуславливать их взаимодействие с полем касательных напряжений вокруг винтовых дислокаций. В результате такого взаимодействия происходит уменьшение касательных напряжений и притяжение атомов внедрения к винтовой дислокации. Считается, что это притяжение не слабее чем у краевой дислокации [25; 36].

В результате взаимодействия примесных атомов с дислокациями они накапливаются в поле упругих напряжений дислокаций, образуя атмосферы Коттрелла. Кроме атмосфер Коттрелла существуют атмосферы Снука. Как известно, атомы углерода и азота в α -железе предпочтительно занимают междоузлия в центре ребер

трех кристаллографических направлений. Под действием приложенных напряжений возникают тетрагональные искажения решетки и атомы внедрения занимают поры в направлении, совпадающим с направлением нагрузки. Таким образом распределение атомов внедрения оказывается упорядоченным. При этом создаваемые ими напряжения могут уменьшить касательные напряжения у дислокаций. Область упорядоченного расположения примесных атомов, внедренных вокруг линии дислокации, называются атмосферой Снука. Такие упорядоченные атмосферы вокруг дислокации тормозят их движение [36].

Деформационное старение α -железа связано с закреплением дислокаций, внесенных деформацией, атомами углерода и азота. В зависимости от степени блокировки дислокаций примесными атомами можно выделить три стадии деформационного старения [37; 38; 39]. Первая стадия (стадия образования атмосфер Коттрелла) связана с образованием атмосфер атомов внедрения в поле напряжения дислокаций. На этом этапе происходит уменьшение концентрации примесных атомов в твердом растворе, увеличение концентрации атомов внедрения на дислокациях и увеличению числа точек их закрепления, что приводит к увеличению длины площадки текучести и некоторому охрупчиванию. Предполагается, что на данной стадии происходит заполнение атомами внедрения позиций с максимальной энергией связи с дислокациями. При повторном нагружении в основном происходит отрыв дислокаций от атомов внедрения.

На второй стадии (стадия образования сегрегаций) продолжается миграция примесных атомов к дислокациям. Размещение примесных атомов происходит в позициях с меньшей энергией связи с дислокациями, что приводит к образованию сегрегаций. На данной стадии наблюдается явление возврата: при осуществлении нагрева до более высоких температур, чем температура старения, часть примесных атомов переходит от дислокаций в нормальные позиции внедрения. Есть основания считать, что предельная концентрация примесей в сегрегациях около дислокаций может быть весьма существенной. В работе [40] указывается, что при деформационном старении сталей к краевой дислокации может сегрегировать до 40 – 90 атомов примесей в расчете на одну атомную плоскость, пересекающую дислокацию.

На этой стадии не происходит изменения длины площадки текучести, но наблюдается дальнейшее упрочнение. При этом в состаренном материале может присутствовать повышенное количество дислокаций, которые не освобождаются при повторном нагружении.

На третьей стадии происходит образование на дислокациях стабильных выделений, имеющих отличную от матрицы решетку и границу раздела с ней. При этом продолжается упрочнение стали, причем может ощутимо расти не только предел текучести, но и предел прочности. Одновременно заметно развивается охрупчивание стали.

Третья стадия в зависимости от условий деформационного старения может сменяться стадией перестаривания. На этой стадии происходит коагуляция выделившихся фаз.

В процесс деформационного старения сталей определенное влияние могут вносить не только дислокации, но и межфазные границы, границы субзерен и границы ферритных зерен. В литературе изложены различные взгляды на характер влияния большеугловых границ зерен α -железа на процессы образования сегрегаций примесей и выделений. Авторы работ [41; 42] считают, что при деформационном старении источниками атомов примесей могут являться высокоугловые границы зерен. В связи с тем, что концентрация атомов углерода и азота в приграничных зонах повышена [43], то при деформационном старении возможен «отсос» примесных атомов из зернограничных зон сегрегаций к свежим дислокациям, внесенных пластической деформацией. В работе [41] приведен термодинамический анализ, показывающий возможность такого перехода. Кроме того, исследования технического железа методом автордиографии подтвердили перемещение атомов углерода из зернограничных сегрегаций к дислокациям при деформационном старении.

По мнению автора работы [44], в сталях с ферритной структурой при естественном старении происходит диффузия избыточных атомов углерода к границам ферритных зерен, что приводит к образованию на них карбидов и формированию межзеренной карбидной сетки.

Авторами работы [45] проводилось исследование образования сегрегаций примесей и легирующих элементов на свободных поверхностях образцов, вырезанных из средних слоев проката стали 05Г2НДФБ. Показано, что углерод и азот интенсивно сегрегирует при 100 – 300 °С. По мнению авторов, из полученных данных следует, что в процессе развития деформационного старения можно ожидать появление зернограничных сегрегаций этих элементов.

В работах [40; 46] показано, что при деформационном старении стали на дислокациях и на границах зерен возникают карбидоподобные и карбидонитридоподобные наносегрегации углерода (сегрегационные нанофазы). Их структура близка к структуре Fe_3C . Наносегрегации обладают высокой емкостью. Расчеты показывают, что при плотности дислокаций $1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ предельное насыщение углеродом областей наносегрегаций на дислокациях может достигать 0,05 % С. При длительном старении наносегрегации могут служить «готовыми» зародышами выделений вторичных фаз.

На развитие деформационного старения могут оказывать влияние карбиды и нитриды, сохранившиеся в структуре от предшествующих технологических операций. В работе [47] исследование выполнено на высокочистом железе, легированного азотом, что позволило получить дисперсные выделения нитрида железа $Fe_{16}N_2$. Установлено, что при деформационном старении происходит частичное растворение когерентных и полукogerентных частиц $Fe_{16}N_2$, что связано с взаимодействием между частицами и дислокациями, которые в процессе деформации либо скапливаются около поверхности частиц, либо перерезают частицы. В виду того, что энергия связи атомов азота в нитриде железа меньше, чем энергия связи с дислокациями (по данным авторов 0,4 эВ по сравнению с 0,8 эВ), то происходит их перенос к дислокациям с образованием атмосфер Коттрелла. Возможно, значительный вклад этого источника в развитие деформационного старения следует ожидать лишь при использовании достаточно больших пластических деформаций.

Для ферритных зерен низкоуглеродистых сталей характерно неравномерное распределение дислокаций по объему зерна. Плотность дислокаций возрастает к границам зерен, особенно если они находятся в контакте с кристаллами бейнита и

мартенсита [48]. Поэтому взаимодействие атомов внедрения с дислокациями начнется в первую очередь у границы зерен феррита, а затем в центральных районах. В случае присутствия в структуре бейнитной и/или мартенситной составляющей, часть атомов внедрения в процессе деформационного старения взаимодействует с дислокациями в кристаллах бейнита и мартенсита, а также с границами этих кристаллов, их блоков и пакетов.

Структура низкоуглеродистых сталей многофазна, поэтому при пластической деформации нельзя ожидать ее однородного распределения по всему объему металла. В различных структурных составляющих развитие процессов деформационного старения может иметь свои особенности. Например, в тех объемах, где после деформации возникла высокая плотность дислокаций, деформационное старение должно развиваться с большей интенсивностью.

Одними из наиболее характерных эффектов деформационного старения является появление зуба и площадки текучести. Одновременно может происходить повышение предела текучести и падение характеристик пластичности [49]. К упрочнению приводит блокировка дислокаций атмосферами примесных атомов, так как для начала скольжения дислокации необходимо приложить большие напряжения. Величина зуба текучести характеризует напряжение, необходимое для отрыва дислокаций от атмосфер примесей, а площадка текучести соответствует напряжению, требуемому для движения свободных дислокаций [50; 51]. Если значительная часть введенных деформацией дислокаций закрепляется примесными атомами так, что при нагружении после деформационного старения они не принимают участие в скольжении, то они являются стопорами для вновь образованных или для частично разблокированных дислокаций.

Развитие деформационного старения сопровождается повышением температуры вязко-хрупкого перехода низкоуглеродистой стали (рисунок 1.4). Изменение температуры вязко-хрупкого перехода наблюдается уже после пластической деформации. Более значительное ее смещение происходит при последующем длительном вылеживании при комнатной температуре и еще в большей мере при повышенных температурах (100 – 300 °С) [25].

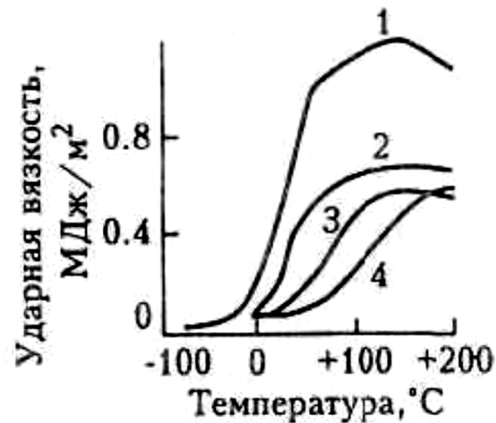


Рисунок 1.4 – Влияние деформационного старения на положение сериальных кривых ударной вязкости низкоуглеродистой стали: 1 – исходное состояние; 2 – холодная деформация на 10%; 3 – выдержка после деформации в течение 1 месяца при 20 °С; 4 – выдержка после деформации в течение 1 ч. при 250 °С [25]

Азот оказывает более сильное влияние на склонность к деформационному старению, чем углерод, что связано с его большей энергией взаимодействия с дислокациями [25]. В работе [52] приведены следующие энергии взаимодействия дислокаций с атомами углерода и азота: 126 и 147 кДж/моль соответственно.

На склонность к деформационному старению оказывает легирование стали. Такие элементы как титан, ниобий, ванадий, хром подавляют деформационное старение, связывая углерод и азот в карбиды и карбонитриды. Алюминий также может снизить склонность к деформационному старению, образуя нитриды. Введение бора до 0,020 % значительно уменьшает склонность к деформационному старению. Но при его содержании более 0,025 % он может служить причиной деформационного старения [25].

На склонность к деформационному старению оказывает влияние термическая обработка, изменяющая концентрацию азота и углерода в твердом растворе α -железа, дисперсность карбидов и их распределение в феррите, а также величина структурных составляющих. В некоторых работах показано, что в случае стали с ферритно-перлитной структурой отжиг по сравнению с горячекатаным состоянием, неблагоприятно влияет на склонность к деформационному старению [25; 53].

Данные о влиянии нормализации на развитие процессов деформационного старения в сталях с преимущественно ферритной структурой противоречивы. В ряде работ при использовании нормализации наблюдали уменьшение склонности к деформационному старению, а в других – был выявлен противоположный эффект. Авторы [25; 53] считают, что положительное влияние нормализации наблюдается в том случае, если она вызывает измельчение зерна.

В меньшей мере исследовано влияние ферритно-бейнитной структуры низкоуглеродистой стали на склонность к деформационному старению. В работах [54; 55] показано, что сталь с ферритно-бейнитной структурой более склонна к деформационному старению, чем сталь с ферритно-перлитной структурой. Отметим, что в указанных работах исследованы стали, различающиеся по химическому составу, так и режиму контролируемой прокатки, что обуславливает различие структур и концентраций углерода и азота в твердом растворе. В то же время в работе [56] установлена противоположная закономерность: ферритно-бейнитная структура обладает меньшей склонностью к деформационному старению, чем ферритно-перлитная.

Исследования по влиянию степени деформации на эффект упрочнения, проведенные на техническом железе и низкоуглеродистых сталях с ферритно-перлитной структурой, показали, что зависимость упрочнения при деформационном старении от степени холодной пластической деформации носит сложный характер [57; 58]. Эффект упрочнения определяется соотношением между плотностью дислокаций, которая с увеличением степени деформации растет, и концентрацией атомов внедрения в твердом растворе, способных взаимодействовать и блокировать эти дислокации. Если содержание атомов внедрения в твердом растворе сравнительно невелико, то уровень упрочнения при деформационном старении с увеличением степени деформации сначала растет, затем уменьшается и снова повышается. Снижение эффекта упрочнения связывают с уменьшением концентрации углерода и азота на дислокациях, приводящим к меньшим напряжениям для их отрыва. При больших степенях деформации увеличение эффекта упрочнения связывают с обра-

зованием ячеистой дислокационной структуры и блокировкой примесями «внешних» дислокаций ячеек. Считается, что такой блокировки достаточно для существенного ограничения подвижности дислокаций и получения значительного эффекта упрочнения. В случае, когда содержание атомов внедрения в твердом растворе значительно превышает концентрацию, необходимую для создания атмосфер и сегрегаций на дислокациях, то при увеличении степени деформации и ростом плотности дислокаций эффект упрочнения растет [25].

Способ деформации оказывает влияние на изменение свойств при деформационном старении через плотность и распределение дислокаций, а также текстуру деформации [25]. Из результатов работы [59], следует, что наибольшее охрупчивание при деформационном старении вызывает деформация сжатием, меньше – волочением, и минимальное – растяжением, прокаткой и изгибом. Деформация растяжением и прокаткой вызвала примерно одинаковое охрупчивание. Авторы работы [59] считают, что при оценке склонности к деформационному старению деформацию растяжением возможно заменить прокаткой. Такая замена целесообразна для сталей с невысокой величиной равномерного удлинения (менее 10 %).

1.3 Эффект Баушингера в металлах

Снижение предела текучести при смене знака деформации, известное как эффект Баушингера, наблюдается у многих металлических материалов [60]. Схема, иллюстрирующая проявление эффекта Баушингера при одноосном нагружении, представлена на рисунке 1.5. Пусть на кривой нагружения, осуществляемого растяжением, напряжение достигает значения, соответствующего точке В (рисунок 1.5, а). После снятия нагрузки остаточная деформация равна отрезку OD. При обратной деформации сжатием напряжение изменяется в соответствии с кривой DF. Если при сопоставлении кривых предел текучести при обратном нагружении σ'_s окажется меньше, чем предел текучести при предварительном нагружении σ_s , тогда материал обладает склонностью к проявлению эффекта Баушингера.

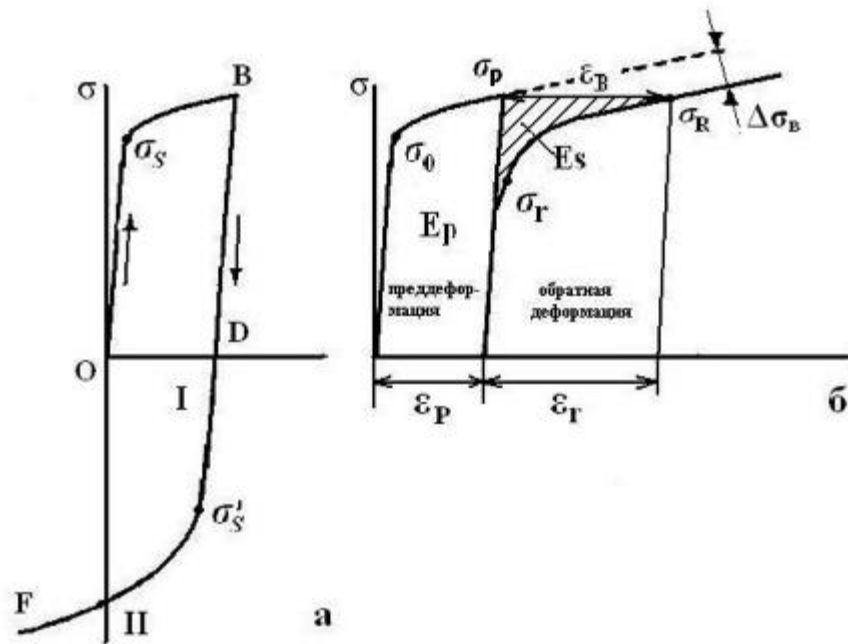


Рисунок 1.5 – Схема поведения материала при одноосном знакопеременном нагружении

Эффект Баушингера характеризуют двумя стадиями [60]. При обратной нагрузке, когда происходит падение предела текучести, первая стадия характеризуется более высокой скоростью упрочнения (I на рисунке 1.5, а). Затем следует область, где происходит спад деформационного упрочнения, а после наступает вторая стадия – стадия постоянного разупрочнения (II на рисунке 1.5, а).

Для удобства сопоставления кривых предварительного и обратного нагружений кривую обратного напряжения разворачивают относительно точки D на 180° (рисунок 1.5, б). При анализе склонности к проявлению эффекта Баушингера используют следующие обозначения:

σ_0 – начальный предел текучести (физический или условный), МПа;

σ_p – наибольшее напряжение, достигаемое при предварительной деформации, МПа;

σ_r – предел текучести при обратной деформации, МПа;

σ_R – наибольшее напряжение, достигаемое при обратной деформации, МПа;

ϵ_p – деформация при предварительном нагружении;

ε_r – деформация при обратном нагружении до напряжения равного величине σ_R ;

ε_B – деформация Баушингера, необходимая для достижения при обратной деформации напряжения σ_p ;

E_p – энергия, затрачиваемая при предварительной деформации;

E_s – энергия, сохраненная при обратной деформации из-за эффекта Баушингера (заштрихованная область на рисунке 1.5 б);

$\Delta\sigma_B$ – параметр постоянного разупрочнения, определенный как разность между предварительным и обратным напряжениями пластического течения, когда кривые прямой и обратной нагрузки параллельны.

Для оценки склонности к проявлению эффекта Баушингера судят по величине изменения предела текучести при обратной деформации относительно исходного предела текучести:

$$\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_r \quad (1.2)$$

Оценку эффекта Баушингера можно провести по отношению σ_r/σ_p , которое обозначают как VEF (Vauschinger Effect Factor). Чем меньше VEF, тем больше склонность к проявлению эффекта Баушингера [63].

Наиболее часто о склонности к проявлению эффекта Баушингера судят по параметру напряжения β_σ , который характеризует степень снижения напряжения течения при смене знака деформации [62]:

$$\beta_\sigma = \frac{|\sigma_p| - |\sigma_r|}{\sigma_p} \quad (1.3)$$

Параметр деформации β_ε отражает величину деформации при обратной нагрузке, необходимой для достижения максимального уровня напряжения σ_p при предварительном нагружении:

$$\beta_\varepsilon = \frac{\varepsilon_B}{\varepsilon_p} \quad (1.4)$$

Энергетический параметр β_E (VEP-Vauschinger Energy Parameter) характеризует величину затраченной энергии для достижения максимального уровня напряжения при предварительном нагружении:

$$\beta_E = \frac{E_s}{E_p} \quad (1.5)$$

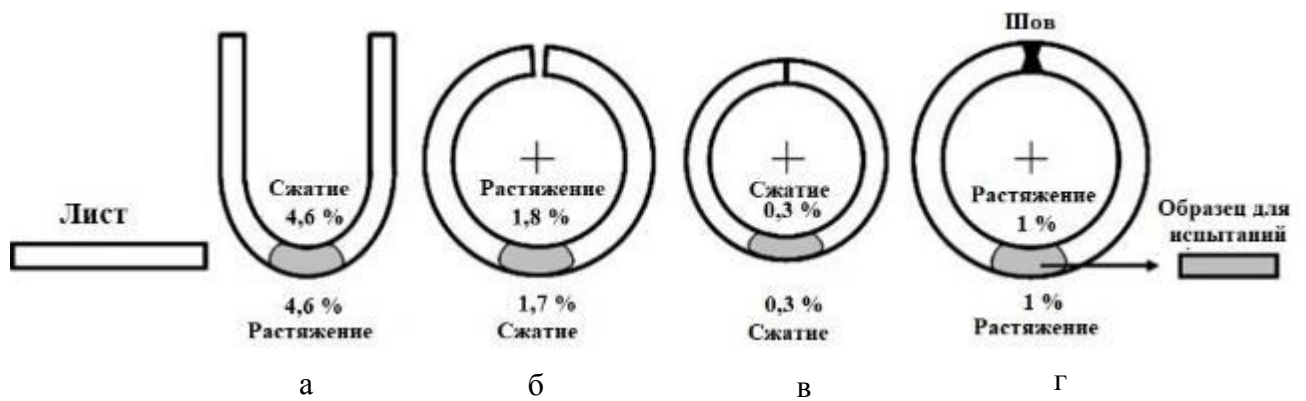


Рисунок 1.6 – Пример УОЕ формовки трубной заготовки при производстве прямошовной сварной трубы размером 914×25 мм [66]:

а – U-операция; б – O-операция; в – стадия сведения кромок;

г – стадия экспандирования

Чем меньше значение параметров β_{σ} , β_{ϵ} и β_E , тем меньшей склонностью к проявлению эффекта Баушингера обладает материал.

В трубном производстве эффект Баушингера возникает в процессе формовки сварных труб из листового проката и экспандирования, а также при правке вырезанных из труб сегментов, используемых для изготовления полноразмерных плоских образцов для механических испытаний [63; 64]. При формовке труб создаются различные градиенты напряжений и деформаций по сечению стенки. В результате разные слои металла приобретают разные свойства [65]. Как пример, рассмотрим данные работы [66], в которой представлен расчет распределения деформации на каждой стадии УОЕ-формовки листа при производстве прямошовной сварной трубы размером 914×25 мм (рисунок 1.6). На стадии U-операции наружные слои испытывают деформацию растяжением, а внутренние – сжатием (рисунок 1.6 а). При O-операции происходит смена знака деформации: наружные слои испытывают сжатие, а внутренние – растяжение (рисунок 1.6 б). На стадии сведения кромок и экспандирования деформации сжатием и растяжением подвергается все сечение трубной заготовки соответственно (рисунки 1.6 в и г).

При формовке спиральношовных труб внутренний слой испытывает деформацию сжатием, а внешний – растяжением [65]. Процедура распрямления сегментов, предназначенных для изготовления полноразмерных плоских образцов на

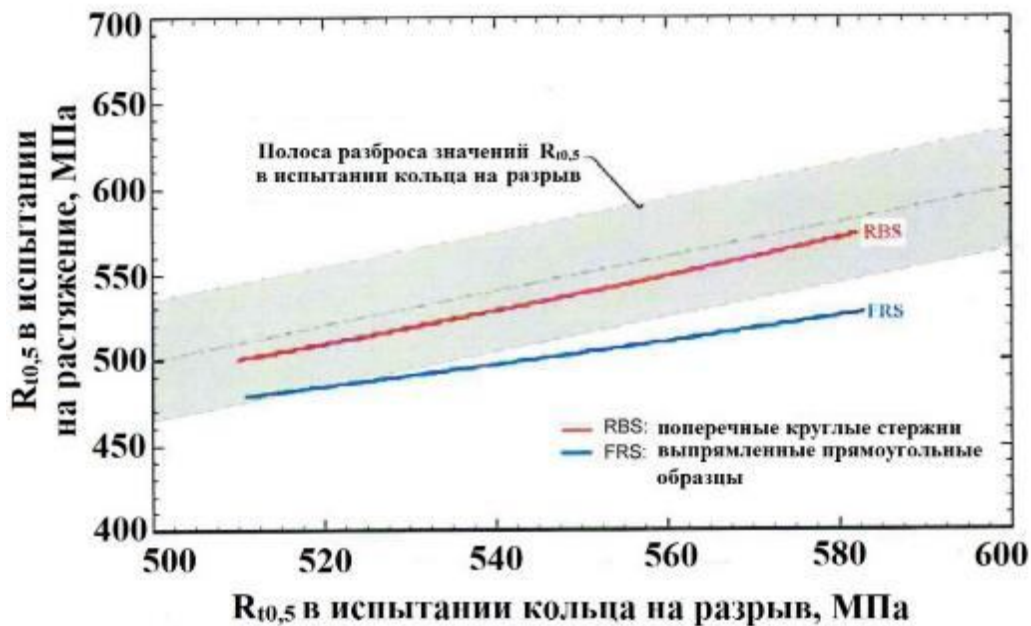


Рисунок 1.7 Сравнение значений предела текучести, определенного на цилиндрических и плоских полноразмерных образцах, со значениями, полученными при испытании кольца на разрыв [65]

растяжение, вносит дополнительную деформацию сжатием во внешних слоях и растяжением во внутренних слоях стенки трубы [65]. Проявление разупрочнения, связанного с эффектом Баушингера при испытании таких образцов, становится все более серьезным недостатком при работе с высокопрочными сталями. Кроме этого метода применяют еще два метода определения механических характеристик труб с использованием цилиндрических образцов и кольцевых образцов, подвергаемых раздаче внутренним давлением. Использование цилиндрических образцов, изготовленных из нераспрявленного металла, исключает проявление эффекта Баушингера, но не дает представительных результатов о свойствах полного сечения стенки трубы. Применение кольцевых образцов в большей степени отражает действительную прочность труб, но данный метод требует более сложного и нестандартного испытательного оборудования. Предел текучести, измеренный на цилиндрических образцах ближе по величине к действительному пределу текучести, измеренному при гидростатических испытаниях кольцевых образцов (рисунок 1.7). Безусловно, более достоверную информацию о свойствах труб дает их испытание на специальных стендах.

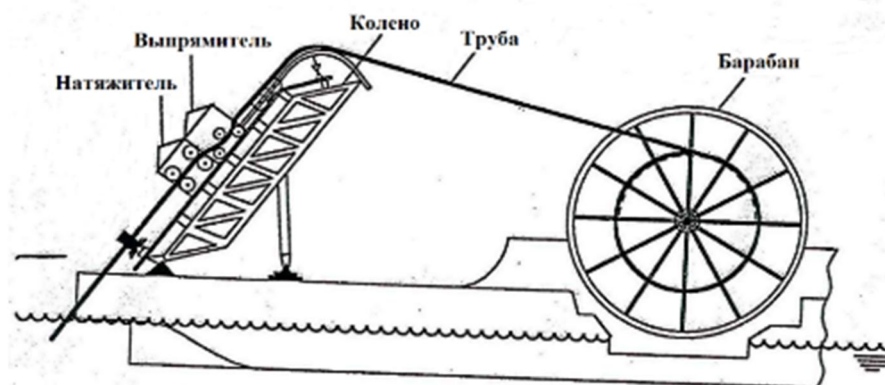


Рисунок 1.8 – Схема размотки трубопровода

Эффект Баушингера возникает и в бесшовных трубах при прокладке морских трубопроводов с использованием барабана, устанавливаемого на судне [67]. Трубопровод сваривается в стационарных условиях на берегу, что обеспечивает высокое качество сварочных работ и большую производительность. Далее его наматывают на барабан. Трубоукладочное судно транспортирует барабан с намотанным трубопроводом в нужный район. Затем производится размотка трубопровода и его укладка на дно (рисунок 1.8). При намотке на барабан в стенке трубы возникают растягивающие и сжимающие напряжения, изменяющие знак при размотке и укладке трубопровода. Эти напряжения вызывают пластические деформации, величина которых может достигать 1 – 5 % [67; 68]. При таком циклическом нагружении появляется эффект Баушингера. Его оценка для сталей, используемых для морских трубопроводов, предусматривается международным стандартом DNV-OS-F101. Этот стандарт также предполагает в некоторых случаях определять после циклического нагружения склонность стали к деформационному старению. Накопленная деформация вместе со старением может заметно уменьшить пластичность и вязкость материала труб.

Существует несколько подходов, объясняющих эффект Баушингера. Изначально эффект Баушингера связывали с присутствием внутренних макронапряжений. Например, они возникают при деформации в виду ее неоднородного распре-

деления по объему поликристаллического материала. При разгрузке часть напряжений сохраняется и при нагружении в обратном направлении складываются с внешними напряжениями, вызывая понижение предела текучести.

Затем появились дислокационные теории. В работе [61] рассмотрен следующий механизм, объясняющий снижение предела текучести при обратной деформации. При приложении нагрузки движению дислокаций в плоскости скольжения может препятствовать лес дислокаций, пересекающий плоскость скольжения. Предполагается, что при движении скользящая дислокация будет смещать часть дислокаций леса. В результате перед скользящей дислокацией увеличится плотность дислокаций леса, и она остановится (положение 1, рисунок 1.9). При деформировании в обратном направлении движущаяся назад дислокация на начальных стадиях движения будет встречать на своем пути меньше препятствий, что способствует снижению предела текучести. При дальнейшем приложении нагрузки скользящая дислокация вновь остановится, так как при своем движении она создаст перед собой высокую плотность дислокации леса (положение 2, рисунок 1.9).

Далее появилась дислокационная теория, основанная на взаимодействии дислокаций с различными препятствиями. Препятствиями могут быть другие дислокации, их плоские скопления, клубки, стенки ячеек, встречающиеся на пути движущихся дислокаций. Взаимодействие дислокаций, перемещающихся в

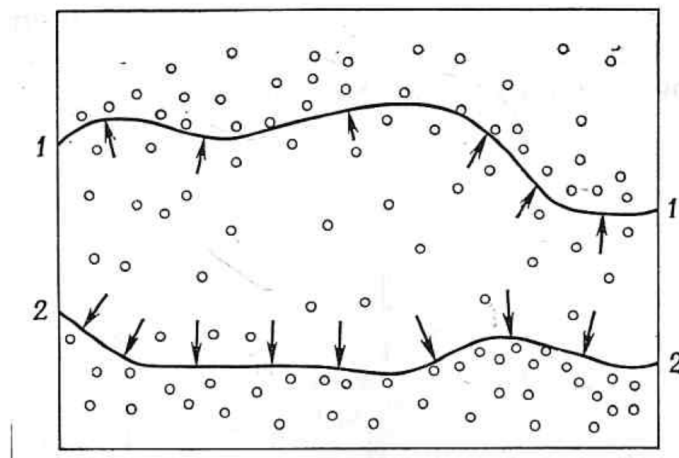


Рисунок 1.9 – Взаимодействие скользящей дислокации с дислокациями леса [61]

пересекающихся плоскостях скольжения, также может приводить к появлению препятствий. Взаимодействие движущихся дислокаций с препятствиями предотвращает их дальнейшее продвижение, что приводит к возникновению обратных напряжений в области скопления дислокаций. Определенный уровень этих напряжений сохраняется и после разгрузки. При снятии нагрузки дислокации не претерпевают значительных перемещений, дислокационная структура обладает достаточной механической стабильностью. В процессе деформации в противоположном направлении обратные напряжения будут способствовать движению дислокаций в обратном направлении, что приведет к снижению предела текучести (рисунок 1.10, а, б) [69]. При обратном нагружении не все дислокации, находящиеся около препятствий, способны к движению, а лишь их определенная часть (мобильные дислокации). Часть дислокаций оказывается закрепленной в результате взаимодействия с другими дислокациями.

Дислокационная структура, созданная после прямой деформации, может разрушаться при проведении обратной деформации в результате включения иных систем скольжения. В связи с этим сопротивление течению будет сначала невысоким, пока не установится новая дислокационная структура. В процессе нагружения в обратном направлении при небольших степенях деформации может наблюдаться возникновение структур с более низкой плотностью дислокаций (рисунок 1.11) [70]. Если при предварительной деформации сформировалась ячеистая структура, то стенки ячеек на начальной стадии обратной деформации могут разрушаться и распределение дислокаций становится более однородным. С увеличением степени обратной деформации плотность дислокаций повышается и произойдет восстановление ячеистой структуры [71].

Эффективными препятствиями для движущихся дислокаций служат выделившиеся частицы (рисунок 1.10, в, г). При скоплении дислокаций около точек взаимодействия дислокация-частица возникают обратные напряжения. Повышение количества частиц увеличивает количество точек взаимодействия и, следовательно, обратные напряжения. Однако не все частицы способны к закреплению

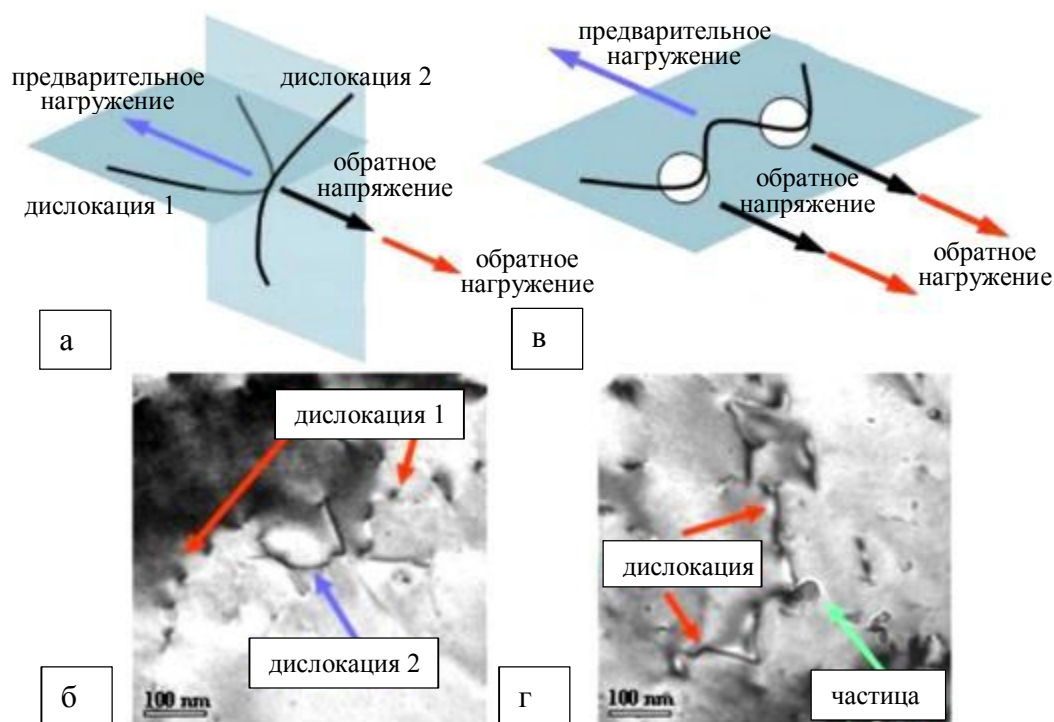


Рисунок 1.10 – Схемы взаимодействия дислокация – дислокация (а, б) и дислокация – частица (в, г) [69]



Рисунок 1.11 – Изменение плотности дислокаций во время растяжения и последующего сжатия стали 0,16% С+1,43% Мn+0,41% Si [70]

дислокаций. Способность частиц к закреплению дислокаций зависит от объемной доли, химического состава, размера частиц и распределения в матрице.

Дислокации могут преодолеть частицы, перерезая или огибая их. Когда частицы когерентны с матрицей, действует механизм перерезания. Способность частиц к перерезанию зависит от степени несоответствия решеток матрицы и частицы, объемной доли и размеров. В случае некогерентных с матрицей частиц действует механизм огибания (механизм Орована). Дислокация под приложенным

напряжением будет изгибаться между соседними частицами и оставит вокруг частиц дислокационные петли. Сопротивление движению дислокации в случае некогерентной частицы зависит от межчастичного расстояния.

Если при прямой деформации дислокации перерезают частицы, то при деформации в обратном направлении также будет действовать механизм перерезания. Поэтому замедление движения дислокаций частицами происходит не только при прямом, но и при обратном деформировании.

В случае реализации механизма огибания при деформации в обратном направлении на движение мобильных дислокаций должны оказывать влияние дислокационные петли, образовавшиеся при прямом деформировании. Авторы работы [72] провели моделирование взаимодействия при обратной деформации неперерезаемых частиц и мобильных дислокаций. Считалось, что в процессе обратной деформации дислокации перемещаются в тех же плоскостях, что и при прямой деформации. В этом случае у мобильной дислокации и петли одинаковые, но противоположно направленные вектора Бюргерса. Поэтому при взаимодействии дислокации с петлей будет происходить ее аннигиляция и дислокация пройдет частицу без «контакта» с ней (рисунок 1.12). Таким образом, снижается напряжение, необходимое для движения дислокации при обратном нагружении.

Эффект Баушингера также связан с размером зерна. На рисунке 1.13 представлена схема, показывающая влияние размера зерна на эффект Баушингера [73]. Дислокации двигаются в плоскости скольжения от дислокационных источников, в

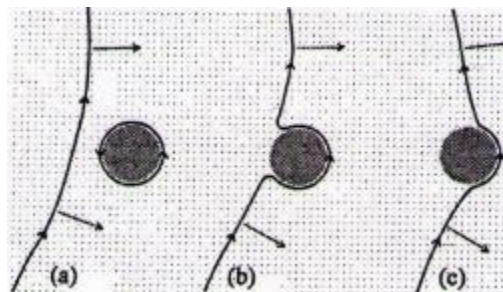


Рисунок 1.12 – Схема взаимодействия между частицей, около которой находится петля Орована, и дислокацией во время ее движения при обратной нагрузке [72]

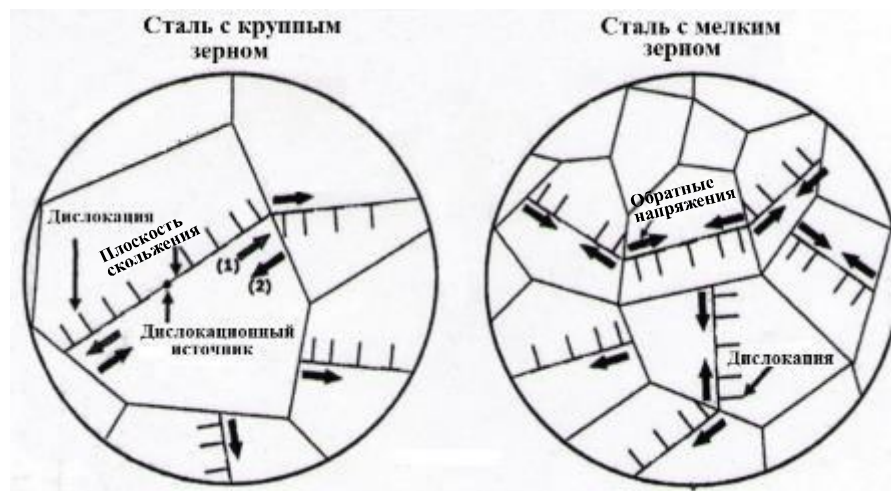


Рисунок 1.13 – Схема, показывающая влияние размера зерна на эффект Баушингера [73]

направлении стрелки 1 (рисунок 1.13) и скапливаются на границах зерен, в результате чего образуются обратные напряжения. Когда прилагают напряжения в обратном направлении, то скопившиеся дислокации легко двигаются в направлении стрелки 2, которое совпадает с направлением обратных напряжений. У сталей с мелким зерном протяженность границ больше по сравнению с крупнозернистой сталью, следовательно, и точек взаимодействия будет больше. Поэтому мелкозернистая сталь будет иметь большую склонность к проявлению эффекта Баушингера по сравнению с крупнозернистой. На эффект Баушингера должно оказывать присутствие в структуре границ субзерен и межфазных границ. Вдоль межфазной поверхности МА-составляющей и α -фазы активно образуются мобильные дислокации, что при последующем приложении нагрузки в обратном направлении приводит к понижению предела текучести и повышению эффекта Баушингера [73; 74; 75].

На эффект Баушингера оказывает влияние степень предварительной деформации. При небольших степенях предварительной деформации наблюдается значительный рост параметра напряжения $\beta\sigma$ [69; 76]. Это связано с увеличением плотности дислокаций, а, следовательно, точек взаимодействия дислокация-препятствие, что приводит к повышению эффекта Баушингера. Но с дальнейшим повышением степени деформации плотность мобильных дислокаций уменьшается

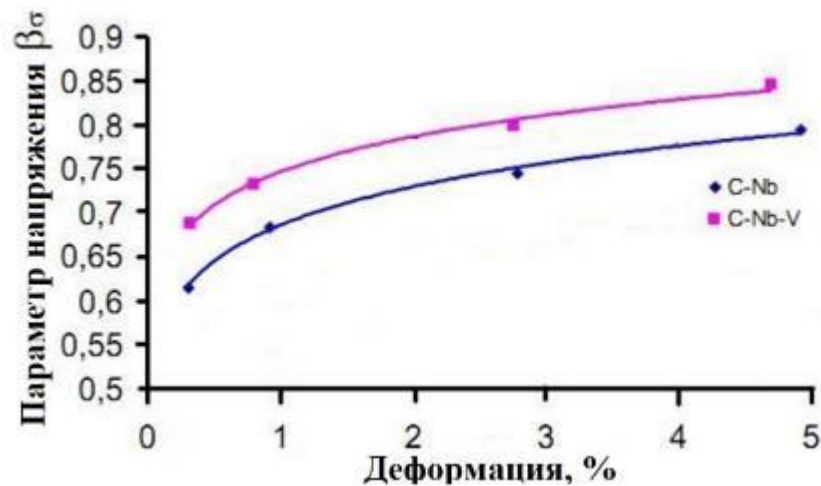


Рисунок 1.14 – Зависимость параметра напряжения $\beta\sigma$ от степени предварительной деформации для сталей, содержащих C-Nb и C-Nb-V [69]

из-за увеличения количества препятствий их движению. В связи с этим, с повышением степени предварительной деформации параметр напряжения растет лишь до определенного уровня (рисунок 1.14). В работе [74] даже наблюдалось уменьшение параметра напряжения $\beta\sigma$ при повышенных степенях деформации.

Эффект Баушингера зависит от температуры деформации. В условиях повышенной температуры нагружения при обратной деформации должно происходить понижение плотности дислокаций, что в свою очередь приводит к понижению эффекта Баушингера. В работе [77] проводилось исследование по влиянию температуры знакопеременной деформации на проявление эффекта Баушингера. Образцы из стали 06Г2МФ деформировали растяжением и затем сжатием с деформацией на 2% при температурах от 20 до 600 °С. Установлено, что с повышением температуры деформации параметр напряжения $\beta\sigma$ уменьшается.

С повышением содержания углерода в стали возрастает скорость деформационного упрочнения при обратной деформации и склонность к проявлению эффекта Баушингера. Аналогичным образом на эффект Баушингера действуют легирующие добавки [69; 78].

Достаточно подробно изучена склонность к проявлению эффекта Баушингера двухфазных ферритно-мартенситных сталей [61; 78]. Феррит и мартенсит

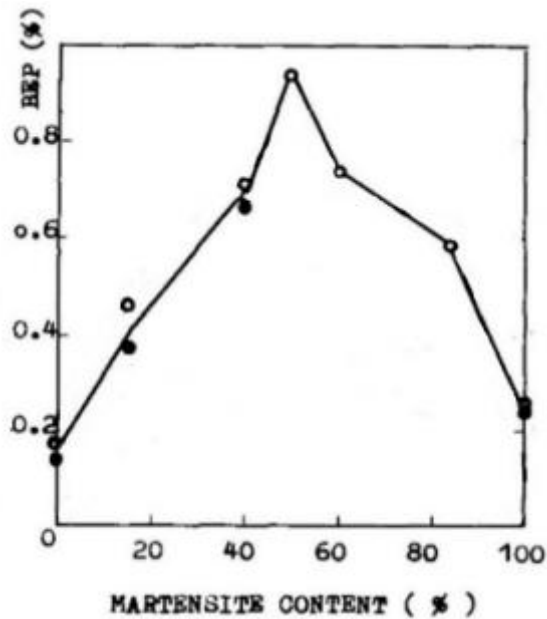


Рисунок 1.15 – Параметр Баушингера ВЕР двухфазных сталей в зависимости от содержания мартенсита при преддеформации $\epsilon_p=0,008$ [78]

имеют различную прочность, пластичность и объемный эффект расширения, что вызывает их разную деформируемость и различие в протекании в них процессов релаксации напряжений. Это приводит при прямом нагружении двухфазных сталей к появлению значительных остаточных напряжений, которые уменьшают нагрузку при обратной деформации. Имеется другое мнение, что образование мартенсита при проведении термической обработки вызывает упрочнение соседних ферритных зерен, за счет появления дислокаций в приграничных зонах. Высокая плотность мобильных дислокаций в зернах феррита и вызывает проявление эффекта Баушингера. В работе [78] приведены данные, свидетельствующие о том, что в двухфазных ферритно-мартенситных сталях наибольший эффект Баушингера наблюдается при содержании 50 % мартенсита (рисунок 1.15).

Анализ литературных данных показывает, что отсутствуют обстоятельные исследования закономерностей влияния типа структур низкоуглеродистых трубных сталей на их сопротивление деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера. Важно знать, на сколько эти закономерности различны для наиболее широко используемых в трубных сталях ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур. Не ясно, как в случае ферритно-бейнитной структуры

на склонность к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера влияет объемная доля бейнитной составляющей. Важно знать, как влияют условия обработки низкоуглеродистых сталей, а именно отпуск, температура нагрева и режим горячей деформации, на их склонность к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера. Представлялось целесообразным выяснить имеются ли различия в склонности к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера сталей, используемых для изготовления сварных и бесшовных труб. Исследованию этих вопросов посвящена настоящая работа.

Полученные данные предполагалось использовать для разработки химического состава стали и термической обработки бесшовных труб, предназначенных для обустройства морских трубопроводов с укладкой с барабана в соответствии с современными требованиями международного стандарта DNV- OS-F101-2013.

2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материал исследования

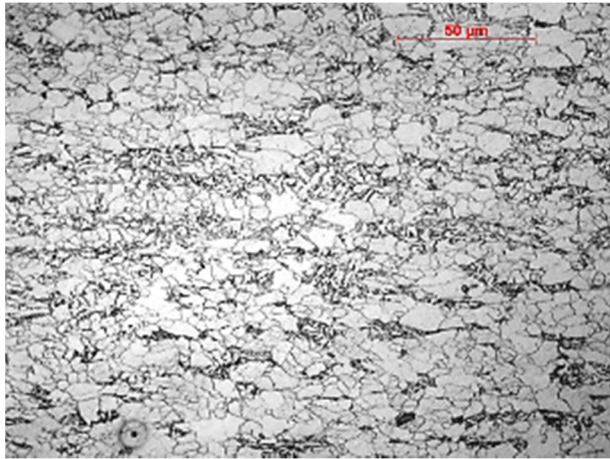
Все эксперименты проводились на сталях промышленной выплавки, используемых для изготовления сварных и бесшовных труб. Основная часть исследования выполнена на стали 06Г2ФБ. Исходным материалом служила прямошовная труба размером 1220×36 мм, изготовленная из листа, подвергнутого контролируемой прокатке. Металл в исходном состоянии имел ферритно-бейнитную структуру (рисунок 2.1, а).

Эксперименты также осуществлялись на стали 07Г2МФБ. В этом случае материалом послужила спиральношовная труба размером 1420×21,6 мм. Лист, из которого сваривали трубу, также был получен по технологии контролируемой прокатки. Микроструктура листа представляет собой ферритно-перлитную структуру (рисунок 2.1, б).

Кроме того, проводились исследования на стали 06Г2МБ с градиентной структурой по толщине стенки трубы. В качестве материала использовалась прямошовная труба размером 1220×28 мм. Лист был получен по технологии контролируемой прокатки. Микроструктура стали 06Г2МБ будет рассмотрена в главе 3.

Часть исследований выполнялась на сталях 07Г2МФБ*, 08Г2ФБ, 10Г2ФБ и 14ГМБ, использованных для изготовления бесшовных горячекатаных труб размерами 273,0×18,0 мм, 323,9×33,32 мм, 426,0×18,0 мм и 325,0×18,0 мм соответственно. Микроструктура исследуемых сталей, подвергнутых закалке и высокому отпуску, представляла собой сорбит отпуска (рисунок 2.1, в - е).

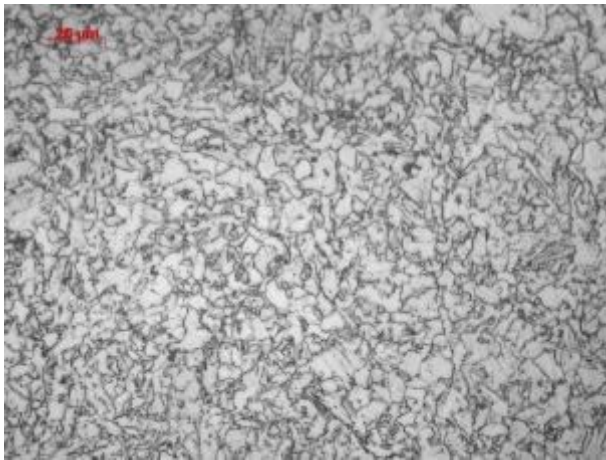
Химический состав исследованных сталей приведен в таблицах 2.1 и 2.2. В этих же таблицах указаны углеродные эквиваленты сталей, рассчитанные в соответствии с API Specification 5L. Все исследованные стали характеризуются высокой чистотой по неметаллическим включениям. Загрязненность по оксидам, сульфидам и силикатам не превышает 0,5 балла по ГОСТ 1778-70.



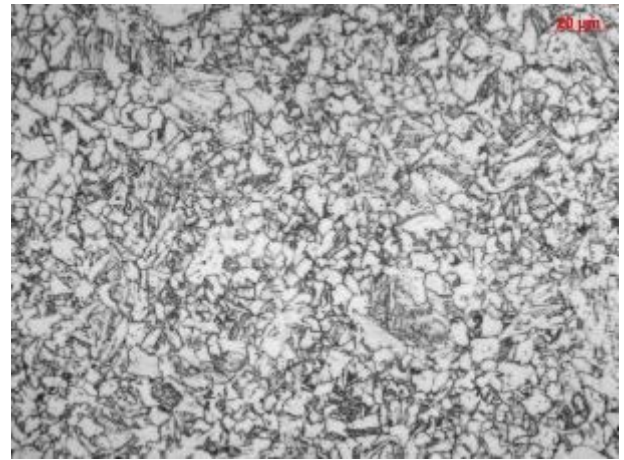
а



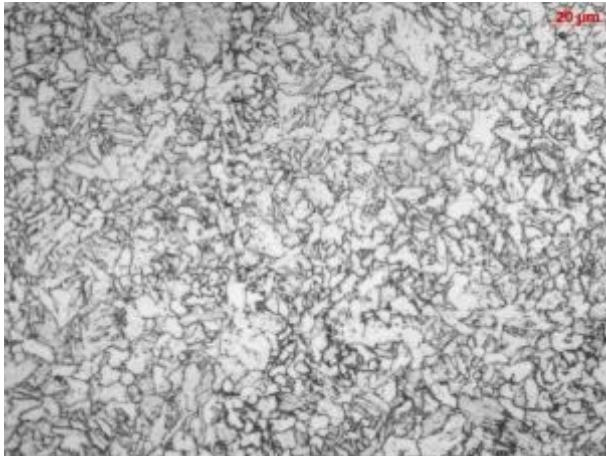
б



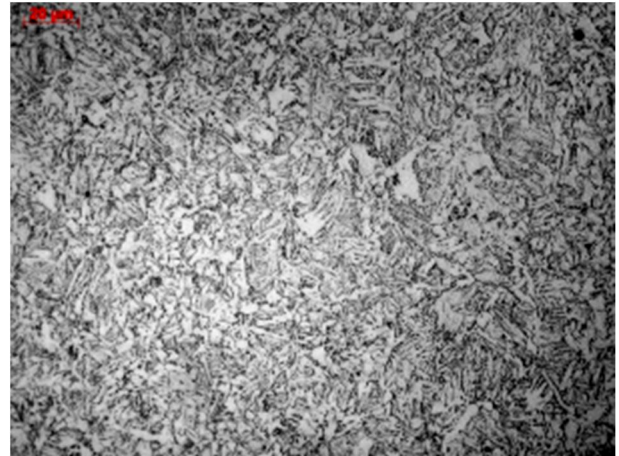
в



г



д



е

Рисунок 2.1 – Типичная микроструктура металла сварных (а, б) и бесшовных труб (в – е): а – сталь 06Г2ФБ; б – сталь 07Г2МФБ; в – сталь 07Г2МФБ*; г – сталь 08Г2ФБ; д – сталь 10ГФБ; е – сталь 14ГМБ

Таблица 2.1 – Химический состав сталей (масс %) сварных труб

Марка стали	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Mo	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	N	CE _{PCM}	CE _{ITW}
06Г2ФБ	0,06	1,65	0,11	0,001	0,010	0,020	0,016	0,01	0,04	0,11	0,27	0,03	0,015	0,0044	0,17	0,37
07Г2МФБ	0,07	1,58	0,18	0,003	0,007	0,070	0,050	0,23	0,04	0,02	0,01	0,04	0,013	0,0050	0,18	0,40
06Г2МБ	0,06	1,65	0,16	0,001	0,006	0,005	0,017	0,19	0,03	0,17	0,19	0,02	0,010	0,0056	0,18	0,41

Таблица 2.2 – Химический состав сталей (масс %) бесшовных труб

Марка стали	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Mo	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	N	CE _{PCM}	CE _{ITW}
07Г2МФБ*	0,07	1,53	0,27	0,002	0,012	0,070	0,040	0,12	0,11	0,10	0,19	0,03	0,001	0,0060	0,19	0,40
08Г2ФБ	0,08	1,54	0,29	0,004	0,009	0,050	0,039	0,02	0,11	0,12	0,21	0,02	0,001	0,0044	0,19	0,39
10Г2ФБ	0,11	1,31	0,59	0,004	0,007	0,070	0,043	0,01	0,08	0,08	0,14	0,04	0,003	0,0070	0,22	0,37
14ГМБ	0,14	0,90	0,28	0,004	0,008	-	0,040	0,25	0,15	0,19	0,17	0,02	0,001	0,0070	0,23	0,39

Таблица 2.3 – Критические точки A_{c1} и A_{c3} , и точки B_H и M_H исследуемых сталей

Марка стали	A_{c1} , °C	A_{c3} , °C	B_H , °C	M_H , °C
Сварные трубы				
06Г2ФБ	707/725	866/858	658/ -	461/ -
07Г2МФБ	713/ -	879/ -	646/ -	459/ -
06Г2МБ	707/-	870/-	639/ -	458/ -
Бесшовные трубы				
07Г2МФБ*	718/ -	849/ -	706/ -	458/ -
08Г2ФБ	713/725	870/870	656/ -	455/450
10Г2ФБ	725/ 730	875/ 885	673/ -	450/445
14ГМБ	719/ -	852/ -	673/ -	445/ -
Примечание: В числителе указаны критические точки определенные расчетным путем, а в знаменателе – результаты дилатометрического анализа				

Для исследованных сталей определялись критические точки A_{c1} и A_{c3} , а также точки начала бейнитного B_H и мартенситного M_H превращений дилатометрическим и расчетным путем. Для расчета точек A_{c1} и A_{c3} использовались следующие формулы [79]:

$$A_{c1} = 723 - 10,7 \cdot Mn + 29,1 \cdot Si - 16,9 \cdot Cr + 6,38 \cdot W + 290 \cdot As, \quad (2.1)$$

$$A_{c3} = 910 - 203 \cdot \sqrt{C} + 44,7 \cdot Si - 15,2 \cdot Ni + 31,5 \cdot Mo + 13,1 \cdot W + 104 \cdot V. \quad (2.2)$$

Точки начала бейнитного B_H и мартенситного M_H превращений рассчитывали по формулам [79; 80]:

$$B_H = 830 - 270 \cdot C - 90 \cdot Mn - 37 \cdot Ni - 70 \cdot Cr - 83 \cdot Mo, \quad (2.3)$$

$$M_H = 539 - 423 \cdot C - 30,4 \cdot Mn - 17,7 \cdot Ni - 12,1 \cdot Cr - 7,5 \cdot Mo. \quad (2.4)$$

Расчетные и экспериментальные данные критических точек A_{c1} и A_{c3} , а также точек B_H и M_H приведены в таблице 2.3.

Из сварных труб вырезались темплеты размером 250×250 мм на расстоянии 300 мм от сварного шва. Их разрезали на заготовки различного сечения (сечением 12,5×12,5 мм, 12,5×22,0 мм и 12,5×18,0 мм), причем их ось совпадала с направлением прокатки листа. Как и в случае сварных труб из бесшовных труб вырезались заготовки сечением 12,5×12,5 мм вдоль направления прокатки.

Из центра заготовок изготавливали образцы для структурных и физических методов исследования, а также механических испытаний. При изготовлении образцов для ударных испытаний и определения параметра вязкости разрушения СТОД надрез наносился перпендикулярно к плоскости поверхности листа.

2.2 Проведение обработки исследованных сталей

При проведении лабораторных экспериментов заготовки нагревали в камерных электрических печах. Горячую пластическую деформацию со скоростью 1 с^{-1} осуществляли на лабораторном прокатном стане, валки которого имели гладкую бочку диаметром 180 мм. При прокатке, проводимой в интервале $760\text{--}1050 \text{ }^\circ\text{C}$, температура центральных слоев заготовок во время их переноса от печи к стану и последующей деформации изменялась не более, чем на $10\text{--}15 \text{ }^\circ\text{C}$. Данный стан использовался и для холодной пластической деформации. Для осуществления холодной деформации сжатием применялся вертикальный пресс ПСУ-500.

В ряде экспериментов прокатка при комнатной температуре осуществлялась с небольшими обжатиями $5\text{--}10\%$. Представлялось важным выяснить, насколько равномерно распределяется пластическая деформация по сечению образцов. В связи с этим, было проведено измерение микротвердости на заготовках сечением $12,5 \times 12,5 \text{ мм}$ после механической шлифовки и электрополировки в исходном состоянии и после деформационного старения. Измерение микротвердости проводили при нагрузке 300 г с выдержкой 5 с на микротвердомере FM – 800 с функцией автоматического измерения твердости образцов. Установлено, что существенного различия микротвердости в центральных и поверхностных слоях образцов не наблюдается (рисунок 2.2).

При осуществлении экспериментов заготовки после аустенитизации охлаждали в разных средах: в воде, в масле и на воздухе. Кроме того, для охлаждения использовалось водо-воздушное спрейерное устройство. Для определения

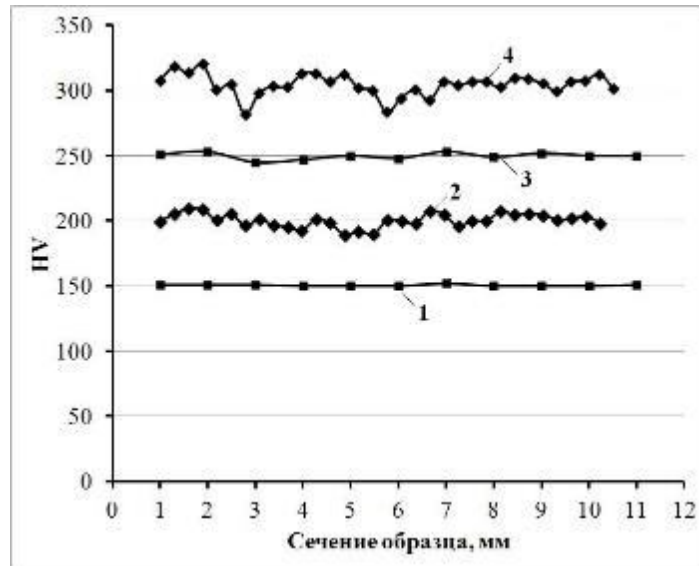


Рисунок 2.2 – Распределение микротвердости по сечению заготовок стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (1, 2) и ферритно-бейнитной структурой (3, 4): 1, 2 – исходное состояние; 3, 4 – прокатка 5% и нагрев на 250 °С 1 ч

скоростей охлаждения в центральных слоях заготовок в температурном интервале фазовых превращений (800 – 300 °С) проводился специальный эксперимент. В просверленное отверстие заготовок на глубину 60 мм помещалась хромель-алюмелевая термопара с диаметром электродов 0,1 мм. Запись измерения температуры при охлаждении осуществлялась при помощи аналого-цифрового преобразователя (АЦП) I-7017F. Используемые охлаждающие среды позволили варьировать скорость охлаждения в диапазоне 0,9 – 35 град/с и получать набор разнообразных структур. На рисунке 2.3 приведена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 05Г2ФБ¹, которая имела химический состав близкий к исследуемой стали 06Г2ФБ. Из этой диаграммы видно, что при небольших скоростях охлаждения ~ до 5,4 град/с преобладает диффузионный распад переохлажденного аустенита и формируется в основном ферритно-перлитная структура. При более высоких скоростях охлаждения появляется бейнитная составляющая, которая при скоростях охлаждения 14 – 47 град/с становится преобладающей.

¹ Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 05Г2ФБ построена dilatометрическим методом д-ром. техн. наук Л.Г. Журавлевым.

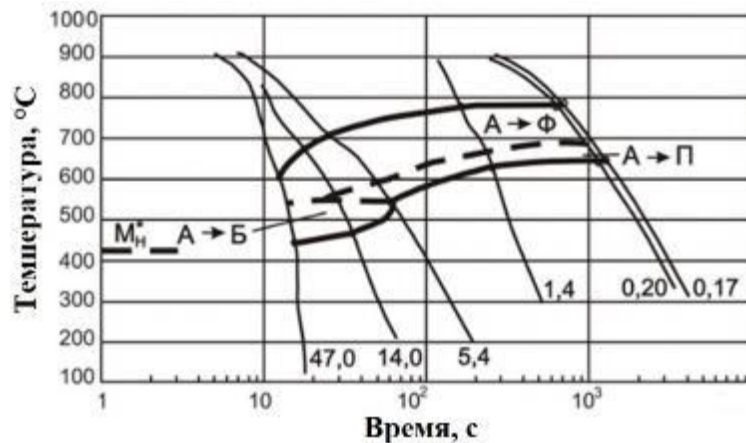


Рисунок 2.3 – Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 05Г2ФБ. Температура аустенитизации 1000 °С. У кривых указана средняя скорость охлаждения в интервале 800 – 300 °С.

Точка M_n^* получена расчетным путем

Следует отметить, что даже при максимально исследованной скорости охлаждения 47 град/с образование мартенсита в стали 05Г2ФБ не обнаружено, что согласуется с данными работы [81].

Низкотемпературный нагрев заготовок при проведении экспериментов по деформационному старению проводили в соляной ванне. Нагрев заготовок контролировался хромель-алюмелевой термопарой, рабочий спай которой располагался рядом с нагреваемыми заготовками. Температура при выдержке колебалась не более ± 3 °С.

2.3 Методы исследования

2.3.1 Исследование структуры

Структуру сталей изучали на оптическом микроскопе Axiovert 40MAT и электронных сканирующих микроскопах JEOL JSM-6460 LV и JSM-6490. Количество основных структурных составляющих определяли с помощью анализатора изображения IA-Structure. Шлифы изготавливали механической полировкой и подвергали химическому травлению в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты.

Травление на исходное аустенитное зерно осуществляли в пересыщенном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением ингибиторов при температуре 60 – 70 °С. Размер зерна определялся методом секущих по ГОСТ 5639-82 с использованием программного обеспечения IA-Structure. Для выявления МА-составляющей шлифы подвергали травлению в растворе Le Pera [82].

При исследовании микроструктуры на электронном сканирующем микроскопе JEOL JSM-6460 LV с приставкой Crystal использовался метод EBSD-сканирования, основанный на анализе картин дифракции обратно рассеянных электронов. Условия EBSD-сканирования: ускоряющее напряжение 20 kV, сетка сканирования – квадратная, площадка сканирования 11616 мкм², шаг сканирования 1 мкм, общее число точек сканирования – 49152. Для исследования изготавливались образцы размером 10×10×2 мм, которые подвергали многократной механической шлифовке и полировке, а также электролитической полировке. Электролитическая полировка проводилась в растворе: 860 мл – Н₃РO₄, 100 г – ангидрид хрома и 50 мл Н₂SO₄ при анодной плотности тока 50 а/дм² [83].

Автоматический анализ картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) воспроизводит пространственное распределение ориентировок кристаллов на исследуемой поверхности шлифа [84]. Под фрагментом структуры (зерном, субзерном и т.д.) понимается совокупность смежных точек сканирования, окруженная внешней границей с определенным углом разориентировки. В нашем случае при использованной программе минимальный угол равнялся 2°. При EBSD анализе обычно малоугловыми считаются границы с углами разориентировки до 15°, а границы с углами более 15°-большеугловыми [84; 85; 86].

Изучение тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2000EX. Для этого вырезались тонкие пластинки на электроискровом станке, которые затем утонялись электролитическим способом.

В настоящее время нет четкой классификации структур низкоуглеродистых трубных сталей. В диссертационной работе при анализе структур использовали термины, приведенные в работе [87].

2.3.2 Физические методы исследования

При исследовании изменений структуры при нагреве использовался дифференциальный термический анализ. Он проводился на приборе синхронного термического анализа «Netzsch STA 409 Luxx»; сбор и обработка данных осуществлялась с помощью программы «Netzsch Proteus Thermal Analysis». Для предотвращения активного окисления образцов термические циклы осуществляли в атмосфере аргона. Нагрев образцов в рабочей камере производился со скоростью 1 град/с.

После некоторых режимов обработки определяли коэрцитивную силу методом сдвигания (сбрасывания) Для этого применялась экспериментальная установка, описанная в работе [88]. При этом использовались образцы размером 4×4×60 мм.

2.3.3 Рентгеноструктурные исследования

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре «Rigaku» в отфильтрованном медном излучении и на аппарате ДРОН 4-07, снабженным аппаратно-программным комплексом для автоматического управления дифрактометром и регистрацией результатов измерений, в железном излучении. В дискретном режиме снимали интерференционные линии 110, 211 и 220 и определяли их физическое уширение β . Предварительно образцы подвергались электрополировке. В качестве эталона использовали отожженный образец армко-железа. По полученным данным методами аппроксимации и Холла рассчитывали величину микроискажений кристаллической решетки [89]. Определение областей когерентного рассеяния представлялось некорректным, так как для исследуемых структур отношение β_{220}/β_{110} оказалось больше критического значения 3,8. Следовательно, физическое уширение интерференционных линий обусловлено в основном микроискажениями кристаллической решетки. Ранее к аналогичному выводу пришли авторы работы [90], исследуя тонкую структуру низкоуглеродистой стали, подвергнутой нормализации и закалке.

О количестве остаточного аустенита судили по соотношению интенсивностей интерференционных линий $110_{\alpha} \text{ Fe}_{\alpha}$ и $111_{\alpha} \text{ Fe}_{\gamma}$. Для расчета использовалась формула [91]:

$$A = \frac{100}{1 + 1,47 \cdot \frac{I_{\alpha}}{I_{\gamma}}} \% \quad (2.5)$$

где I_{α} и I_{γ} – интенсивности линий $(110)_{\alpha}$ и $(111)_{\alpha}$ соответственно. Используемая аппаратура позволяла фиксировать минимальное количество остаточного аустенита 0,5 %. При этом абсолютная ошибка в определении этой структурной составляющей составила $\pm 0,5$ %.

По физическому уширению линии (220) α -фазы определяли плотность дислокаций по формуле [89]:

$$\rho = \frac{4}{5} \frac{ctg^2 \theta}{b_0^2} \beta^2 \quad (2.6)$$

где b_0 – вектор Бюргерса;

β – физическое уширение интерференционной линии 220;

θ – угол Вульфа-Брегга.

Прецизионные измерения параметра кристаллической решетки проводили по линии 220. Точность расчетов параметров кристаллической решетки составила $\pm 0,0004 \text{ \AA}$.

2.4 Механические испытания

Механические испытания на статическое растяжение проводили при комнатной температуре в соответствии с ГОСТ 1497-84 на машине MTS Insight 100 со скоростью 10^{-3} с^{-1} на пятикратных цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 6 мм. Для каждого варианта испытывали по три – пять образцов; полученные данные усредняли. В данной работе определяли, как условный предел текучести с допуском на величину пластической деформации 0,2 % ($\sigma_{0,2}$), так и физический предел текучести (σ_T). Ввиду того, что в некоторых ТУ требуется определить условный предел текучести с допуском на величину полной деформации 0,5%, то дополнительно определяли $R_{t0,5}$. Физический предел текучести оценивали по напряжению,

которое соответствует площадке текучести. Дополнительно определяли длину площадки текучести $L_{пт}$. Если на кривой растяжения кроме площадки текучести присутствовал зуб текучести, то определяли его величину (высоту) $\Delta\sigma^B$. Погрешность измерения составляла для предела текучести ± 10 МПа, предела прочности ± 5 МПа, относительного удлинения $\pm 0,3$ %, относительного сужения $\pm 2,5$ %.

Для анализа деформационного упрочнения исследуемых сталей использовалось уравнение Холломоны: $S = k\varepsilon^n$, где S и ε — истинные напряжения и деформация соответственно; n — показатель деформационного упрочнения [52]. Диаграммы растяжения на стадии равномерного удлинения переставляли в логарифмических координатах без учета участка вблизи предела прочности и определяли показатель деформационного упрочнения n . В случае присутствия на диаграмме площадки текучести n определяли при напряжениях за этой площадкой.

Измерение твердости сталей по методу Виккерса при нагрузке 10 кгс (ГОСТ 2999-75) проводили на твердомере ИТ 5010 на образцах после механической шлифовки и полировки. Кроме того, измеряли микротвердость различных структурных составляющих при нагрузке 10 г в соответствии с ГОСТ 9450-76. Для определения микротвердости использовались образцы, подвергнутые механической шлифовке и электрополировке для снятия поверхностного наклепанного слоя. Твердость структурных составляющих оценивали на микротвердомере FM-800, снабженного программным обеспечением Thixomet Pro, по 30 измерениям и подсчета среднего значения.

Для оценки статической трещиностойкости сталей использовали параметр вязкости разрушения CTOD — «относительное смещение поверхностной трещины (в мм) перпендикулярно исходной плоскости трещины, в вершине предварительно нанесенной усталостной трещины». В настоящей работе определяли сопротивление разрушению в начале распространения трещины, не скорректированное на ее стабильное распространение, зависящее от размеров образца. Испытания проводили на машине MTS Insight 100 по схеме трехточечного изгиба в соответствии со стандартом BS 7448 (часть 1). Скорость нагружения составляла 2 мм/мин, температура испытания — минус 20 °С. Использовали плоские прямоугольные образцы

размерами $10 \times 20 \times 100$ мм с предварительно нанесенной усталостной трещиной длиной ~ 2 мм. Усталостную трещину наносили при комнатной температуре на машине SHIMADZU Servopulser при переменном нагружении с конечной нагрузкой 5000 Н, частотой 10 Гц. При испытаниях записывали диаграммы «усилие-смещение, вызывающее раскрытие трещины».

Ударную вязкость определяли на маятниковом копре МК 30 на образцах $10 \times 10 \times 55$ мм с U и V – образными надрезами (ГОСТ 9454-78). U – образный надрез считается наиболее оптимальным при изучении склонности стали к деформационному старению [29]. По результатам динамических испытаний в широком интервале температур оценивали температуру вязко-хрупкого перехода T_{50} , соответствующую наличию в изломе 50 % вязкой волокнистой составляющей (ГОСТ 4543-71). При каждой температуре испытывали по четыре-пять образцов; полученные данные усреднялись. Для объективной оценки сопротивления хрупкому разрушению использовали образцы на ударный изгиб с V-надрезом и наведенной усталостной трещиной глубиной 1 мм. При испытании таких образцов работа удара (КСТ) в основном расходуется на распространение уже готовой трещины. Кроме того, применяли образцы с усталостной трещиной и с дополнительными боковыми надрезами. Согласно работе [92] дополнительные боковые надрезы используются для подавления развития пластических деформаций на боковых поверхностях образцов. Часть образцов с острым надрезом испытывали на копре INSTRON CEAST 9350 с записью диаграмм нагрузка – смещение, которая использовалась для расчета работы зарождения (KCV_3) и распространения трещины (KCV_p). Характер разрушения образцов при различных видах нагружения анализировали на электронном растровом микроскопе JEOL JSM 6490.

Для определения склонности стали 06Г2ФБ к водородному охрупчиванию использовали цилиндрические пятикратные образцы на растяжение диаметром рабочей части 6 мм. Их подвергали наводороживанию в течении 96 часов в растворе 5-ти % хлорида натрия и 0,5-ти % кристаллической уксусной кислоты, растворен-

ных в дистиллированной воде, насыщенном H_2S . По отношению величины уменьшения относительного сужения в результате наводораживания к исходному значению ($\Delta\psi/\psi$) судили об интенсивности охрупчивания [93; 94].

2.5 Оценка склонности к деформационному старению

Анализ литературных данных [25; 28; 31; 58; 59] показывает, что при исследовании деформационного старения пластическая деформация низкоуглеродистых сталей может осуществляться растяжением, прокаткой и сжатием. В настоящей работе были использованы все вышеуказанные методы. Часть экспериментов включала холодную пластическую деформацию растяжением цилиндрических образцов с последующим низкотемпературным нагревом (рисунок 2.4). В экспериментах испытывали пятикратные цилиндрические образцы диаметром рабочей части 6 мм. На машине MTS Insight 100 их подвергали предварительной деформации растяжением на 1 – 4 % со скоростью 10^{-3} с^{-1} . Если при растяжении возникала площадка текучести, то деформацию с указанной степенью проводили за этой площадкой. Далее разрывные образцы подвергали одночасовому нагреву на 250 °С (ГОСТ 7268-82). О склонности к деформационному старению судили по приросту предела текучести и прочности:

$$\Delta\sigma = \sigma_T^{CT} - \sigma_d, \quad (2.7)$$

$$\Delta\sigma_T = \sigma_T^{CT} - \sigma_T, \quad (2.8)$$

$$\Delta\sigma_B = \sigma_B^{CT} - \sigma_B, \quad (2.9)$$

где σ_T^{CT} – предел текучести после старения; σ_d – напряжение, соответствующее предварительной деформации; σ_T – предел текучести в исходном состоянии; σ_B и σ_B^{CT} – предел прочности в исходном и состаренном состояниях соответственно. Кроме того, развитие деформационного старения оценивали по изменению характеристик пластичности.

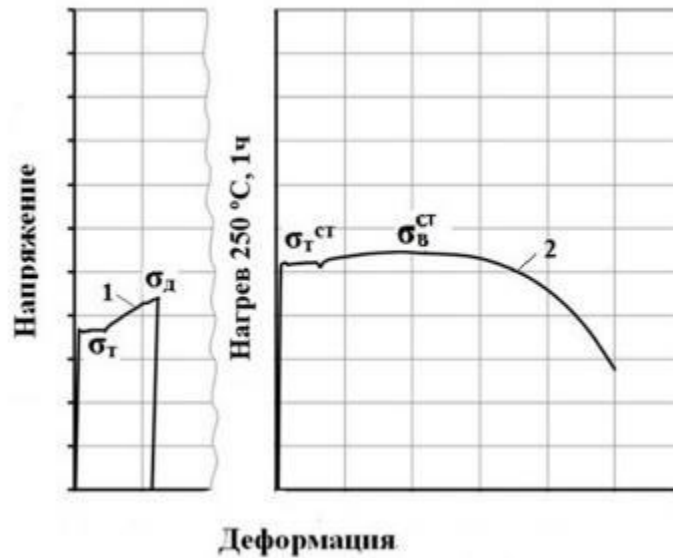


Рисунок 2.4 – Схема определения склонности к деформационному старению:
1 – предварительное растяжение; 2 – растяжение состаренных образцов

При другом методе оценки склонности к деформационному старению деформацию заготовок сечением $12,5 \times 12,5$ мм проводили прокаткой с обжатием 5 – 10 %. Кроме того, учитывая ГОСТ 7268-82, часть заготовок деформировали сжатием на 7 %. Далее проводили нагрев деформированных заготовок на 250 °С в течение 1 часа.

О развитии деформационного старения в металле судили как по изменению свойств, определенных при испытаниях на растяжение, так и по результатам динамических испытаний, по которым оценивали смещение температуры вязко-хрупкого перехода ΔT_{50} и показатель склонности к деформационному старению C , равный отношению величины изменения ударной вязкости при старении к исходной ударной вязкости, выраженного в процентах (ГОСТ 7268-82):

$$C = \frac{KCU - KCU^{ст}}{KCU} \cdot 100, \% \quad (2.10)$$

где KCU – значение ударной вязкости в исходном состоянии; $KCU^{ст}$ – значение ударной вязкости после старения.

Оценка изменения трещиностойкости при статическом нагружении после деформационного старения осуществлялась по величине критического раскрытия трещины СТOD.

Во всех экспериментах холодная пластическая деформация заготовок проводилась не позднее 24 часа после термической или термомеханической обработок. Время между холодной пластической деформацией и охрупчивающим нагревом не превышало 1 часа.

2.6 Оценка склонности к проявлению эффекта Баушингера

При исследовании эффекта Баушингера знакопеременная деформация осуществлялась в условиях одноосного растяжения и сжатия. Для осуществления такого деформирования применялся физический симулятор Gleeble 3800². При этом использовали цилиндрические образцы с длиной рабочей части 12 мм и диаметром 6 мм. При таких размерах рабочей части образцов исключался их изгиб при сжатии. Учитывая литературные данные [68], а также современные требования компаний и международного стандарта DNV-OS-F101 в основных экспериментах осуществляли циклическую деформацию со степенью 3 %. Деформацию образцов при растяжении и сжатии со скоростью 0,01 с⁻¹ контролировали контактным dilatометром. Остаточная деформация при знакопеременном нагружении отсутствовала.

Для оценки склонности стали к деформационному старению образцы после циклической деформации подвергали нагреву на 250 °С в течение 1 часа. Схема испытаний, включающая оценку склонности стали к деформационному старению, а также циклирование состаренных образцов приведена на рисунке 2.5. При этом использовали следующие обозначения:

σ_0 – начальный предел текучести (физический или условный), МПа;

σ_P – наибольшее напряжение, достигаемое при предварительной деформации, МПа;

σ_T – предел текучести при обратной деформации, МПа;

σ_R – наибольшее напряжение, достигаемое при обратной деформации, МПа;

² Эксперименты на физическом симуляторе Gleeble 3800 проводилось совместно с А.М. Ахмедьяновым

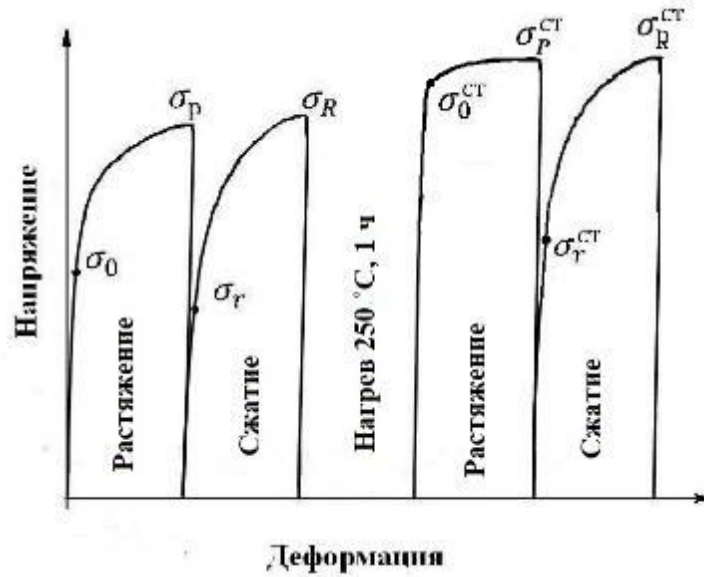


Рисунок 2.5 – Схема обработки, использованная при исследовании эффекта Баушингера в состаренном состоянии

σ_0^{CT} – предел текучести (физический или условный) в состаренном состоянии после знакопеременной деформации, МПа;

σ_R^{CT} – наибольшее напряжение, достигаемое при деформации растяжением после знакопеременной деформации и охрупчивающего нагрева (при прямой деформации в состаренном состоянии), МПа;

σ_r^{CT} – предел текучести при обратной деформации (в состаренном состоянии, МПа;

σ_R^{CT} – наибольшее напряжение, достигаемое при деформации в обратном направлении в состаренном состоянии, МПа.

Для оценки склонности стали к эффекту Баушингера использовали показатели β_σ , β_ε и β_E (см. раздел 1.3). О склонности к деформационному старению после знакопеременной деформации судили по величине:

$$\Delta\sigma_R^{\text{CT}} = \sigma_0^{\text{CT}} - \sigma_R, \quad (2.11)$$

$$\Delta\sigma_0^{\text{CT}} = \sigma_0^{\text{CT}} - \sigma_0. \quad (2.12)$$

3 ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СКЛОННОСТЬ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ СВАРНЫХ ТРУБ

В данной главе рассмотрены закономерности деформационного старения низкоуглеродистых трубных сталей широко используемых при производстве сварных труб. Основные эксперименты были выполнены на стали 06Г2ФБ, которая подвергалась различным режимам аустенитизации, горячей деформации и охлаждению [95–98]. В работах [17–20; 99; 100] для улучшения свойств низкоуглеродистых трубных сталей, используемых для производства сварных труб, предложено проведение высокого отпуска. В связи с этим, оценивалась и склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ в высокоотпущенном состоянии.

В большинстве экспериментов аустенитизация стали 06Г2ФБ осуществлялась при 1000 °С, что позволяло получить относительно мелкое аустенитное зерно. Выбранный режим аустенитизации ослаблял проявление текстуры и затруднял расслоение изломов при статическом и динамическом нагружении. Кроме того, предполагалось, что невысокая температура аустенитизации позволит при последующем охлаждении уменьшить интенсивность развития процессов выделения карбидов в аустенитном состоянии и их влияние на свойства стали.

Наиболее подробно исследованы закономерности деформационного старения стали 06Г2ФБ при наличии ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур. Учитывая термокинетическую диаграмму распада переохлажденного аустенита, приведенную на рисунке 2.3, для формирования ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур после аустенитизации были использованы скорости охлаждения 1 и 35 град/с соответственно.

С целью выяснения влияния легирования на развитие деформационного старения часть экспериментов проводилась на сталях 07Г2МФБ и 06Г2МБ. Сталь 06Г2МБ характеризовалась присутствием градиентной структуры по толщине стенки трубы, сформированной в промышленных условиях.

3.1 Анализ ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур стали 06Г2ФБ

Рассмотрим особенности ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур стали 06Г2ФБ после аустенитизации при 1000 °С. Нагрев заготовок сечением 12,5×12,5 мм на 1000 °С привел к формированию аустенитного зерна средним размером 30 мкм. Распределение аустенитного зерна по размерам представлено на рисунке 3.1. Для исследования влияния высокотемпературного отпуска на свойства ферритно-бейнитной структуры часть заготовок после аустенитизации при 1000 °С и охлаждения со скоростью 35 град/с подвергали одночасовому отпуску при 600 и 660 °С.

Основной структурной составляющей ферритно-перлитной структуры, формирующейся после охлаждения со скоростью 1 град/с, является полигональный феррит (90 %), средний размер зерен D_{cp} которого составляет 8 мкм (рисунок 3.2)³. Распределение ферритного зерна по размерам представлено на рисунке 3.2, д. Другой структурной составляющей является вырожденный перлит, объемная доля которого не превышает 5 %. Он присутствует в структуре в виде небольших участков.

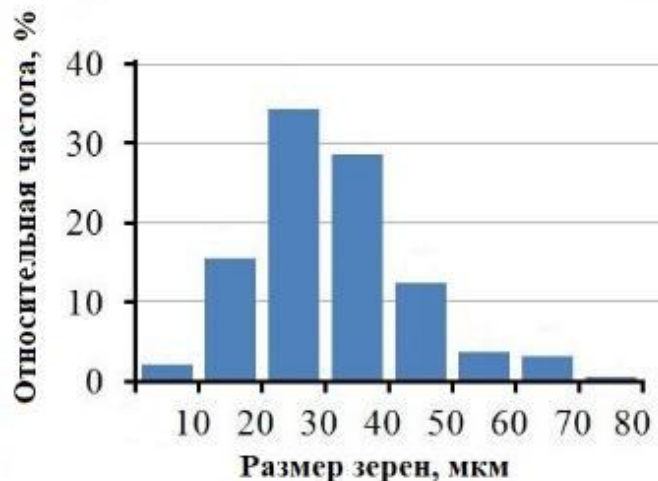


Рисунок 3.1 – Распределение аустенитного зерна по размерам в стали 06Г2ФБ при нагреве на 1000 °С

³ Некоторые ферритные зерна имеют неправильную форму и «рваные» границы, что является признаком квазиполигонального феррита.

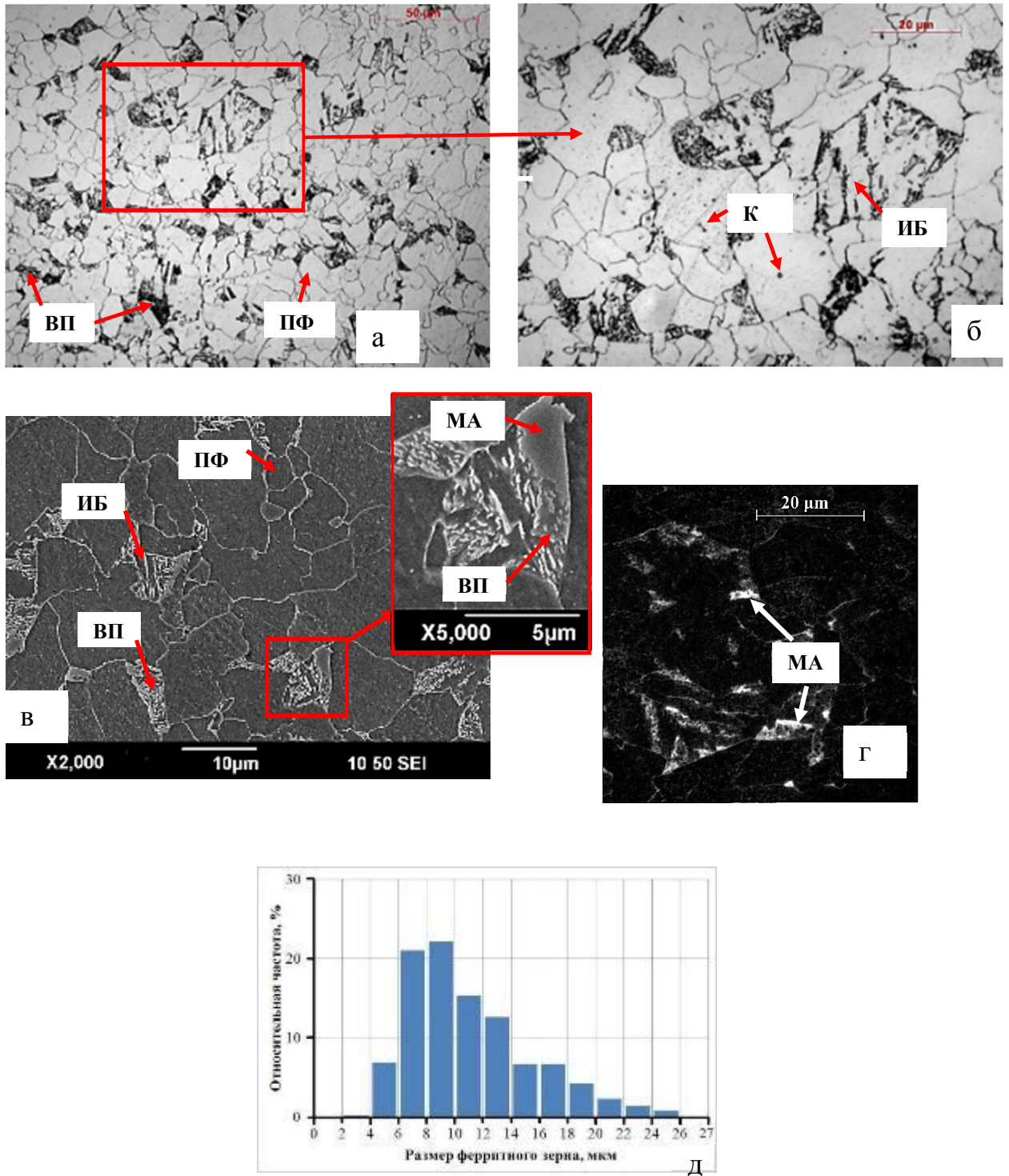


Рисунок 3.2 – Ферритно-перлитная структура стали 06Г2ФБ после аустенитизации при 1000 °С и охлаждения со скоростью 1 град/с:
 а, б, в – травление 4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты (в – РЭМ);
 г – травление в реактиве Le Pera; д – распределение ферритного зерна по размеру (ПФ – полигональный феррит; ВП – вырожденный перлит; ИБ – игольчатый бейнит; МА – мартенситно-аустенитная составляющая; К – карбиды)

Кроме того, в структуре встречаются отдельные рейки шириной до 2 – 3 мкм, трактуемые нами как кристаллы игольчатого бейнита (рисунок 3.2, б, в). В структуре присутствуют одиночные «островки» разнообразной формы мартенситно-аустенитной составляющей (МА), которая более надежно выявляется в реактиве Le Pera (рисунок 3.2, г). Часто рейки игольчатого бейнита, участки вырожденного перлита и МА-составляющей присутствуют рядом (рисунок 3.2, в). Этот эффект можно объяснить следующим образом. Образование полигонального феррита сопровождается обогащением непревращенной части аустенита углеродом, что при последующем охлаждении приводит в зависимости от степени обогащения к формированию вырожденного перлита и/или α -фазы игольчатого бейнита. При дальнейшем охлаждении оставшийся аустенит претерпевает частично мартенситное превращение и в структуре появляются участки МА-составляющей.

Внутри ферритных зерен можно наблюдать карбидные частицы размерами 0,1 – 0,3 мкм. Это могут быть карбиды, не растворившиеся при нагреве на 1000 °С или выделившиеся в аустените при охлаждении до температурного интервала γ - α превращения.

Анализ EBSD показал, что ферритно-перлитная структура не имеет ярко выраженной текстуры (рисунок 3.3). Средний эквивалентный диаметр $D_{экв}^4$ структурных составляющих равен 7,0 мкм, т.е. близок по величине к среднему диаметру ферритных зерен $D_{ср}$, определенному при исследовании в оптический микроскоп.

Электронно-микроскопическое исследование показало, что феррит характеризуется низкой плотностью дислокаций (рисунок 3.4). Дислокации неравномерно распределены по телу зерна: плотность дислокаций увеличивается к границам зерен, тем более если они располагаются в контакте с другими фазами.

Использование скорости охлаждения 35 град/с после аустенитизации 1000 °С позволило получить ферритно-бейнитную структуру (рисунок 3.5). Ее основной структурной составляющей является игольчатый бейнит (73 %). Наряду с

⁴ Эквивалентный диаметр $D_{экв}$ – диаметр круга, площадь которого эквивалентна площади сечения структурного элемента [84].

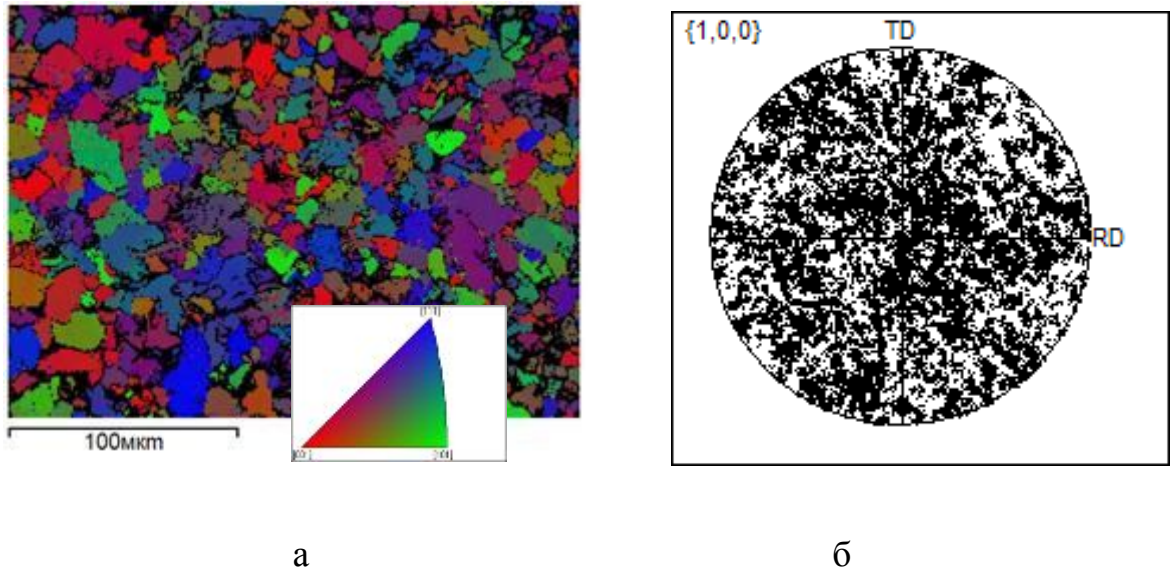


Рисунок 3.3 – Карта EBSD-сканирования ферритно-перлитной структуры стали 06Г2ФБ после аустенитизации на 1000 °С и охлаждения со скоростью 1 град/с снятая в α - железе (а) и полюсная фигура (б)

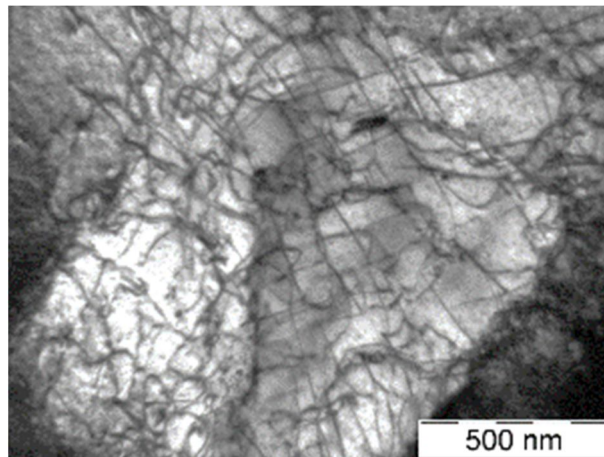


Рисунок 3.4 – Ферритно-перлитная структура стали 06Г2ФБ после аустенитизации при 1000 °С и охлаждения со скоростью 1 град/с, ПЭМ

игольчатым в структуре присутствует небольшое количество речного (15 %) и глобулярного бейнита (2 %). Доля ферритной составляющей невелика (10 %), причем становится заметной ее локализация на границах исходного аустенитного зерна. На этих границах наблюдаются как цепочки равноосных зерен полигональ-

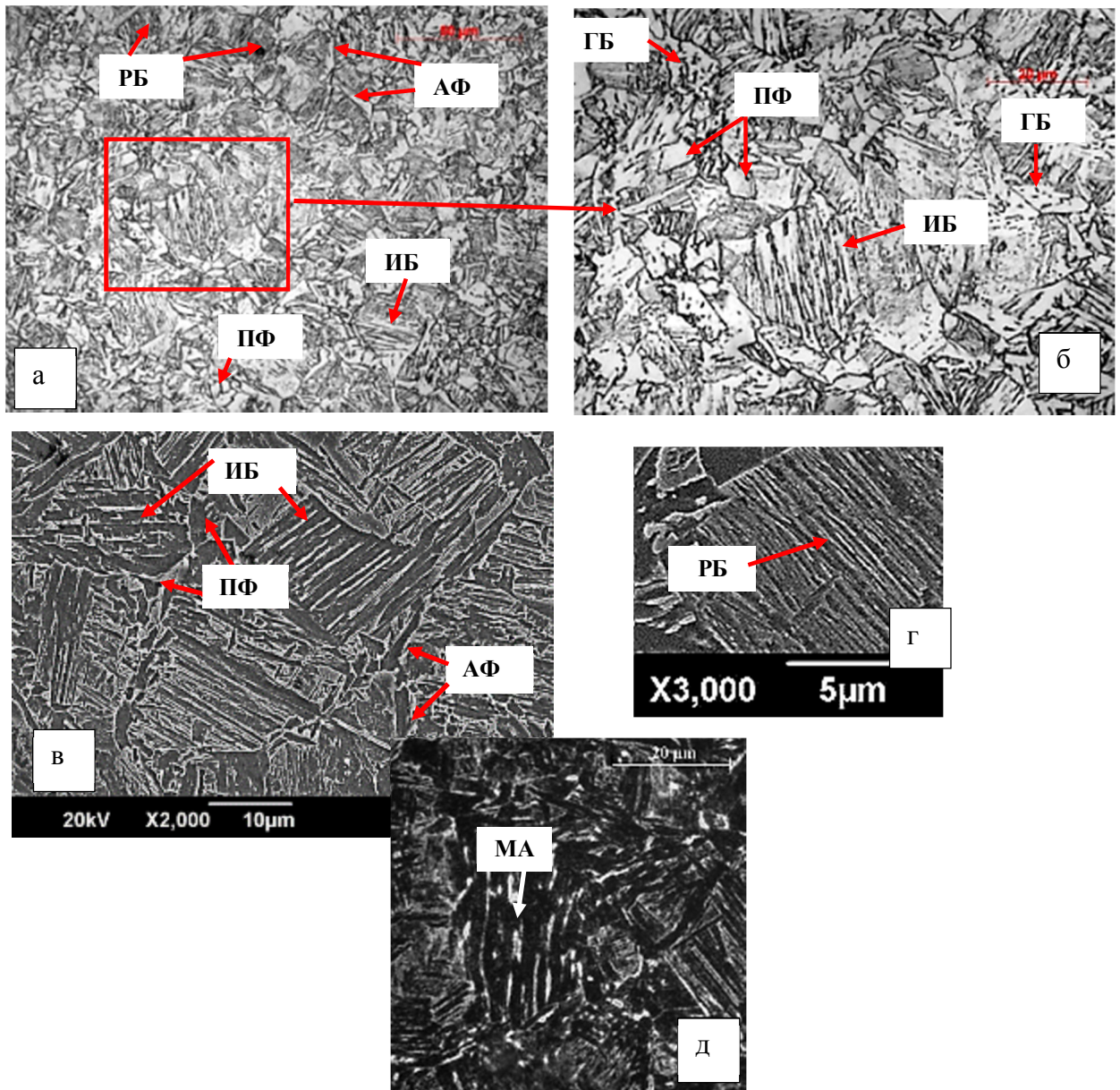


Рисунок 3.5 – Ферритно-бейнитная структура стали 06Г2ФБ после аустенитизации при 1000 °С и охлаждения со скоростью 35 град/с:
 а, б, в, г– травление 4 %-ным спиртовым раствором азотной кислоты (в, г – РЭМ);

д – травление в реактиве Le Pera

(АФ – аллотриоморфный феррит; ГБ – глобулярный бейнит;

РБ – реечный бейнит. Остальные обозначения приведены на рисунке 3.2)

ного феррита средним размером 3 мкм, так и прослойки аллотриоморфного феррита средней толщиной 1,5 мкм (рисунок 3.5 б). Глобулярный бейнит присутствует в виде небольших участков относительно равноосной формы.

Отметим некоторые особенности строения бейнитной составляющей. Рейки бейнитной α -фазы как игольчатого, так и реечного бейнита преимущественно объединены в пакеты. Пакеты разделены большеугловыми границами. Каждый пакет может быть разбит на несколько блоков, состоящих из параллельных реек [101–103]. При определенных различиях в кристаллографической ориентации между смежными блоками (например, обусловленными различными группами Бейна) возникают большеугловые границы. Как следует из работ [101–103] для анализа блочного строения используется метод EBSD. Тем не менее, отмечается, что даже при использовании такого анализа часто трудно различить отдельные блоки. Судя по данным работ [87; 104–109] между рейками существуют в основном малоугловые границы. В отличие от такого мнения в работе [110] утверждается, что рейки чаще всего разделены большеугловыми границами. На рисунке 3.6, г представлен участок игольчатого бейнита, рейки которого имеют почти одинаковый цвет, что свидетельствует о малой разориентировке между ними. Дополнительный анализ показал, что разориентировка между рейками 1-2, 2-3 и 3-4 составляет 1,9, 4,1 и 3,6° соответственно (рисунок 3.6, е). Рейка 4 отделена большеугловой границей от рейки 5, относящейся к другому участку, имеющая иную окраску и ориентировку. Проведение EBSD анализа ряда участков игольчатого бейнита позволяет считать первую точку зрения более обоснованной.

Ферритно-бейнитная структура характеризуется слабой текстурой, предположительно имеющей следующие компоненты: $\{112\} \langle 110 \rangle$, $\{113\} \langle 110 \rangle$ и $\{332\} \langle 113 \rangle$ (рисунок 3.6, б).

По данным просвечивающей электронной микроскопии рассчитывали размер реек бейнитной α -фазы. Средняя их толщина, рассчитанная суммарно для игольчатого и реечного бейнита, составила 1,0 мкм. Распределение по размерам реек представлено на рисунке 3.7, в. По данным анализа EBSD средний эквивалентный диаметр элементов ферритно-бейнитной структуры $D_{экр}$ равен 3,4 мкм. Электронно-микроскопическое исследование показало, что рейки бейнитной α -фазы характери-

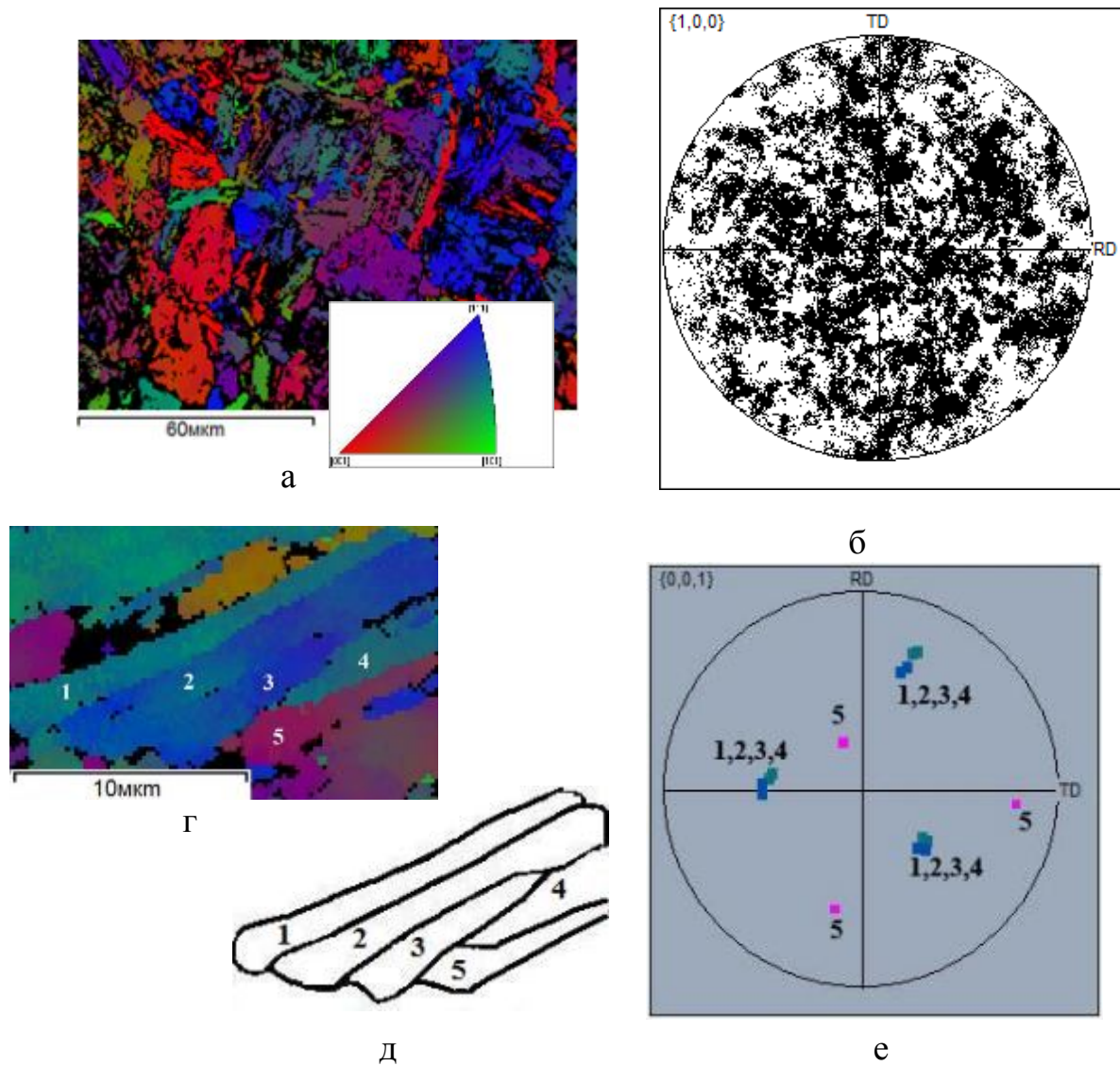


Рисунок 3.6 – Ферритно-бейнитная структура стали 06Г2ФБ после аустенитизации при 1000 °С и охлаждения со скоростью 35 град/с:
 а – карта EBSD сканирования; б – полюсная фигура; г – пакет бейнитной α -фазы;
 д – схема пакета; е – ориентировки реек 1-5

зуются высокой плотностью дислокаций. В некоторых рейках можно наблюдать начальные стадии образования ячеистой структуры (рисунок 3.7, а, б).

Как известно, на границах реек игольчатого бейнита располагаются преимущественно вытянутые участки МА-составляющей [87; 104–107], что в нашем случае подтверждается травлением в реактиве Le Pera (рисунок 3.5, д). По некоторым границам реек α -фазы могут располагаться тонкие прослойки остаточного аустенита и карбиды [87; 104–108]. Рентгеноструктурным анализом в структуре было зафиксировано 2 % остаточного аустенита.

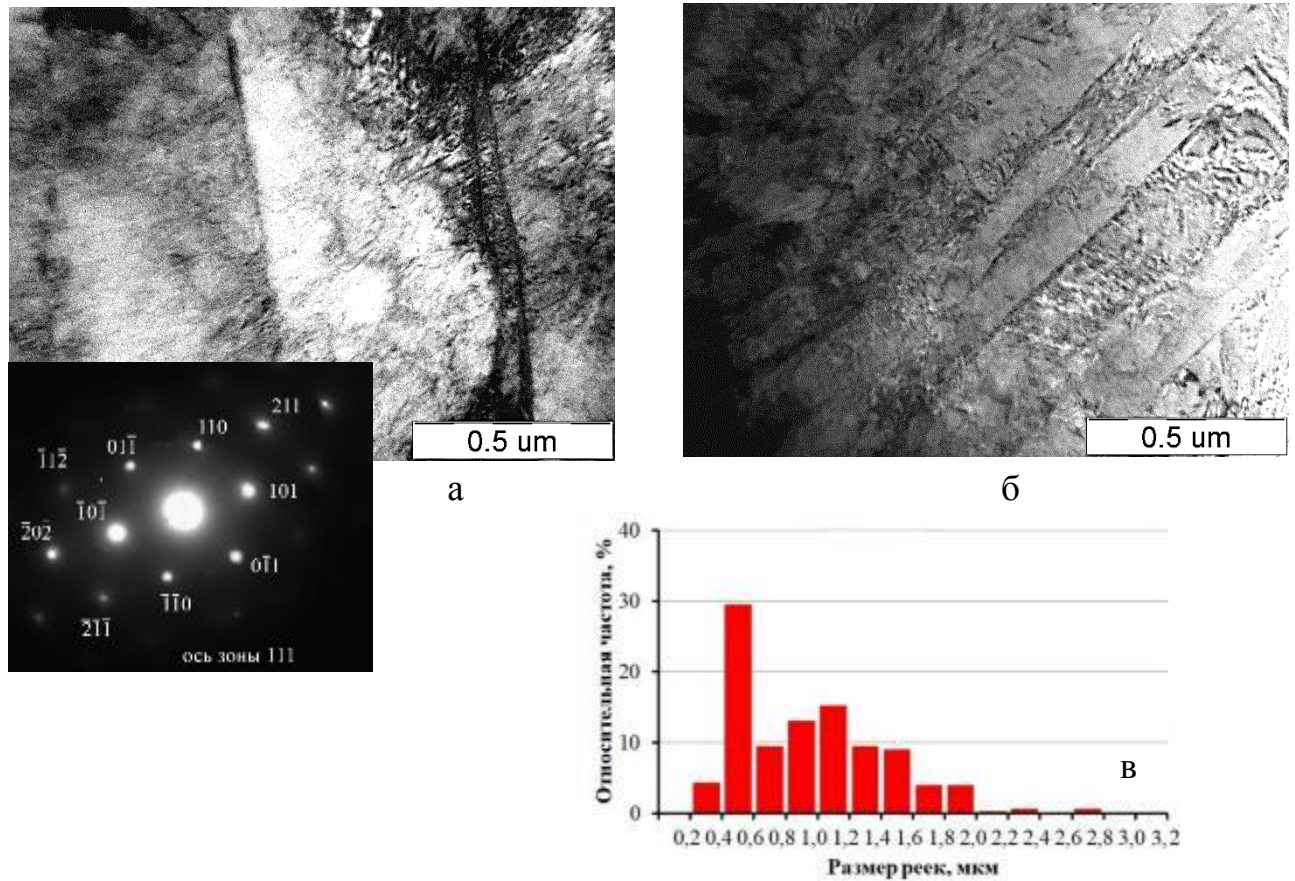


Рисунок 3.7 – Ферритно-бейнитная структура стали 06Г2ФБ после аустенитизации при 1000 °С и охлаждения со скоростью 35 град/с, ПЭМ:
 а – игольчатый бейнит; б – речный бейнит; в – распределение по размерам толщины реек бейнитной α -фазы

Данные оптической и электронной микроскопии для исследуемых структур были дополнены рентгеноструктурным анализом. По сравнению с ферритно-перлитной структурой ферритно-бейнитная характеризуется большим физическим уширением интерференционных линий 110, 211 и 220. Микроискажения $\Delta a/a$, рассчитанные разными методами, имеют разные значения, однако сохраняется одна закономерность: ферритно-бейнитная структура характеризуется большими значениями $\Delta a/a$, чем ферритно-перлитная (таблица 3.1). Расчеты плотности дислокаций показали, что ферритно-бейнитная структура также обладает большей плотностью дислокаций. Полученные данные сопоставимы с результатами электронно-микроскопического исследования других работ. Авторы работы [69] в результате электронно-микроскопического исследования установили, что средняя плотность

Таблица 3.1 – Результаты рентгеновского анализа стали 06Г2ФБ в исходном состоянии (числитель) и после деформации прокаткой на 5% с последующим односторонним нагревом на 250 °С (знаменатель)

Уширение линий, рад, $\beta \cdot 10^{-3}$		$\beta_{(220)}/\beta_{(110)}$	Микроискажения $\Delta a/a \cdot 10^{-3}$		Плотность дислокаций, $\rho \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$	Параметр решетки, Å
$\beta_{(110)}$	$\beta_{(220)}$		Метод аппрок- симации	Метод Холла		
Ферритно-перлитная структура						
<u>3,15</u> 3,92	<u>11,71</u> 21,77	<u>3,7</u> 5,5	<u>0,50</u> 1,50	<u>3,00</u> 6,20	<u>1,68</u> 5,81	<u>2,8670</u> 2,8660
Ферритно-бейнитная структура						
<u>4,57</u> 4,76	<u>24,81</u> 27,57	<u>5,4</u> 5,8	<u>1,70</u> 2,11	<u>6,89</u> 8,47	<u>7,58</u> 9,23	<u>2,8678</u> 2,8660

дислокаций в центре листов толщиной 10 мм С-Nb и С-V-Nb сталей с ферритно-перлитной структурой после прокатки равна $2,3 \cdot 10^{10}$ и $4,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ соответственно. По результатам электронно-микроскопического исследования горячекатаных листов толщиной 40 мм из стали 06ГНБ с ферритно-бейнитной структурой плотность дислокаций в кристаллах бейнита, имеющих реечное строение, в средних слоях составила – $2,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а в поверхностных слоях – $8,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [104]. Более высокое значение параметра решетки у образцов с ферритно-бейнитной структурой по сравнению с ферритно-перлитной, позволяет предположить, что в случае охлаждения с большей скоростью в твердом растворе сохраняется большая концентрация атомов углерода.⁵

Как было сказано выше, часть образцов подвергалась высокому отпуску при 600 и 660 °С. После такой обработки сохраняется реечное строение структуры (рисунки 3.8). На границах бывших пакетов и реек бейнитной α -фазы наблюдается выделение дисперсных карбидных частиц средним размером до 0,10 мкм. Внутри кристаллов α -фазы наблюдаются более дисперсные частицы, чем выделившиеся по границам. Высокотемпературный отпуск приводит к закономерному снижению

⁵ Необходимо указать, что изменения параметра решетки, приведенные в таблице 3.1, сопоставимы с ошибкой измерения $\pm 0,0004 \text{ Å}$.

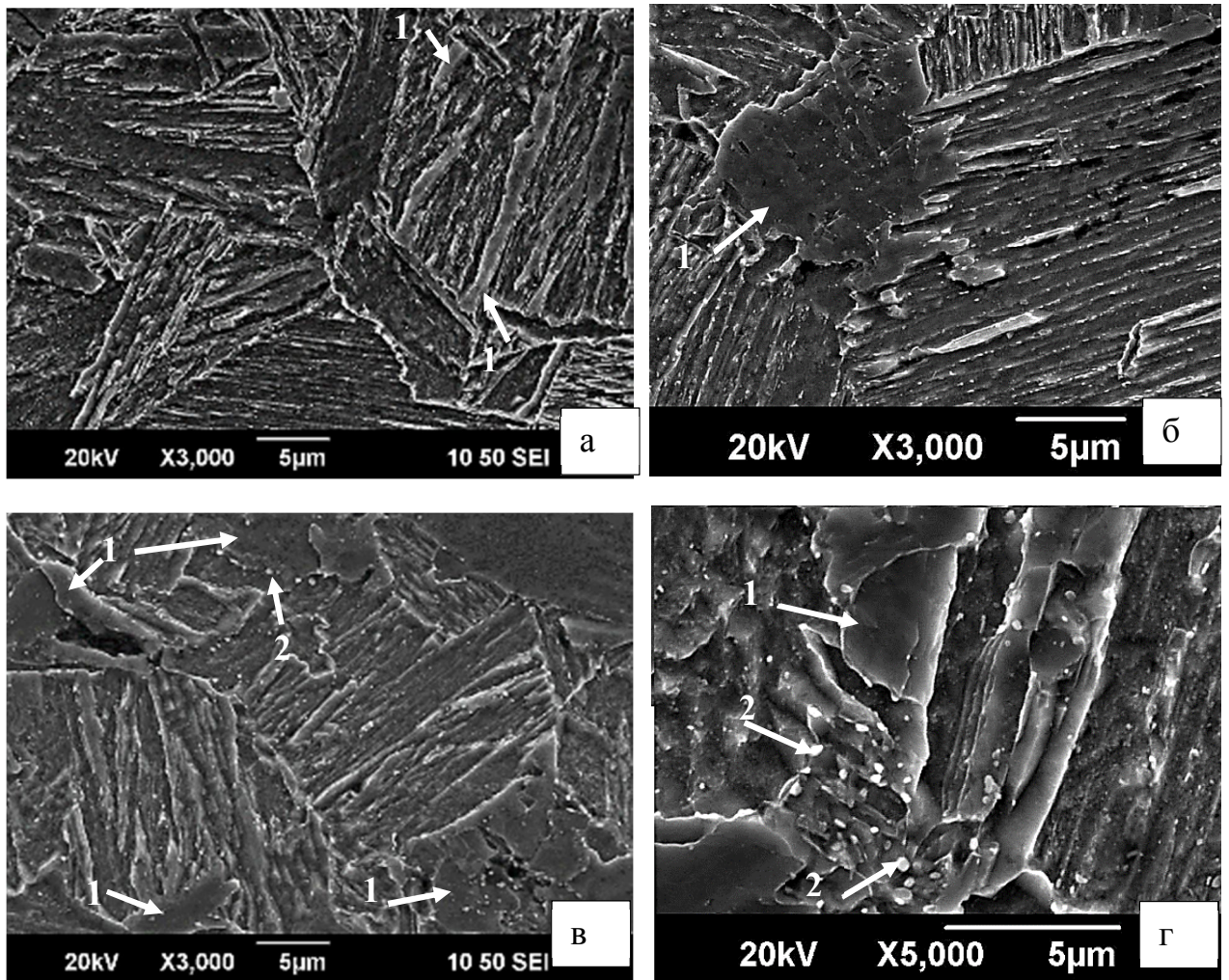


Рисунок 3.8 – Микроструктура стали 06Г2ФБ после аустенитизации на 1000 °С, охлаждения со скоростью 35 град/с и одночасового нагрева на 600 °С (а, б) и 660 °С (в, г), РЭМ (1 – участки рекристаллизации; 2 – крупные карбидные частицы)

микроискажений и плотности дислокаций. При нагреве на 600 °С происходит снижение микроискажений $\Delta a/a$ с $6,89 \cdot 10^{-3}$ до $4,77 \cdot 10^{-3}$ и плотности дислокаций ρ с $7,58 \cdot 10^{10}$ до $3,10 \cdot 10^{10}$ см⁻². При отпуске на 660 °С $\Delta a/a$ снижается до $4,50 \cdot 10^{-3}$, а ρ до $2,20 \cdot 10^{10}$ см⁻².

При высоком отпуске обнаружено протекание процессов рекристаллизации α -фазы. Рекристаллизованные зерна возникают преимущественно на границах пакетов и реек α -фазы (рисунок 3.8). Повышение температуры отпуска от 600 до

660°C сопровождался увеличением рекристаллизованного объема с 12 до 28 % соответственно. На границах рекристаллизованных зерен α -фазы или вблизи них наблюдаются крупные карбидные частицы размерами до 0,4 мкм. Эти данные согласуются с результатами работы [5], в которой наблюдали аналогичное появление крупных карбидных частиц на границах рекристаллизованных зерен α -фазы при высоком отпуске среднеуглеродистой стали 38ХНЗМФ с бейнитной структурой. Предполагается, что выделению крупных карбидов способствует ускоренная зернограничная диффузия, происходящая по мигрирующим границам рекристаллизованных зерен.

3.2 Изменение свойств стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами при деформационном старении

При изучении деформационного старения важно знать насколько интенсивно протекают процессы распада твердого раствора при вылеживании (естественном старении) в периоды между окончанием термической обработки и деформацией. В этой связи, заготовки размером 12,5×12,5 мм после термической обработки, обеспечивающей получение ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур, подвергались вылеживанию при комнатной температуре с выдержкой два года. После такого вылеживания свойства стали имели следующие значения:

	$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\delta_{равн}$, %	ψ , %	КСУ ⁻⁶⁰ Дж/см ²
для ферритно-перлитной структуры	373	494	32,5	17,7	82	357
для ферритно-бейнитной структуры	574	762	20,5	7,3	80	360.

Из сравнения этих данных с результатами испытаний в исходном состоянии, приведенными в таблице 3.2, следует, что сталь при относительно недлительных выдержках не склонна к сколь-либо существенному естественному старению. Даже если термически обработанную сталь подвергнуть провоцирующему нагреву на 250 °С, то и в этом случае не наблюдается ощутимого изменения механических

свойств: предел текучести повышается лишь на 14 – 23 МПа, а предел прочности остается неизменным.

При исследовании деформационного старения представлялось удобным рассматривать свойства стали 06Г2ФБ отдельно при статическом и динамическом нагружении.

3.2.1 Свойства стали 06Г2ФБ при статическом нагружении

Проведем оценку свойств несостаренных образцов, полученных при стандартных испытаниях на растяжение. На диаграммах растяжения образцов с ферритно-перлитной структурой наблюдались зуб текучести величиной 30 МПа и площадка текучести длиной 1,8 % (рисунок 3.9, а, кривая 1). Возникновение зуба и площадки текучести связывают в основном с отсутствием в металле подвижных дислокаций. Для разблокировки дислокаций необходимо приложить напряжения для «вырывания» дислокаций от мест закрепления [111]. После чего часть дислокаций может скользить под действием меньших напряжений, что приводит к образованию зуба и площадки текучести на диаграмме. У ферритно-бейнитной структуры физический предел текучести и зуб текучести на кривых растяжения отсутствовали (рисунок 3.9, б, кривая 1), что свидетельствует о значительном количестве незакрепленных дислокаций. Аналогичные данные были получены в работе [112].

Ферритно-бейнитная структура с небольшим количеством ферритной составляющей, большой плотностью дислокаций в бейнитной α -фазе и повышенной концентрацией углерода в твердом растворе обеспечивает значительно более высокий уровень пределов текучести и прочности по сравнению с ферритно-перлитной (таблица 3.2). При разных уровнях прочности обе структуры имеют сопоставимые значения отношения предела текучести к пределу прочности σ_T/σ_B . Одной из важных характеристик трубных низкоуглеродистых сталей, применяемых для строительства трубопроводов, является равномерное удлинение $\delta_{равн.}$

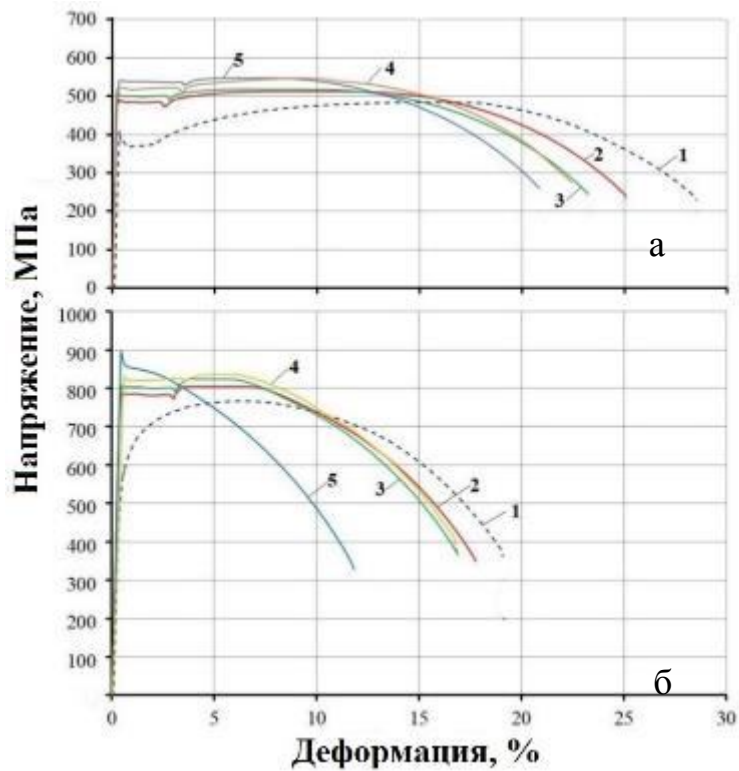


Рисунок 3.9 – Типичные диаграммы растяжения стали 06Г2ФБ

(аустенитизация 1000°С) с ферритно-перлитной (а) и

ферритно-бейнитной (б) структурами: 1 –исходное состояние;

2, 3, 4 и 5 – деформация растяжением на 1, 2, 3 и 4 % соответственно+250 °С, 1ч

поскольку эта характеристика определяет момент начала локализации деформации [113]. У ферритно-бейнитной структуры общее и равномерное удлинения значительно меньше, чем у ферритно-перлитной. В то же время уровень относительного сужения у обеих структур оказался достаточно высоким, что свидетельствует о значительной пластической деформации перед разрушением. Ферритно-бейнитная структура характеризуется значительно большим напряжением разрушения $S_{\text{к}}$ чем ферритно-перлитная структура.

Наряду с отношением предела текучести к пределу прочности $\sigma_{\text{T}}/\sigma_{\text{B}}$ и равномерного удлинения $\delta_{\text{равн}}$ способность материала пластически деформироваться перед потерей устойчивости (до локализации деформации) характеризует показатель деформационного упрочнения n [114]. Известно, что чем больше показатель n , тем большей деформационной способностью обладает материал. Характер

Таблица 3.2 – Механические свойства стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (числитель) и ферритно-бейнитной (знаменатель) структурами, полученными после аустенитизации при 1000 °С, в исходном состоянии и после деформационного старения (растяжение + нагрев 250 °С, 1 ч)

Механические свойства	Исходное состояние	Деформация+250 °С, 1 ч			
		Растяжение 1 %	Растяжение 2 %	Растяжение 3 %	Растяжение 4 %
$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	$\frac{(369)^*}{568}$	$\frac{(484)}{(781)}$	$\frac{(498)}{(800)}$	$\frac{(517)}{(821)}$	$\frac{(536)}{853}$
σ_B , МПа	$\frac{481}{765}$	$\frac{513}{805}$	$\frac{517}{824}$	$\frac{546}{835}$	$\frac{547}{853}$
$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	$\frac{0,77}{0,74}$	$\frac{0,94}{0,97}$	$\frac{0,96}{0,97}$	$\frac{0,95}{0,98}$	$\frac{0,98}{1,00}$
$L_{пт}$, %	$\frac{1,8}{-}$	$\frac{2,2}{2,6}$	$\frac{2,5}{2,7}$	$\frac{3,2}{2,8}$	$\frac{3,2}{-}$
$\Delta\sigma_T^B$, МПа	$\frac{30}{-}$	$\frac{6}{5}$	$\frac{7}{5}$	$\frac{4}{7}$	$\frac{5}{39}$
δ , %	$\frac{28,5}{18,8}$	$\frac{24,8}{17,6}$	$\frac{23,0}{16,8}$	$\frac{22,5}{16,5}$	$\frac{20,7}{11,6}$
$\delta_{равн}$, %	$\frac{18,0}{7,2}$	$\frac{11,3}{6,5}$	$\frac{10,6}{5,5}$	$\frac{9,3}{5,0}$	$\frac{7,9}{-}$
ψ , %	$\frac{81}{82}$	$\frac{81}{80}$	$\frac{80}{79}$	$\frac{80}{79}$	$\frac{80}{78}$
Примечание: * - в скобках указан физический предел текучести; $\Delta\sigma_T^B$ – величина зуба текучести; $L_{пт}$ – длина площадки текучести.					

деформационного упрочнения исследованных структур имеет свои особенности (рисунок 3.10). Для ферритно-перлитной структуры зависимость $\ln S$ от $\ln \epsilon$ может быть описана одной прямой без учета участка вблизи предела прочности (рисунок 3.10 а, кривая 1). В случае ферритно-бейнитной структуры на этой зависимости наблюдаются два участка (рисунок 3.10 б, кривая 1), свидетельствующие о двух стадиях деформационного упрочнения. Первая стадия с более высоким n соответствует более активному упрочнению по сравнению со второй стадией. Такой тип деформационного упрочнения характерен для низкоуглеродистых двухфазных сталей с ферритно-мартенситной и ферритно-бейнитной структурами [52; 114]. Первую стадию деформационного упрочнения с большим n связывают с пластической деформацией наиболее мягкой структурной составляющей – феррита. Вторая

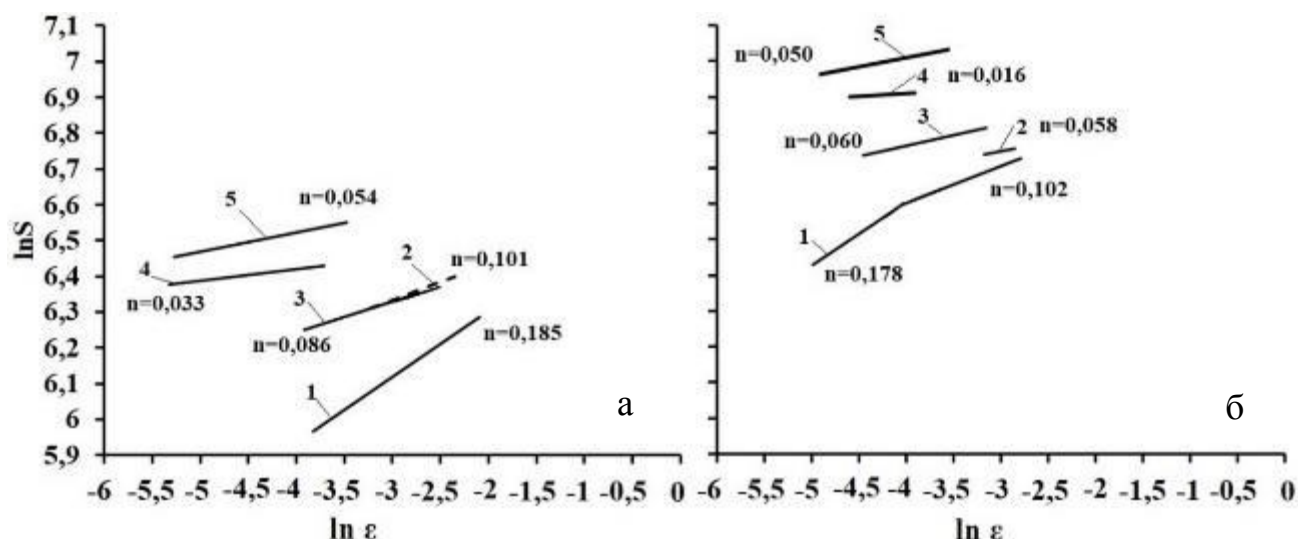


Рисунок 3.10 – Деформационное упрочнение стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (а) и ферритно-бейнитной (б) структурами (аустенитизация 1000 °С): 1 – исходное состояние; 2 – деформация растяжением 3%+250 °С, 1 ч; 3,4 – деформация прокаткой на 5 и 10 % соответственно+250 °С, 1 ч; 5 – деформация сжатием на 7 %+250 °С, 1 ч

стадия с меньшим n соответствует пластической деформации обеих фаз: феррита и бейнита (мартенсита). Отметим, что для стали 06Г2ФБ коэффициент n , определенный на первой стадии деформационного упрочнения ферритно-бейнитной структуры, близок по величине к коэффициенту n для ферритно-перлитной структуры.

Параметр трещиностойкости СТОД при минус 20 °С при статическом нагружении у ферритно-бейнитной структуры значительно ниже (0,46 мм), чем у ферритно-перлитной структуры (2,47 мм). У ферритно-перлитной структуры на диаграмме нагружения наблюдается плавная кривая до достижения максимальной нагрузки, соответствующей страгиванию трещины (рисунок 3.11, а). При этом макроизлом образцов имеет вязкий (волоknистый) характер со значительной утяжкой (2,9 мм). Фрактографический анализ поверхности излома обнаружил три зоны. После наведенной усталостной трещины наблюдается узкая область шириной до 0,6 мм, наклоненная к плоскости развития магистральной трещины, образуемая по плоскостям максимальных касательных напряжений (рисунок 3.12, а).

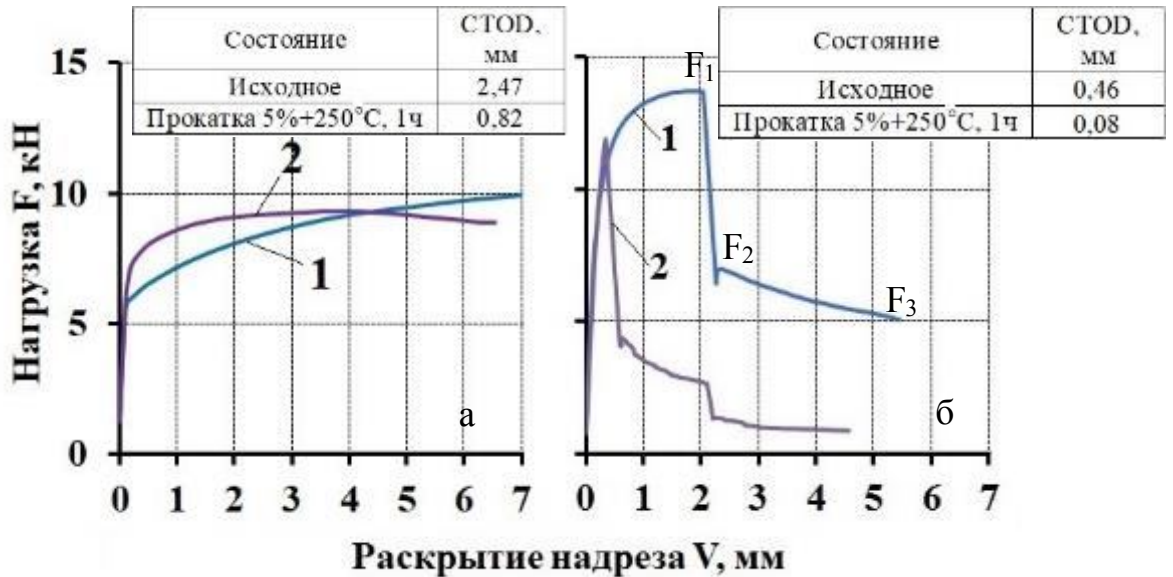


Рисунок 3.11 – Типичные диаграммы разрушения образцов стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (а) и ферритно-бейнитной (б) структурами, полученными после аустенитизации при 1000 °С: 1 – исходное состояние; 2 – деформация прокаткой на 5 % + 250 °С 1 ч

Эта зона вязкого транскристаллитного разрушения. Далее следует область вязкого разрушения, обусловленная развитием магистральной трещины. Затем наблюдается вязкая зона долома шириной 2,4 мм, микрорельеф которой состоит из неглубоких вытянутых ямок.

Разрушение образцов с ферритно-бейнитной структурой имеет иной характер. После достижения максимальной нагрузки точка F_1 (рисунок 3.11, б), происходит резкий ее спад – участок $F_1 - F_2$, а затем она начинает изменяться плавно – участок $F_2 - F_3$. Образцы имеют сравнительно небольшую утяжку (0,8 мм), что уже свидетельствует о протекании более хрупкого разрушения (рисунок 3.13, а). На поверхности разрушения образцов можно наблюдать несколько зон. Непосредственно под усталостной трещиной расположена вязкая узкая зона шириной порядка 0,07 мм. Для нее характерно наличие мелких ямок. Далее следует участок излома транскристаллитного хрупкого разрушения, образованного фасетками скола. Эта зона занимает порядка 50 % поверхности излома. По-видимому, образованию такого разрушения соответствует резкий спад напряжений (участок $F_1 - F_2$) на диаграмме (рисунок 3.11, б).

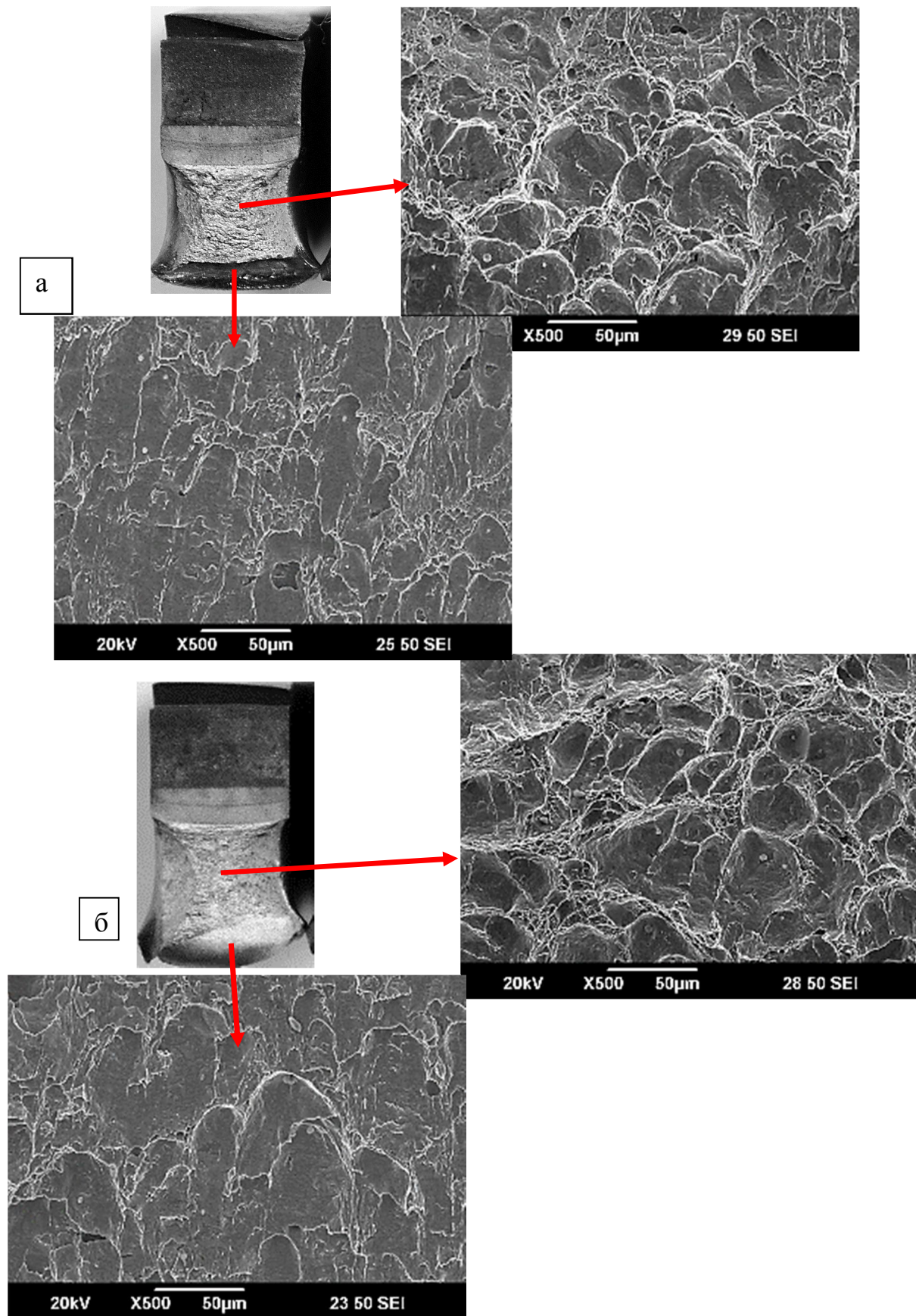


Рисунок 3.12 – Характер разрушения стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной структурой при статическом нагружении при минус 20 °С в исходном состоянии (а) и после деформации прокаткой с обжатием 5 % + 250 °С 1ч (б)

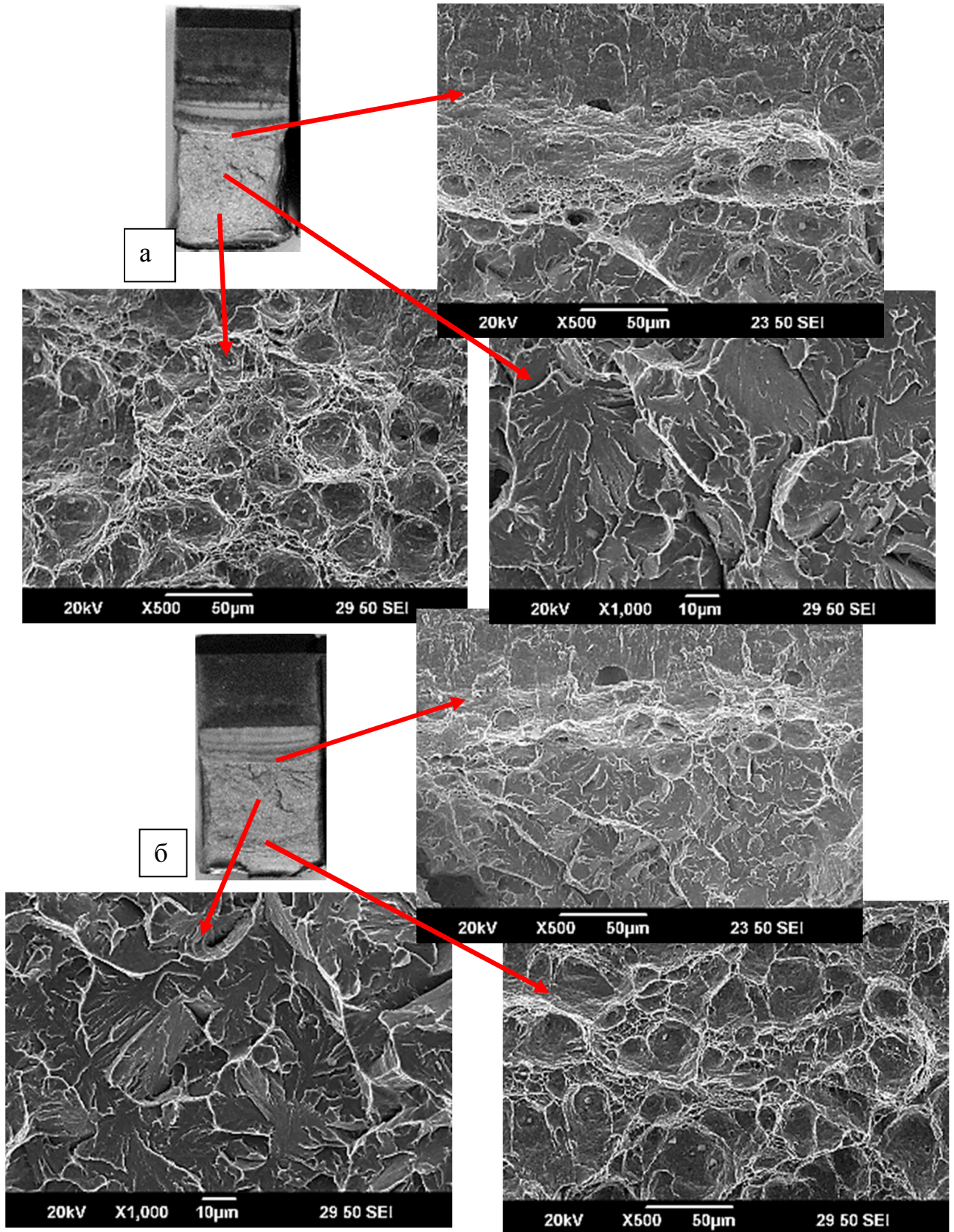


Рисунок 3.13 – Характер разрушения стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой при статическом нагружении при минус 20 °С в исходном состоянии (а) и после деформации прокаткой с обжатием 5 % + 250 °С 1ч (б)

Далее разрушение развивается вязко путем зарождения, роста и слияния пор. Возможно на этой стадии происходит более медленный спад нагрузки. Данный участок вязкого разрушения плавно переходит в зону вязкого долома образца.

Таким образом, в случае статического нагружения сталь 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой в отличие от ферритно-перлитной, не имеет площадки текучести на диаграммах растяжения, что должно благоприятно влиять на деформационную способность. В тоже время сталь с ферритно-бейнитной структурой по сравнению с ферритно-перлитной обладает меньшим равномерным удлинением и показателем деформационного упрочнения при растяжении, а также низкой статической трещиностойкостью (СТОД), что оказывает отрицательное влияние на деформационную способность.

Как было сказано выше, в данной работе при изучении деформационного старения использовалась пластическая деформация растяжением, прокаткой и сжатием. Проследим, как влияет способ пластической деформации с последующим односторонним нагревом на 250 °С, на свойства исследуемой стали.

Деформация растяжением. Образцы перед нагревом на 250 °С подвергали деформации на 1 – 4%. После такой обработки у обоих типов структур происходит повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$ (σ_T) и предела прочности σ_B , а также отношения $\sigma_{0,2}$ (σ_T) / σ_B и в тем большей мере, чем выше степень деформации (таблица 3.2). Одновременно уменьшается относительное общее δ и равномерное $\delta_{равн}$ удлинение. При этом общее относительное сужение ψ практически не изменяется.

У состаренных образцов с ферритно-перлитной структурой с повышением степени предварительной деформации 1 – 3 % наблюдается рост протяженности площадки текучести с 1,8 до 3,2 % (рисунок 3.9, а). При увеличении степени деформации от 3 до 4 % она не претерпевает существенных изменений. По сравнению с недеформированным состоянием величина зуба текучести существенно уменьшается. У образцов с ферритно-бейнитной структурой, не имеющих площадку текучести в исходном состоянии, пластическая деформация на 1 – 3 % с последующим нагревом привели к появлению площадки текучести (рисунок 3.9 б, таблица 3.2).

Ее наибольшая длина достигала 2,8 % при деформации 3 %. Пластическая деформация на 4 % и охрупчивающий нагрев приводят к предельному упрочнению: на диаграммах растяжения заметно возрастает зуб текучести (39 МПа), стадия равномерного упрочнения отсутствует, сразу происходит локализация деформации с образованием шейки и значительно уменьшается общее относительное удлинение.

Эффект упрочнения при деформационном старении наиболее наглядно иллюстрирует рисунок 3.14, где представлена зависимость прироста предела текучести $\Delta\sigma = \sigma_T^{CT} - \sigma_d$ от степени деформации. Можно видеть, что с увеличением степени деформации повышается склонность к деформационному старению. Причем у ферритно-бейнитной структуры величина прироста предела текучести $\Delta\sigma = \sigma_T^{CT} - \sigma_d$ значительно больше, чем у ферритно-перлитной (рисунок 3.14, а, таблица 3.3). Например, при деформации 3 % и охрупчивающего нагрева на 250 °С 1 ч у ферритно-перлитной структуры величина прироста предела текучести $\Delta\sigma$ составила 72 МПа, а у ферритно-бейнитной 100 МПа (таблица 3.3). При сравнении предела текучести после деформационного старения с исходным состоянием $\Delta\sigma_T = \sigma_T^{CT} - \sigma_T$ наблюдается аналогичная зависимость (рисунок 3.14, а).

Изменение свойств при деформационном старении обусловлено совместным действием непосредственно пластической деформации и процессов, происходящих в деформированной стали при нагреве [25]. Представлялось целесообразным проследить, в какой мере эти два фактора влияют на свойства стали. В случае использования при охрупчивающей обработке деформации растяжением 1 – 4 % для ферритно-перлитной структуры вклад деформации в изменение предела текучести составляет 48 – 55 %, для ферритно-бейнитной структуры – 60 – 67 %.

Учитывая характер кривых растяжения и норм критической деформации, приведенных в таблице 1.2, в дальнейших экспериментах по оценке склонности стали 06Г2ФБ к деформационному старению ограничивались степенью деформации 3 %. После такой деформации и последующего одночасового нагрева на 250 °С

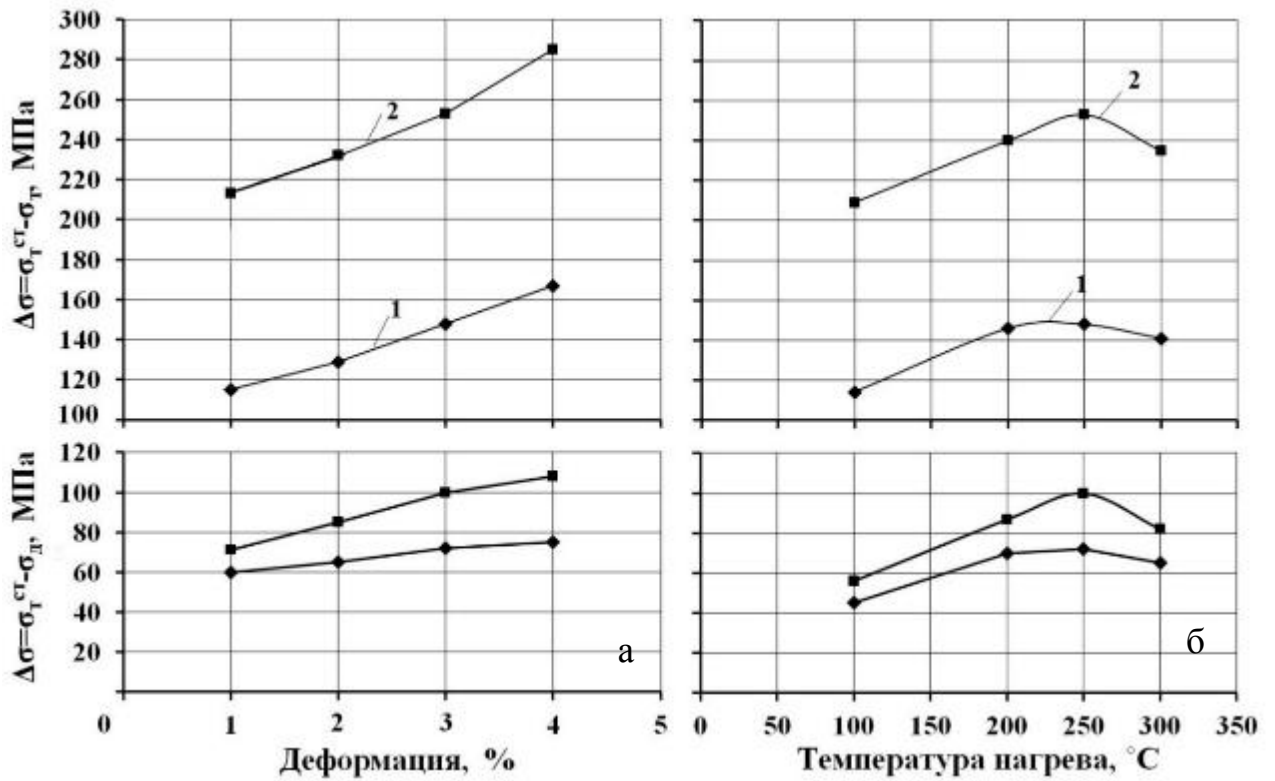


Рисунок 3.14 – Склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации на 1000°C, в зависимости от степени деформации растяжением и одночасового нагрева на 250 °С 1 ч (а) и температуры одночасового нагрева после деформации растяжением на 3 % (б) (1 – ферритно-перлитная структура; 2 – ферритно-бейнитная структура)

Таблица 3.3 – Изменение предела текучести $\Delta\sigma$, $\Delta\sigma_T$ и предела прочности $\Delta\sigma_B$ при деформационном старении стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1000 °С

Изменение механических свойств	Деформация + 250 °С, 1ч			
	Растяжение 1%	Растяжение 2%	Растяжение 3%	Растяжение 4%
$\Delta\sigma = \sigma_T^{CT} - \sigma_d$, МПа	$\frac{60}{71}$	$\frac{65}{85}$	$\frac{72}{100}$	$\frac{75}{108}$
$\Delta\sigma_T = \sigma_T^{CT} - \sigma_T$, МПа	$\frac{115}{213}$	$\frac{129}{232}$	$\frac{148}{253}$	$\frac{167}{285}$
$\Delta\sigma_B = \sigma_B^{CT} - \sigma_B$, МПа	$\frac{32}{40}$	$\frac{36}{59}$	$\frac{65}{70}$	$\frac{66}{-}$

Примечание: В числителе данные для ферритно-перлитной структуры, в знаменателе – для ферритно-бейнитной структуры.

была определена величина показателя деформационного упрочнения n . Для ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур наблюдается лишь одна стадия упрочнения (рисунок 3.10, кривая 2). Показатель деформационного упрочнения n при деформационном старении существенно уменьшается. У образцов с ферритно-бейнитной структурой он становится в два раза меньше, чем у ферритно-перлитной структуры.

Таким образом, судя по изменению таких характеристик как отношение $\sigma_{0,2} (\sigma_T) / \sigma_B$, равномерное удлинение $\delta_{\text{равн}}$ и показатель деформационного упрочнения n , деформационное старение значительно снижает деформационную способность стали. Причем этот эффект выражен значительно больше для ферритно-бейнитной структуры.

Дополнительно было выяснено влияние температуры одночасового нагрева в интервале 100 – 300 °С на склонность к деформационному старению после деформации 3 %. Как видно из рисунка 3.14 б, уже нагрев на 100 °С приводит к повышению прочностных свойств. При повышении температуры нагрева эффект деформационного старения увеличивается, и он наиболее существен при 250 °С для обеих исследованных структур.

Деформация прокаткой. Заготовки перед нагревом подвергали деформации прокаткой на 5 и 10 %. Предварительно на образцах, деформированных на 5 %, проводился эксперимент по влиянию температуры нагрева на склонность к деформационному старению. Образцы нагревали на 100 – 300 °С в течение 1 часа. Судя по изменению величин $\Delta HV = HV^{\text{ст}} - HV^{\text{исх}}$ и $\Delta HV = HV^{\text{ст}} - HV^{\text{д}}$ были получены те же закономерности, что и при деформации растяжением на 3% (рисунок 3.15). Прирост твердости наблюдался после всех режимов нагрева, причем в случае ферритно-бейнитной структуры изменение твердости было больше, чем при ферритно-перлитной. Максимальный прирост твердости по крайней мере для ферритно-бейнитной структуры обеспечивался при нагреве на 250 °С. Эта температура и использовалась в дальнейших экспериментах. Как и в случае деформации растяжением,

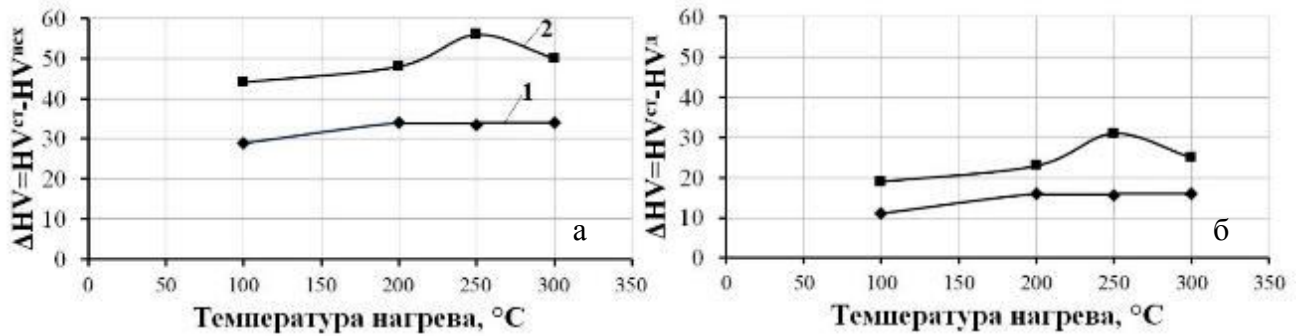


Рисунок 3.15 – Прирост твердости стали 06Г2ФБ (аустенитизация 1000°С) с ферритно-перлитной (1) и ферритно-бейнитной (2) структурами, подвергнутой деформации прокаткой на 5% в зависимости от температуры одночасового нагрева: а – величина прироста твердости при сравнении с исходным состоянием; б – величина прироста твердости при сравнении с состоянием после деформации прокаткой на 5%

вклад деформации прокаткой на 5 % составил около половины эффекта упрочнения при деформационном старении: для ферритно-перлитной структуры – 53 – 62 %, а для ферритно-бейнитной структуры – 44 – 57 %.

На диаграммах растяжения образцов с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами после деформации прокаткой и последующего одночасового нагрева на 250 °С отсутствуют зуб и площадка текучести в отличие от экспериментов с деформацией растяжением (рисунок 3.16, кривая 2). После деформационного старения наблюдается рост как предела текучести, так и предела прочности у ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур (таблица 3.4). При этом увеличилось и их отношение $\sigma_{0,2} (\sigma_T) / \sigma_B$. У стали с ферритно-бейнитной структурой прирост прочностных характеристик существенно выше, чем у ферритно-перлитной структуры (таблица 3.5).

Упрочнение при деформационном старении сопровождается снижением относительного общего δ и равномерного $\delta_{равн}$ удлинений. Уровень свойств образцов, подвергнутых перед нагревом на 250 °С деформации прокаткой на 5%, близок к

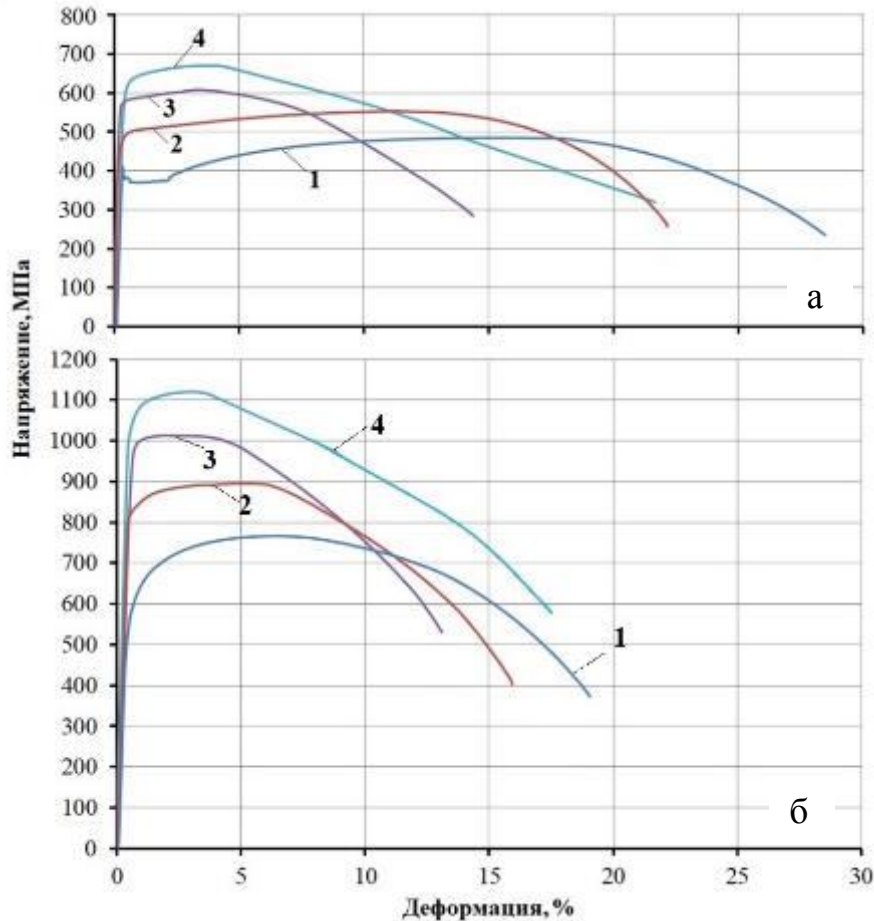


Рисунок 3.16 – Диаграммы растяжения стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (а) и ферритно-бейнитной (б) структурами (аустенитизация 1000 °С):

1 – исходное состояние; 2, 3 – деформация прокаткой на 5 % и 10 % + 250 °С, 1 ч соответственно; 4 – деформация сжатием на 7% + 250 °С, 1 ч

уровню свойств, достигаемых при использовании деформации растяжением на 3 % (таблица 3.4). В результате деформационного старения у ферритно-перлитной структуры повышается напряжение разрушения S_k , в то время как у ферритно-бейнитной структуры S_k снижается. Однако величина S_k у ферритно-бейнитной структуры остается выше по сравнению с ферритно-перлитной структурой.

После охрупчивающей обработки, включающей деформацию прокаткой на 5 % и нагрев на 250 °С, в образцах с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурой наблюдается одна стадия деформационного упрочнения (рисунок 3.10, кривые 3). Вне зависимости от исходной структуры при деформационном старении

Таблица 3.4 – Механические свойства стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (числитель) и ферритно-бейнитной (знаменатель) структурами, полученными после аустенитизации при 1000 °С, в исходном состоянии и после деформационного старения

Механические свойства	Исходное состояние	Прокатка 10%	Деформация+250 °С, 1 ч		
			Прокатка 5%	Прокатка 10%	Сжатие 7%
$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	$\frac{369}{568}$	$\frac{569}{825}$	$\frac{494}{838}$	$\frac{584}{992}$	$\frac{620}{1050}$
σ_B , МПа	$\frac{481}{765}$	$\frac{587}{954}$	$\frac{553}{893}$	$\frac{608}{1011}$	$\frac{668}{1118}$
$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	$\frac{0,77}{0,74}$	$\frac{0,97}{0,86}$	$\frac{0,89}{0,94}$	$\frac{0,96}{0,99}$	$\frac{0,92}{0,94}$
S_K , МПа	$\frac{1237}{2146}$	$\frac{1220}{2106}$	$\frac{1349}{1985}$	$\frac{1317}{1917}$	$\frac{1260}{1902}$
δ , %	$\frac{28,5}{18,8}$	$\frac{18,2}{15,7}$	$\frac{22,0}{15,5}$	$\frac{14,3}{12,8}$	$\frac{21,5}{17,5}$
$\delta_{равн}$, %	$\frac{18,0}{7,2}$	$\frac{-}{-}$	$\frac{11,0}{5,8}$	$\frac{3,5}{2,3}$	$\frac{4,0}{2,6}$
ψ , %	$\frac{81}{82}$	$\frac{77}{79}$	$\frac{81}{79}$	$\frac{78}{75}$	$\frac{75}{70}$
T_{50} , °С	$\frac{-85}{-110}$	$\frac{-80}{-60}$	$\frac{-75}{-70}$	$\frac{-55}{-30}$	$\frac{-60}{-30}$

Таблица 3.5 – Изменение предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}$ ($\Delta\sigma_T$) и предела прочности $\Delta\sigma_B$ при деформационном старении стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1000 °С

Изменение механических свойств	Деформация + 250 °С, 1ч.			
	Растяжение 3%	Прокатка 5%	Прокатка 10%	Сжатие 7%
$\Delta\sigma_T = \sigma_T^{ст} - \sigma_T$, МПа	$\frac{148}{253}$	$\frac{125}{270}$	$\frac{215}{424}$	$\frac{257}{482}$
$\Delta\sigma_B = \sigma_B^{ст} - \sigma_B$, МПа	$\frac{65}{70}$	$\frac{72}{128}$	$\frac{127}{246}$	$\frac{187}{353}$

Примечание: В числителе данные для ферритно-перлитной структуры, в знаменателе – для ферритно-бейнитной структуры.

показатель деформационного упрочнения n существенно уменьшается. При этом для ферритно-бейнитной структуры он ниже, чем для ферритно-перлитной.

Деформационное старение (прокатка 5 % + 250 °С) сопровождается снижением СТOD при минус 20 °С (рисунок 3.11, кривая 2). При ферритно-перлитной структуре СТOD уменьшается в меньшей мере и остается на более высоком уровне, чем в случае ферритно-бейнитной структуры. При этом сохраняется вязкий характер разрушения образцов с достаточно большой утяжкой (2,7 мм) (рисунок 3.12, а).

Анализ изломов показывает, что в случае исходной ферритно-бейнитной структуры деформационное старение не влияет на размеры и строение узкой зоны, прилегающей непосредственно к наведенной усталостной трещине (рисунок 3.11, б). В тоже время резко увеличивается поверхность излома, занятая хрупким транскристаллитным изломом. При этом не наблюдается изменения размеров фасеток скола.

Повышение степени деформации прокаткой с 5 до 10 % сопровождается ростом предела текучести и предела прочности. При этом на диаграммах растяжения не наблюдается зуба и площадки текучести (рисунок 3.16, кривые 4). Происходит повышение отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ и снижаются относительное общее δ и равномерное $\delta_{\text{равн}}$ удлинения. Относительное сужение имеет тенденцию к снижению. После прокатки на 10 %, как и в случае прокатки на 5 %, прирост прочностных характеристик для ферритно-бейнитной структуры больше, чем для ферритно-перлитной. С повышением степени деформации с 5 до 10 % показатель деформационного упрочнения уменьшается (рисунок 3.10, кривая 4). Напряжение разрушения S_k после деформационного старения, также, как и при прокатке на 5% у ферритно-перлитной структуры повышается, в то время как у ферритно-бейнитной структуры S_k снижается, но в меньшей мере.

Для ферритно-бейнитной структуры, обладающей более высоким уровнем прочности, при осуществлении только прокатки характерен больший прирост пределов текучести и прочности, чем при ферритно-перлитной структуре (таблица 3.5). У стали с такой структурой существенно выше и эффект упрочнения,

Таблица 3.6 – Микротвердость полигонального феррита, игольчатого бейнита и реечного бейнита в исходном состоянии и после деформационного старения (прокатка 5 % + 250 °С, 1 ч)

Структурная составляющая	Микротвердость HV 10				Δ HV10
	Исходное состояние		Прокатка 5%+250 °С, 1ч		
	Среднее значение	Интервал значений	Среднее значение	Интервал значений	
Полигональный феррит	165	160 – 170	195	187 – 198	30
Игольчатый бейнит	250	235-260	315	286-353	65
Реечный бейнит	290	265-320	385	299-481	95

возникающий в результате нагрева деформированной стали. Если у стали с ферритно-перлитной структурой предел текучести увеличился при прокатке на 200 МПа, а при последующем нагреве на 15 МПа, то при ферритно-бейнитной структуре эта характеристика возросла на 257 и 167 МПа соответственно.

Дополнительно была проведена оценка изменения при деформационном старении основных структурных составляющих полигонального феррита и игольчатого бейнита. Как видно из приведенных в таблице 3.6 данных, микротвердость полигонального феррита существенно ниже, чем игольчатого бейнита в несостаренном и состаренном состояниях. Причем прирост этой характеристики при деформационном старении для игольчатого бейнита оказался, также более заметным.

Деформация сжатием. При осуществлении деформации сжатием на 7 % и нагревом на 250 °С на диаграммах растяжения образцов с обоими видами структур также отсутствуют зуб и площадка текучести (рисунок 3.16, кривые 4). Деформация сжатием вызвала изменение механических свойств аналогичное прокатке на 10 %⁶ (таблица 3.5). Различие заключается лишь в том, что при использовании деформации сжатием уровень прочностных характеристик, а также полное δ и равномерное $\delta_{равн}$ удлинения в охрупченном состоянии были несколько выше, чем при

⁶ Применение деформации сжатием на 7 % при оценке склонности к деформационному старению рекомендовано ГОСТ 7268-82

деформации прокаткой (таблица 3.5). После деформации сжатием и охрупчивающего нагрева вне зависимости от исходной структуры наблюдается лишь одна стадия деформационного упрочнения. При этом для ферритно-перлитной структуры этот показатель был меньше, чем для ферритно-бейнитной (рисунок 3.10, кривая 5).

3.2.2 Свойства стали 06Г2ФБ при динамическом нагружении

Вне зависимости от характера структуры сталь 06Г2ФБ имеет высокую ударную вязкость КСУ при комнатной температуре испытания. Для образцов с ферритно-бейнитной структурой наблюдается лишь некоторая тенденция к снижению КСУ. Макроизломы испытанных образцов имеют вязкий (волокнустый) характер и характеризуются наличием большой утяжки (2,2 – 2,4 мм).

При фратографическом анализе изломов ударных образцов различают следующие зоны [92; 115–118]. Непосредственно под надрезом, как и в случае образцов СТ0D, наблюдается узкая сдвиговая область Θ , имеющая вязкий характер (рисунок 3.17). Далее располагается зона вязкого разрушения, составляющая вместе со сдвиговой зоной Θ , область докритического стабильного подрастания трещины L_c . За ней следует область нестабильного развития трещины L_b , которая на данных образцах имеет вязкий характер. Кроме того, присутствует вязкая зона долома образца L_d . Во всех случаях вязкое разрушение является транскристаллитным.

Размеры зон изломов образцов с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами имеют близкие значения: зона сдвигового разрушения $\Theta = 0,2 - 0,4$ мм; зона докритического стабильного подрастания трещины $L_c = 2,0 - 2,9$ мм, зона нестабильного развития трещины $L_b = 3,2 - 3,6$ мм и зона долома $L_d = 1,6 - 2,2$ мм. Как и в случае статического нагружения поверхность вязкого разрушения имеет дуплексное ямочное строение: наряду с крупными присутствуют мелкие ямки. В крупных ямках часто наблюдаются дисперсные частицы.

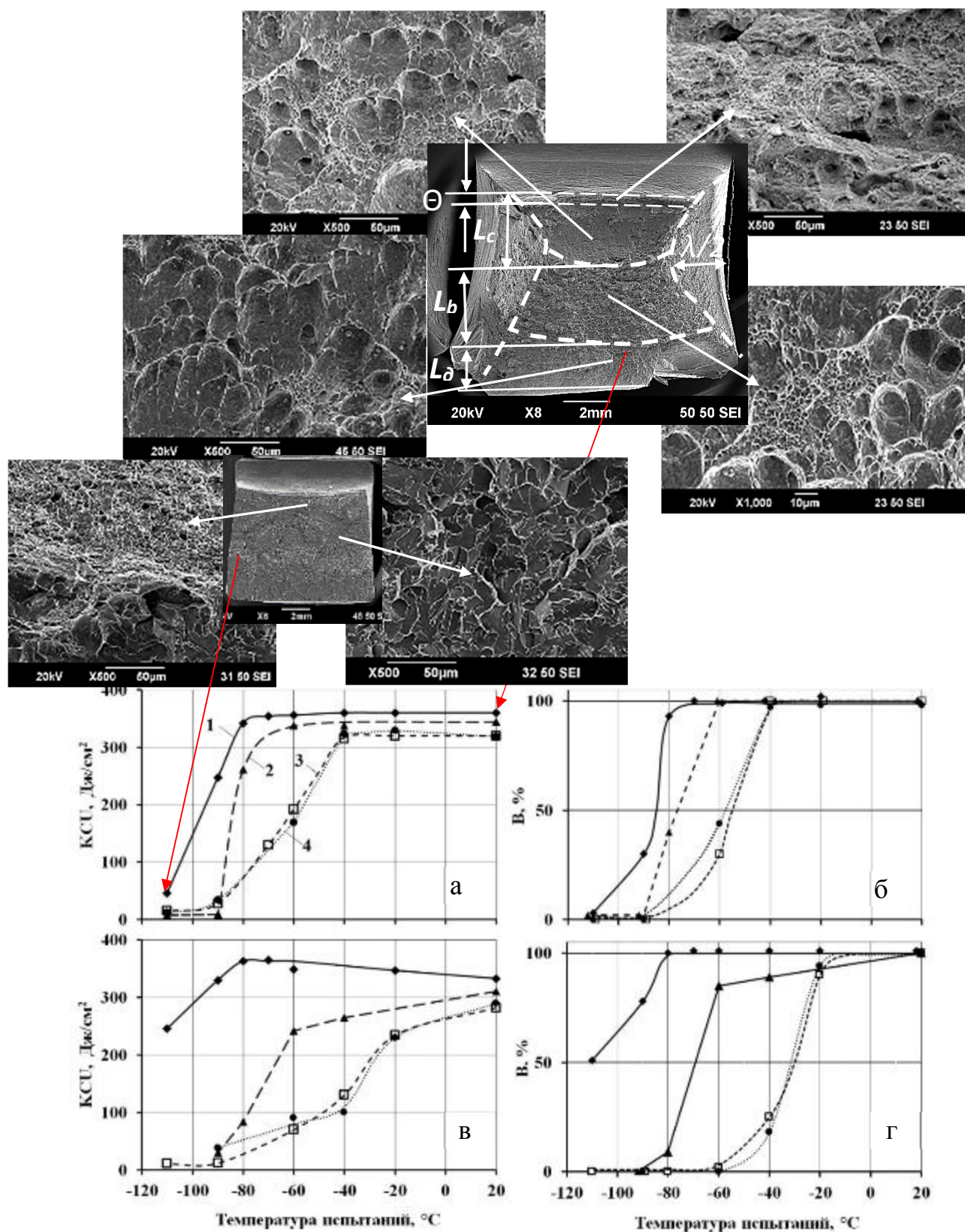


Рисунок 3.17 – Ударная вязкость KCU , доля вязкой составляющей в изломе B , вид изломов (РЭМ) стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (а, б) и ферритно-бейнитной (в, г) структурами: 1 – исходное состояние; 2, 3 – деформация прокаткой на 5 и 10% + 250 $^{\circ}\text{C}$, 1 ч.; 4 – деформация сжатием на 7% + 250 $^{\circ}\text{C}$, 1 ч (аустенитизация 1000 $^{\circ}\text{C}$)

В несостаренном состоянии для образцов с обоими видами структур ударная вязкость КСЧ и вид излома практически не изменяется до минус 80 °С (рисунок 3.17, кривая 1). У ферритно-перлитной структуры после минус 80 °С наблюдается резкое падение ударной вязкости, что сопровождается уменьшением утяжки и появлением в изломах участков хрупкого разрушения. При температуре испытания минус 110 °С макроизлом полностью становится хрупким. Область докритического стабильного подраста трещины L_c исчезает, остается только область сдвигового разрушения Θ (0,2 мм). За ней наблюдается зона нестабильного развития трещины L_b (7,4 мм), характеризующаяся образованием фасеток скола. Одновременно с зоной L_c исчезает и область губ среза λ . Неявной становится и зона долома L_d .

Для ферритно-бейнитной структуры также характерно появление участков хрупкого разрушения при температурах испытания ниже минус 80 °С. Но при этом даже при минус 110 °С значительная доля поверхности макроизломов остается вязкой с небольшой утяжкой (1,0 мм). Затруднению разрушения стали с ферритно-бейнитной структурой соответствует и более низкая температура вязко-хрупкого перехода T_{50} .

Известно, что интенсивность развития хрупкого разрушения зависит от расстояния между высокоугловыми границами, которые тормозят развитие микротрещин. Чем меньше эти расстояния, тем ниже температура вязко-хрупкого перехода T_{50} [102]. В случае ферритно-перлитной структуры расстояние между высокоугловыми границами зависит в основном от размеров ферритных зерен. У ферритно-бейнитной структуры данное расстояние значительно меньше, так как оно определяется границами пакетов и блоков. В связи с этим следует указать, что размер фасеток скола на хрупких участках изломов образцов с ферритно-бейнитной структурой меньше, чем в случае ферритно-перлитной структуры.

Как известно, структурную чувствительность испытаний на ударную вязкость можно повысить, увеличивая остроту надреза [115]. В связи с этим при комнатной температуре были испытаны образцы не только с U-образным надрезом, но и с V-образным надрезом, а также с наведенной усталостной трещиной. Причем часть образцов с усталостной трещиной имели боковые надрезы.

Таблица 3.7 – Результаты испытаний на изгиб стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами, полученными после аустенитизации при 1000 °С, образцов до (числитель) и после деформации прокаткой на 5%+250 °С 1ч

Структура	KCU^{+20} , Дж/см ²	KCV^{+20} , Дж/см ²	KCT^{+20} , Дж/см ²	KCT_6^{+20} , Дж/см ²	KCV_z , Дж/см ²	KCV_p , Дж/см ²	F_{max} , кН
Ферритно-перлитная	$\frac{360}{345}$	$\frac{350}{316}$	$\frac{320}{272}$	$\frac{282}{270}$	$\frac{=}{76}$	$\frac{=}{252}$	$\frac{=}{18,2}$
Ферритно-бейнитная	$\frac{333}{311}$	$\frac{317}{286}$	$\frac{290}{90}$	$\frac{193}{34}$	$\frac{=}{68}$	$\frac{=}{230}$	$\frac{=}{29,3}$

В случае V-образного надреза образцы с ферритно-бейнитной структурой также, как и при U-образном надрезе, имели несколько меньший уровень ударной вязкости, чем образцы с ферритно-перлитной структурой (таблица 3.7). Существенное влияние характера структуры на ударную вязкость проявляется при испытании образцов с усталостной трещиной. Если на ударных образцах с усталостной трещиной нанести боковые надрезы, то ударная вязкость изменяется еще более существенно. В последнем случае ферритно-перлитная структура имеет значительно большее значение KCT_6^{+20} , чем ферритно-бейнитная.

Несмотря на наличие боковых надрезов образцы как с ферритно-перлитной, так и с ферритно-бейнитной структурами имеют небольшую утяжку (0,5 – 0,8 мм) и имеют вязкое строение. При их фрактографическом исследовании выявляется три зоны разрушения (рисунки 3.18, а, 3.19, а). В устье наведенной трещины наблюдается узкая вязкая зона Θ (0,2 – 0,3 мм). Затем следует участок вязкого разрушения (4,6 – 5,0 мм), на котором не удается выделить зоны L_c и L_b . Далее идет зона долома длиной 2,3 – 3,0 мм.

Вне зависимости от исходной структуры деформация прокаткой на 5% с последующим одночасовым нагревом не привели при комнатной температуре испытания к значительному изменению ударной вязкости KCU и вида макроизломов по сравнению с исходным состоянием (таблица 3.7). Макроизломы состаренных образцов имеют вязкое строение со значительной утяжкой 2,0 – 2,2 мм. В состаренном состоянии, как и в несостаренном на поверхности изломов наблюдаются те же

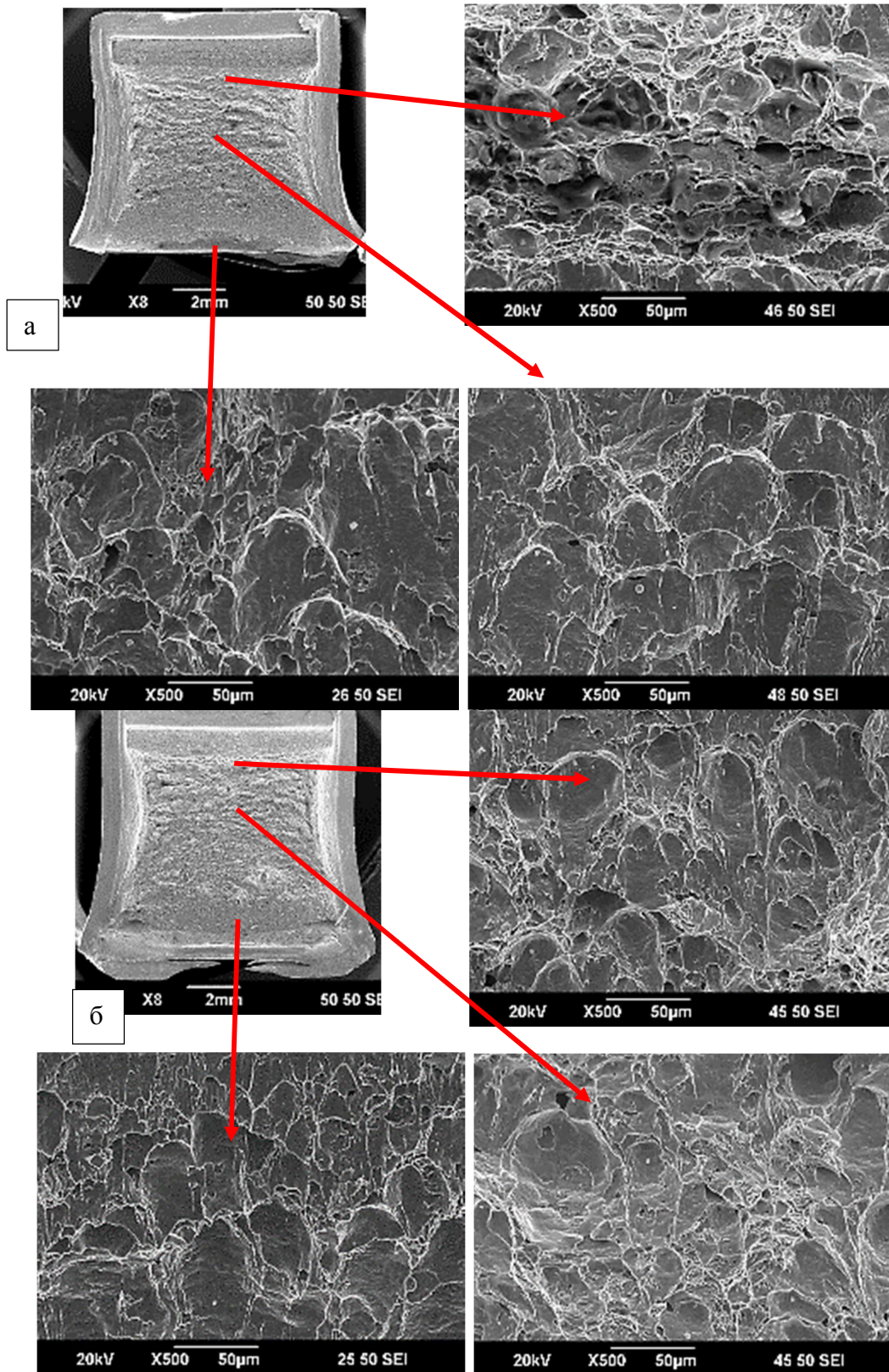


Рисунок 3.18 – Характер разрушения ударных образцов с наведенной усталостной трещиной и боковыми надрезами стали 06Г2ФБ (аустенитизация 1000°C) с ферритно-перлитной структурой в исходном состоянии (а) и после прокатки на 5 % и нагрева на 250°C, 1ч (б)

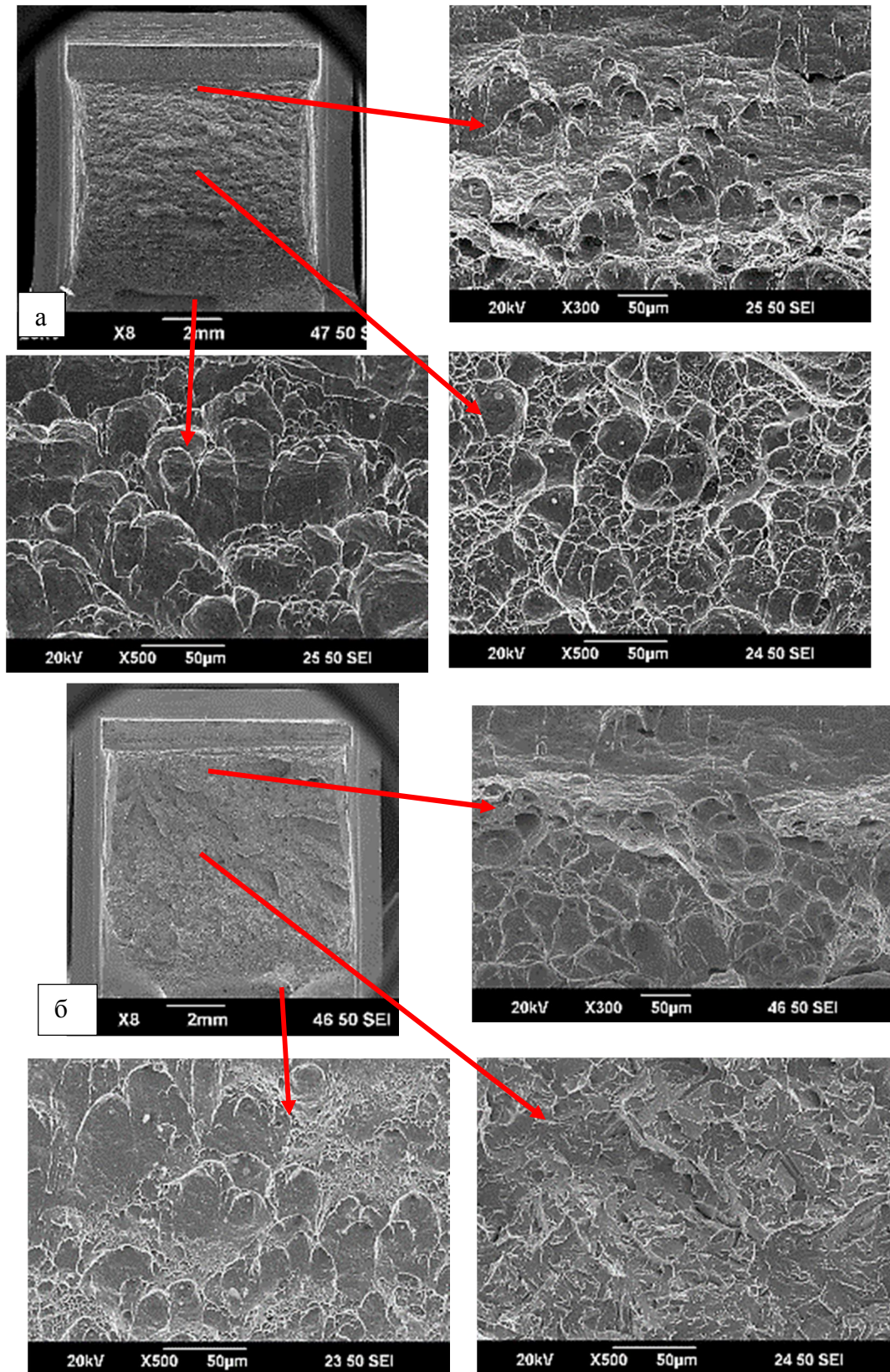


Рисунок 3.19 – Характер разрушения ударных образцов с наведенной усталостной трещиной и боковыми надрезами из стали 06Г2ФБ (аустенитизация 1000°C) с ферритно-бейнитной структурой в исходном состоянии (а) и после прокатки 5% и нагрева на 250 °С, 1ч

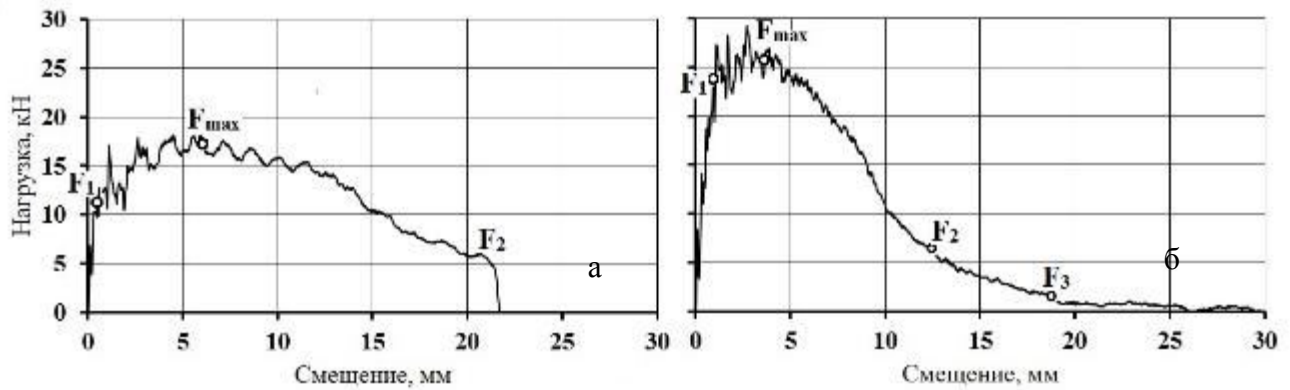


Рисунок 3.20 – Диаграммы разрушения нагрузка – прогиб образца с V надрезом при температуре испытания плюс 20 °С стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1000 °С, с ферритно-перлитной (а) и ферритно-бейнитной (б) структурами после деформационного старения

зоны разрушения. Все они имеют ямочное дуплексное строение, характерное для транскристаллитного вязкого разрушения. Небольшое снижение ударной вязкости после деформационного старения наблюдалось у образцов с V – надрезом (таблица 3.7). В обоих случаях образцы с ферритно-перлитной структурой имели несколько большую ударную вязкость, чем с ферритно-бейнитной.

Для более полной оценки влияния структуры на ударную вязкость в состаренном состоянии на образцах с V –образным надрезом были сняты осциллограммы ударного изгиба образцов⁷ (рисунок 3.20). На осциллограммах можно указать несколько участков. До точки F_1 происходит упругопластический изгиб [115–118]. Участок $F_1 – F_{max}$ соответствует зарождению магистральной трещины. После точки F_{max} происходит снижение нагрузки, что связано на участке $F_{max} – F_2$ с движением магистральной трещины и релаксацией напряжений путем трещинообразования [116]. На участке $F_2 – F_3$ наблюдается более медленное изменение нагрузки, что соответствует долому образца.

При ферритно-перлитной структуре после достижения максимальной нагрузки происходит плавное ее снижение, соответствующее вязкому разрушению образца. Вид осциллограмм свидетельствует, что разрушение произошло не до

⁷ Осциллографическая регистрация процесса ударного разрушения проводилась на копре INSTRON CEAST 9350.

конца. Для образцов с ферритно-бейнитной структурой характерно более высокое максимальное разрушающее напряжение F_{\max} и более резкое падение нагрузки на участке $F_{\max} - F_2$. Такое изменение нагрузки свидетельствует о менее энергоемком и более хрупком характере разрушения. Как видно из таблицы 3.7, вклад работы зарождения в ударную вязкость заметно меньше, чем работы распространения. При этом существенной зависимости KCV_3 от вида структуры не наблюдалось. В тоже время работа распространения трещины в случае ферритно-бейнитной структуры заметно меньше, чем у ферритно-перлитной. Более низкое значение KCV_p согласуется и с более резким изменением нагрузки на участке $F_{\max} - F_2$.

Таким образом, данные, полученные при использовании осциллограмм ударного изгиба образцов с V-образным надрезом, позволяют считать, что при комнатной температуре испытания в условиях вязкого развития трещины ферритно-бейнитная структура в состаренном состоянии обладает большей склонностью к хрупкому разрушению.

Эту закономерность еще более наглядно иллюстрируют данные испытаний состаренных образцов с наведенной усталостной трещиной как с боковыми надрезами, так и без них (таблица 3.7). Ударная вязкость KCT^{+20} и KCT_6^{+20} образцов при наличии ферритно-перлитной структуры хотя и уменьшилась после деформационного старения, но эти изменения были намного меньше, чем в случае ферритно-бейнитной структуры. Изломы состаренных и несостаренных образцов были близки по своему строению (рисунок 3.18, б). При вязком макроизломе состаренные образцы имели утяжку $\lambda/2 = 0,5$ мм. Зона сдвигового разрушения Θ , участок вязкого разрушения и зона долома L_0 имели размеры 0,3, 5,4 и 2,0 мм соответственно. Иной характер разрушения наблюдается у состаренных образцов с ферритно-бейнитной структурой (рисунок 3.19, б). На макроизломах образцов с можно выделить участки вязкого и хрупкого разрушения. При фрактографическом анализе в устье усталостной трещины обнаружена вязкая зона Θ длиной 0,3 мм. Затем наблюдается участок хрупкого разрушения с образованием фасеток скола (7,5 мм).

Таблица 3.8 – Изменения при деформационном старении стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1000 °С, показателя склонности к деформационному старению C и температуры вязко-хрупкого перехода ΔT_{50}

Изменение механических свойств	Деформация + 250 °С, 1ч.		
	Прокатка 5%	Прокатка 10%	Сжатие 7%
$C^{+20^\circ\text{C}}$, %	$\frac{4}{7}$	$\frac{11}{16}$	$\frac{11}{13}$
$C^{-60^\circ\text{C}}$, %	$\frac{5}{33}$	$\frac{46}{81}$	$\frac{52}{74}$
ΔT_{50} , °С	$\frac{10}{40}$	$\frac{30}{80}$	$\frac{25}{80}$
Примечание: В числителе данные для ферритно-перлитной структуры, в знаменателе – для ферритно-бейнитной структуры.			

Далее следует вязкая зона долома длиной 1,2 мм. При этом утяжка образцов $\lambda/2$ уменьшается до 0,2 мм.

Дополнительно для состаренных образцов с U-образным надрезом были построены сериальные кривые ударной вязкости. Установлено, что деформационное старение сдвигает эти кривые в сторону более высоких температур. (рисунок 3.17, кривая 2). Для ферритно-перлитной структуры это смещение сравнительно невелико, чему соответствует небольшое снижение температуры вязко-хрупкого перехода (таблица 3.8). Более значительное смещение сериальной кривой и температуры вязко-хрупкого перехода наблюдается у образцов с ферритно-бейнитной структурой (таблица 3.8). В состаренном состоянии, как и в случае несостаренного в температурном интервале вязко-хрупкого перехода происходит постепенная замена транскристаллитного вязкого разрушения транскристаллитным хрупким разрушением сколом. Увеличение степени деформации прокаткой с 5 до 10 % с последующим охрупчивающим нагревом привели к еще большему смещению сериальной кривой KCU и T_{50} в сторону более высоких температур (рисунок 3.17, кривая 3). У ферритно-перлитной структуры смещение составило $\Delta T_{50} = 30^\circ\text{C}$, в то время как у ферритно-бейнитной смещение происходит в большей степени $\Delta T_{50} = 80^\circ\text{C}$ (таблица 3.8). Деформация сжатием на 7 % с одночасовым нагревом на

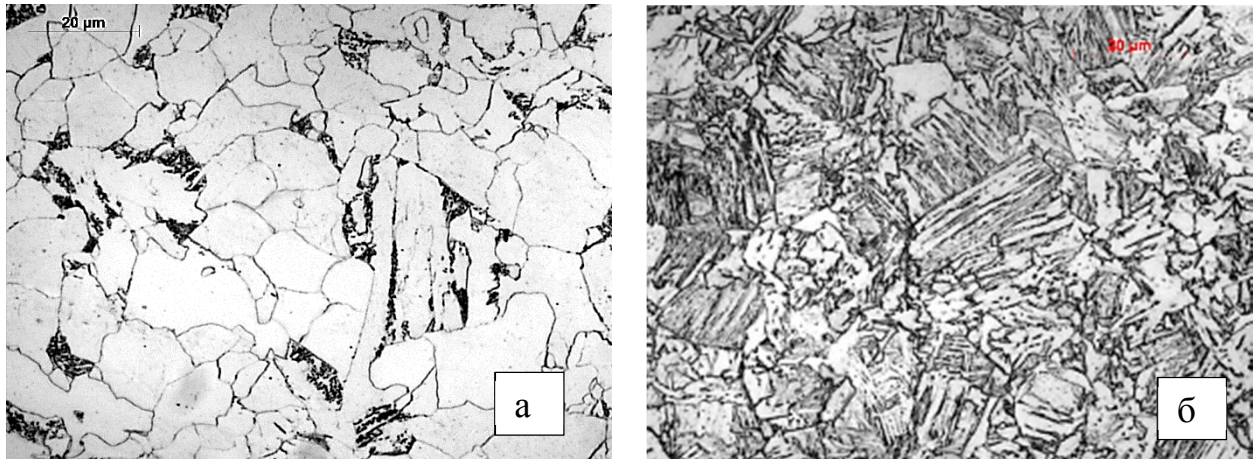


Рисунок 3.21 – Микроструктура стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (а) и ферритно-бейнитной (б) структурами, подвергнутой перед одночасовым нагревом на 250 °С прокатке на 5 %. Травление 4 %-ным спиртовым раствором азотной кислоты

250 °С привели к смещению сериальной кривой КСУ и T_{50} аналогично прокатке на 10% (рисунок 3.17, кривая 4).

Согласно ГОСТ 7268-82 склонность к деформационному старению может быть оценена показателем C . Этот показатель выше в случае ферритно-бейнитной структуры, причем различие в величине C для исследованных структур возрастает с понижением температуры испытания (таблица 3.8).

Таким образом, учитывая данные испытаний на статическую трещиностойкость СТОД и ударный изгиб следует считать, что у ферритно-бейнитной структуры при деформационном старении происходит снижение трещиностойкости в большей степени, чем у ферритно-перлитной.

Исследование микроструктуры образцов, подвергнутых прокатке на 5 и 10 % с последующим одночасовым нагревом на 250 °С не обнаружило каких-либо существенных изменений микроструктуры при использовании оптической и сканирующей микроскопии (рисунок 3.21). Подчеркнем, что количество МА-составляющей, как при ферритно-перлитной, так и ферритно-бейнитной структуре после деформационного старения не изменяется.

Таблица 3.9 – Величина коэрцитивной силы H_c стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами

Структура	H_c , А/м	
	Исходное состояние	Прокатка 5 % + 250 °С, 1ч
Ферритно-перлитная	583	585
Ферритно-бейнитная	1936	987

Рентгеноструктурное исследование показало, что деформационное старение (прокатка на 5 % + 250 °С, 1 ч) приводит к увеличению микроискажений кристаллической решетки и плотности дислокаций (таблица 3.1). Этот эффект наиболее существенен в случае ферритно-бейнитной структуры, чем в случае ферритно-перлитной. Величина изменения параметра решетки после деформационного старения близка к величине ошибки эксперимента, но тем не менее можно утверждать об его уменьшении, что подтверждает переход атомов углерода из твердого раствора к дефектам кристаллического строения.

Дополнительно в исходном состоянии и после деформационного старения (прокатка 5% + 250 °С, 1 ч) определяли величину коэрцитивной силы H_c . В исходном состоянии коэрцитивная сила ферритно-бейнитной структуры в 3 раза больше, чем у ферритно-перлитной, что может быть связано с более высокой плотностью дислокаций, большими внутренними искажениями кристаллической решетки и с большей пересыщенностью углеродом твердого раствора [119]. После деформационного старения у ферритно - перлитной структуры величина коэрцитивной силы практически не изменяется. У ферритно-бейнитной структуры после деформационного старения наблюдалось уменьшение коэрцитивной силы в два раза по сравнению с исходным состоянием, что вероятно связано с выделением углерода из твердого раствора бейнитной α -фазы.

В принципе нагрев на 250 °С холоднодеформированной структуры может сопровождаться уменьшением плотности дислокаций и характера их распределения.

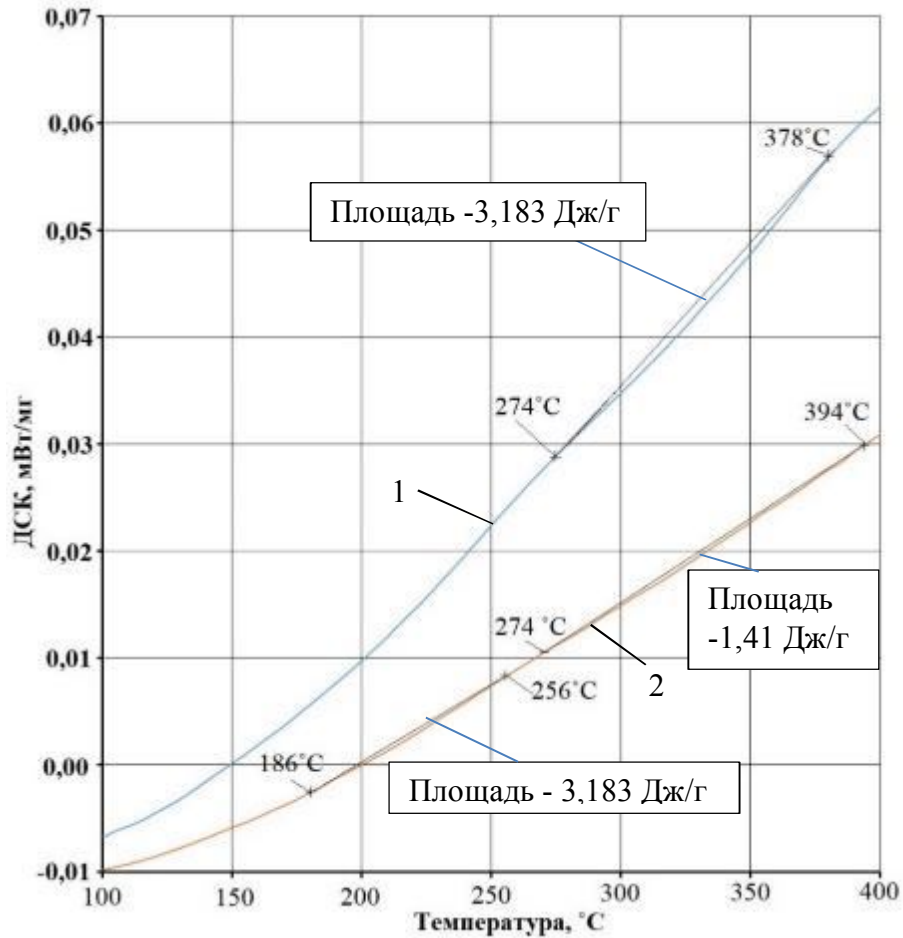


Рисунок 3.22 – Фрагменты кривых ДСК, зарегистрированные при непрерывном нагреве со скоростью 1 град /мин, стали 06Г2ФБ (аустенитизация 1000 °С) с ферритно-перлитной (1) и ферритно-бейнитной (2) структурами после предварительной деформации прокаткой на 5%

Об изменении дислокационной структуры определенную информацию может дать метод дифференциального термического анализа (ДСК). Этот метод был использован в работах [120; 121] в которых исследовалось изменение структуры при нагреве образцов из низкоуглеродистой стали, содержащей ниобий и ванадий и подвергнутой деформации на 3 – 7 %. При этом на кривых ДСК, снятых со скоростью 5 град/с, наблюдали два пика, расположенных около 200 и 400 °С. Первый пик связывался авторами указанных работ с перераспределением и уменьшением плотности дислокаций, а второй пик с выделением фаз, преимущественно цементитного типа и рекристаллизацией деформированной структуры.

При исследовании стали 06Г2ФБ образцы, деформированные на 5% с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами, нагревали со скоростью 1 град/с. На кривой ДСК образцов с ферритно-перлитной структурой наблюдали один пик в интервале 274 – 378 °С, а в случае ферритно-бейнитной структуры два пика: первый пик в интервале 186 – 256 °С, второй пик – 270 – 394°С (рисунок 3.22). Вне зависимости от вида структуры величины тепловых эффектов незначительны. Это позволяет считать, что при нагреве на 250 °С не происходит сколь-либо существенного изменения дислокационной структуры.

Несмотря на то, что при выбранном режиме аустенитизации часть углерода осталась связанной в карбиды и не перешла в твердый раствор, сталь 06Г2ФБ оказалась склонной к деформационному старению. Об этом свидетельствуют повышение прочностных свойств, снижение характеристик пластичности, показателя деформационного упрочнения n и повышение температуры вязко-хрупкого перехода T_{50} . Анализ совокупности свойств, определенных как при статическом, так и динамическом нагружении показал, что в случае ферритно-бейнитной структуры деформационное старение получает большее развитие, чем при ферритно-перлитной.

Как было отмечено, деформационное старение обусловлено развитием процессов взаимодействия растворенных в твердом растворе атомов углерода и азота с дислокациями. В зависимости от температурно-временных условий протекания деформационного старения на дислокациях могут возникать атмосферы или сегрегации атомов внедрения либо выделяться дисперсные карбиды (карбонитриды). Подвижность дислокаций снижается, затрудняется развитие деформации, уменьшается возможность релаксации пиков напряжений. При этом растет прочность, снижается пластичность и сопротивление хрупким разрушениям.

Несмотря на то, что энергия взаимодействия азота с дислокациями выше, чем углерода, низкое содержание этого элемента в стали 06Г2ФБ позволяет считать, что при рассмотрении деформационного старения следует учитывать в основном поведение в твердом растворе углерода. В случае охлаждения с небольшой скоростью, когда формируется ферритно-перлитная структура, основная часть углерода оказывается связанной в карбиды перлитной составляющей. Количество углерода,

находящегося в феррите и способного взаимодействовать с дислокациями, невелико.

При быстром охлаждении из аустенитной области следует ожидать более высокого содержания углерода в твердом растворе. В формирующейся при таком охлаждении основной структурной составляющей – игольчатом бейните, присутствуют островки МА-составляющей. Для них характерно повышенное содержание углерода. Но небольшое количество этой составляющей структуры позволяет считать, что в бейнитной α -фазе содержится достаточное количество свободных атомов углерода, которые могут блокировать движение дислокаций.

В кристаллах бейнитной α -фазы плотность дислокаций значительно выше, чем в зернах полигонального феррита. Эта закономерность сохраняется и в случае проведения пластической деформации. Весьма вероятно, что более высокая плотность дислокаций в бейните приводит к уменьшению путей «дрейфа» атомов углерода к дефектам кристаллического строения. Этот фактор наряду с большей пересыщенностью твердого раствора должен способствовать более интенсивному развитию деформационного старения, когда в структуре низкоуглеродистой стали вместо полигонального феррита, преобладает бейнитная составляющая.

3.3 Склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой, подвергнутой высокому отпуску

Как уже указывалось выше, в некоторых случаях для оптимизации свойств высокопрочных трубных сталей может быть использован высокий отпуск. Проследим, как такой отпуск влияет на склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ, имеющей ферритно-бейнитную структуру. Заготовки из этой стали после аустенитизации при 1000 °С и охлаждения со скоростью 35 град/с подвергали одночасовому отпуску при 600 и 660 °С. Особенности структуры отпущенной стали рассмотрены в разделе 3.1.

Таблица 3.10 – Механические свойства стали 06Г2ФБ после отпуска при 600 и 660 °С в зависимости от степени деформации растяжением и нагрева на 250 °С, 1 ч.

Механические свойства	Отпуск 600 °С		Отпуск 660 °С				
	Исходное	Деформация растяжением 3%+250 °С, 1 ч	Исходное	Деформация растяжением + нагрев 250 °С, 1 ч			
				1%	2%	3%	4%
$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	(540)	733	(520)	(591)	642	675	680
σ_B , МПа	610	733	594	600	642	675	680
$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	0,88	1,00	0,87	0,98	1,00	1,00	1,00
$L_{пт}$, %	1,2	-	1,6	3,4	2,6	2,1	-
$\Delta\sigma_T^B$, МПа	29	38	28	10	19	43	44
δ , %	21,0	11,0	25,9	20,2	16,8	15,5	13,6
$\delta_{равн}$, %	7,6	-	9,7	6,1	2,6	2,1	-
ψ , %	79	77	80	79	78	78	77

Высокий отпуск сопровождается закономерным снижением пределов текучести и прочности, при этом отношение σ_T/σ_B повысилось. На диаграммах растяжения образцов с отпущенной ферритно-бейнитной структурой появляется зуб и площадка текучести, что может быть связано с уменьшением плотности дислокаций по сравнению с неотпущенной структурой (таблица 3.10, рисунок 3.23). В отличие от неотпущенных образцов у образцов, подвергнутых высокому отпуску, зависимость $\ln S - \ln \epsilon$ описывалась одной прямой (рисунок 3.24). При этом показатель деформационного упрочнения n заметно выше у отпущенных образцов, чем у неотпущенных. С повышением температуры отпуска от 600 до 660 °С предел текучести и предел прочности снижаются, в то время как длина площадки текучести $L_{пт}$, показатель деформационного упрочнения n , относительное общее и равномерное удлинение растут, а высота зуба текучести $\Delta\sigma_T^B$, отношение σ_T/σ_B и относительное сужение практически не изменяются.

Как и в предыдущих экспериментах, для оценки склонности отпущенной структуры к деформационному старению использовали холодную деформацию растяжением на 3 % и прокаткой на 5 % с последующим одночасовым нагревом на 250 °С. Несмотря на то, что высокоотпущенная сталь характеризуется меньшим содержанием углерода в твердом растворе и меньшей плотностью дислокаций, а

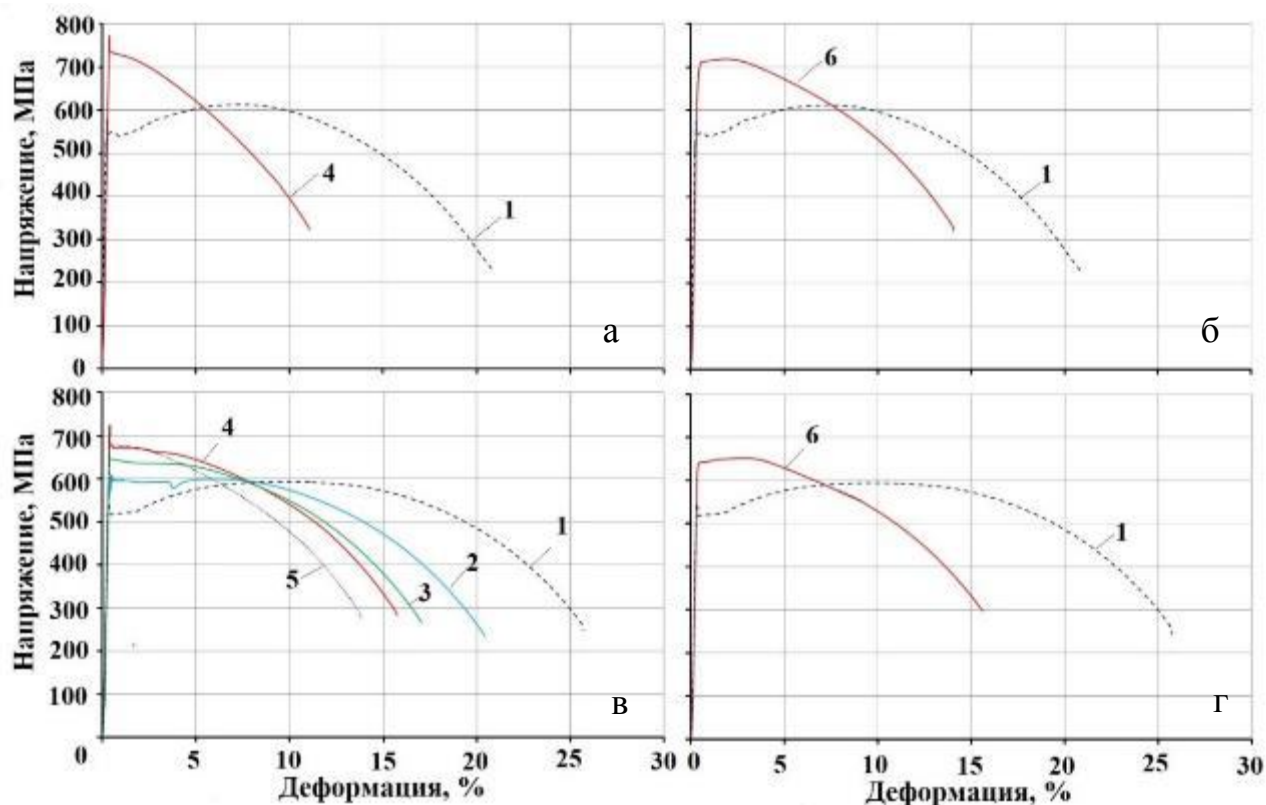


Рисунок 3.23 – Графики растяжения образцов стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации на 1000°С, охлаждению со скоростью 35 град/с и одночасовому отпуску при 600 °С (а, б) и 660 °С (в, г): 1 – исходное состояние; 2, 3, 4 и 5 – растяжение 1, 2, 3 и 4 % соответственно +250 °С 1ч;
6 – прокатка 5 % + 250 °С 1ч

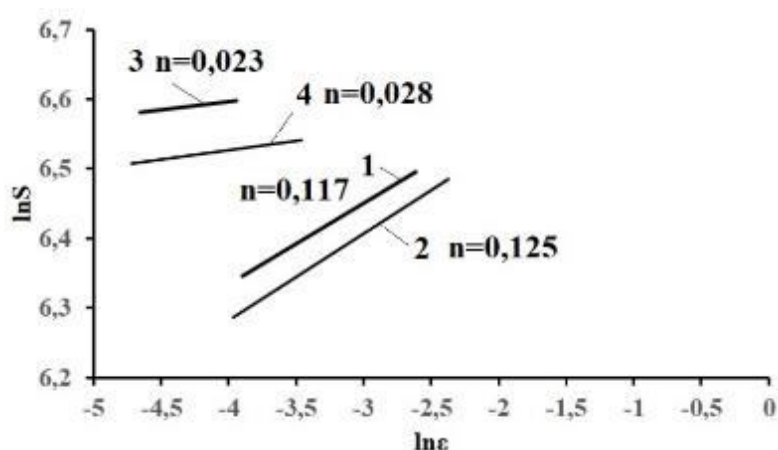


Рисунок 3.24 – Деформационное упрочнение стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации на 1000°С, охлаждению со скоростью 35 град/с и одночасовому отпуску при 600 °С (1, 3) и 660 °С (2, 4): 1, 2 – исходное состояние;
3, 4 – деформация прокаткой на 5% + 250 °С 1 ч

Таблица 3.11 – Механические свойства стали 06Г2ФБ в зависимости от температуры отпуска в исходном состоянии и после деформационного старения

Механические свойства	Отпуск 600 °С		Отпуск 660 °С	
	Исходное	Деформация прокаткой 5% + 250 °С, 1 ч	Исходное	Деформация прокаткой на 5% + 250 °С, 1 ч
$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	(540)	(711)	(520)	(640)
σ_B , МПа	610	719	594	655
ДПТ, %	1,2	0,5	1,6	0,6
$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	0,88	0,99	0,87	0,98
δ , %	21,0	13,9	25,9	15,2
$\delta_{равн}$, %	7,6	1,6	9,7	3,0
ψ , %	79	78	80	79

Таблица 3.12 – Изменение механических свойств при деформационном старении стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации на 1000°С, охлаждению со скоростью 35 град/с и высокому одночасовому отпуску

Температура отпуска, °С	Деформационное старение			
	Растяжение 3 % + 250°С 1ч		Прокатка 5 % + 250°С 1ч	
	$\Delta\sigma_T = \sigma_T^{CT} - \sigma_D$	$\Delta\sigma = \sigma_T^{CT} - \sigma_T$	$\Delta\sigma = \sigma_T^{CT} - \sigma_T$	$\Delta\sigma = \sigma_B^{CT} - \sigma_B$
Без отпуска	100	253	270	128
600	98	193	171	109
660	95	155	120	61

также развитием рекристаллизации α -фазы, она имеет достаточно высокую склонность к деформационному старению. После указанных режимов деформационного старения наблюдается рост σ_T , σ_B и σ_T/σ_B , при одновременном снижении δ и особенно $\delta_{равн}$ (таблицы 3.10 и 3.11). После деформационного старения сохраняется одна стадия упрочнения, показатель n уменьшается, причем его величина практически не изменяется от температуры отпуска (рисунок 3.24). Судя по изменению прочностных свойств при повышении температуры отпуска от 600 до 660 °С склонность к деформационному старению уменьшается (таблица 3.12).

Если при деформационном старении деформацию осуществлять растяжением, то реализуются следующие закономерности. У образцов, отпущенных при 600 °С, наблюдается увеличение величины зуба текучести $\Delta\sigma_T^B$ и σ_T , который становится равным σ_B (таблица 3.10, рисунок 3.23, а, кривая 4). При этом на диаграммах растяжения стадия равномерной деформации отсутствует, а общее относительное удлинение уменьшается почти в два раза. Относительное сужение остается на высоком уровне. Если повысить температуру отпуска до 660 °С, то после осуществления деформации растяжением на 3% и нагрева на 250 °С также происходит повышение $\Delta\sigma_T^B$ и σ_T . При этом на кривой растяжения появляется площадка текучести длиной 2,1 % и только затем происходит спад напряжений (таблица 3.10, рисунок 3.23, в).

Дополнительно после отпуска 660 °С было исследовано влияние степени деформации растяжением в интервале от 1 до 4 % на склонность к деформационному старению. С повышением степени деформации перед охрупчивающим нагревом склонность к деформационному старению увеличивается, о чем свидетельствует рост $\Delta\sigma = \sigma_T^{CT} - \sigma_D$ и $\Delta\sigma_T = \sigma_T^{CT} - \sigma_T$ (рисунок 3.25). Также, как и в случае неохрупченного состояния, у образцов, состаренных после деформации на 1 %, на диаграммах растяжения наблюдались зуб и площадка текучести (рисунок 3.23). При степени деформации 2 % стадия равномерного параболического упрочнения после площадки текучести исчезает, происходит локализация деформации и спад напряжений. Подобный вид диаграммы наблюдался и при деформации на 3%. При этом значительно увеличивается величина зуба текучести. Рост степени деформации до 4 % приводит к исчезновению площадки текучести.

Если при проведении деформационного старения вместо деформации растяжением использовать прокатку с обжатием на 5 %, то характер изменения свойств практически не изменяется. Отличие заключается лишь в том, что у образцов, подвергнутых прокатке, на диаграммах растяжения отсутствует зуб текучести, но присутствует небольшая площадка текучести за которой наблюдается стадия равномерного параболического упрочнения (рисунок 3.23, б, г, кривая 6, таблица 3.11).

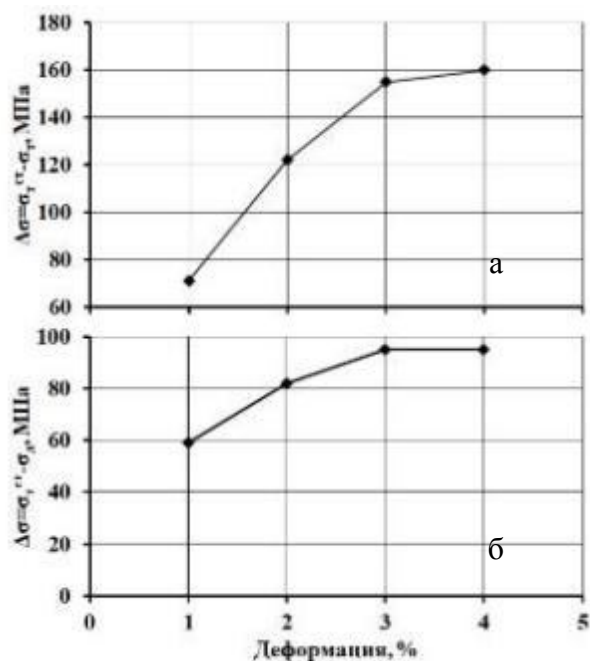


Рисунок 3.25 – Влияние степени предварительной деформации растяжением на прирост прочности $\Delta\sigma = \sigma_{т}^{ст} - \sigma_{д}$ и $\Delta\sigma = \sigma_{т}^{ст} - \sigma_{т}$ после нагрева на 250 °С 1ч стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации на 1000°С, охлаждению со скоростью 35 град/с и отпуску при 660 °С 1ч

Таким образом, высокий отпуск позволяет повысить общее относительное и равномерное удлинения при сохранении достаточно высокого уровня прочности. Анализ данных показывает, что высокоотпущенная сталь обладает определенной склонностью к деформационному старению, но тем не менее высокий отпуск по сравнению с неотпущенным состоянием несколько ее уменьшает. В работе [18] рекомендуется подходить с осторожностью к отпуску ферритно-бейнитной структуры, так как отпуск может не только повысить пластичность, но и привести к снижению ударной вязкости и хладостойкости. Судя по полученным данным, при анализе возможности использования высокого отпуска для улучшения свойств низкоуглеродистых трубных сталей с ферритно-бейнитной структурой, следует учитывать и тот факт, что высокоотпущенная сталь может иметь достаточно низкое равномерное удлинение в состаренном состоянии. Это может неблагоприятно сказаться на деформационной способности трубы.

3.4 Влияние объемной доли бейнита на склонность стали 06Г2ФБ к деформационному старению

В выше описанных экспериментах изучали развитие деформационного старения, когда в структуре в основном присутствовал игольчатый бейнит, либо, когда он практически отсутствовал. Представлялось целесообразным оценить, как склонность к деформационному старению зависит от объемной доли этой структурной составляющей [97; 98]. Для этого заготовки размером 12,5×12,5 мм после аустенизации при 1000 °С охлаждали с различными скоростями 1, 10, 18 и 35 град/с.

При охлаждении со скоростью 1 град/с распад аустенита происходит в основном по диффузионному механизму с формированием ферритно-перлитной структуры⁸. При повышении скорости охлаждения до 10 – 18 град/с происходит подавление диффузионного превращения, что сопровождается заметным снижением объема полигонального феррита и измельчением его зерна (таблица 3.13). Охлаждение со скоростью 10 град/с сопровождается уменьшением доли вырожденного перлита (рисунок 3.26). Использование скорости охлаждения 18 град/с приводит к исчезновению этой структурной составляющей (рисунок 3.27).

Таблица 3.13 – Характеристика микроструктуры стали 06Г2ФБ

Скорость охлаждения, град/с	ΣБ, %	РБ, %	ИБ, %	ГБ, %	МА в бейните, %	ВП, %	Ф, %	D _ф , мкм	V _р , мкм
1	4	-	4	-	1*	5	90	8	-
10	40	-	36	4	8	1	59	6	2,2
18	60	-	51	9	6	-	40	4	2,0
35	90	15	73	2	3	-	10	3	1,0

Примечание: ΣБ –общая объемная доля бейнита; РБ – реечный бейнит; ИБ – игольчатый бейнит; ГБ – глобулярный бейнит; ВП – вырожденный перлит; Ф – феррит; МА – мартенситно-аустенитная составляющая; D_ф – средний размер ферритного зерна; V_р – средняя ширина кристаллов игольчатого бейнита для скорости охлаждения 10 и 18 град/с и средняя ширина реек бейнитной α-фазы игольчатого и реечного бейнита для скорости охлаждения 35 град/с.
* - В структуре стали, охлажденной со скоростью 1 град/с, отсутствуют связи участков МА-составляющей с бейнитом.

⁸ Основные закономерности микроструктур, полученных при скорости охлаждения 1 град/с и 35 град/с, подробно описаны в разделе 3.1.

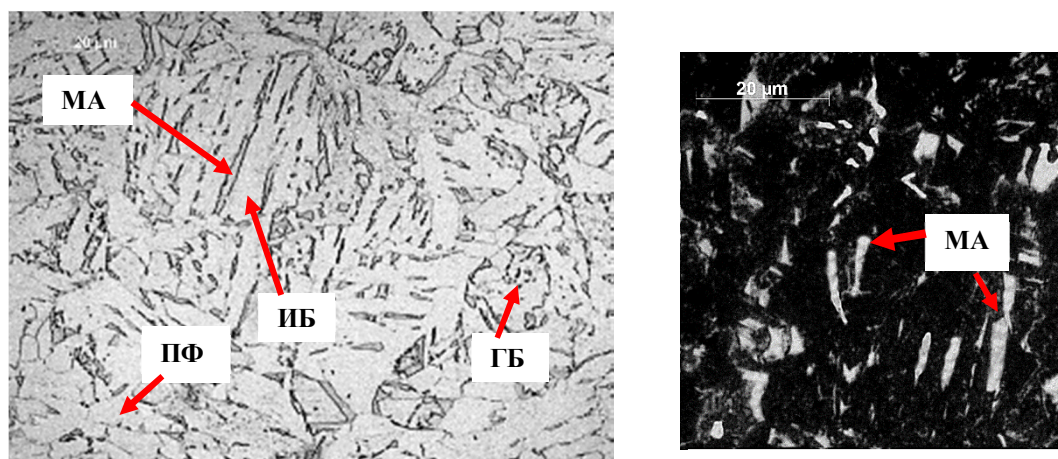


Рисунок 3.26 – Микроструктура стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1000 °С и охлаждению со скоростью 10 град/с

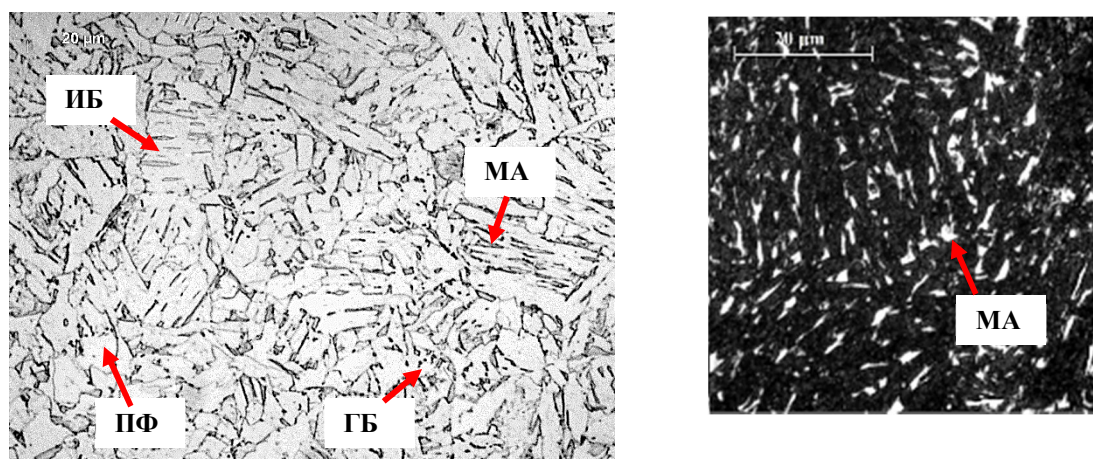


Рисунок 3.27 – Микроструктура стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1000 °С и охлаждению со скоростью 18 град/с

Увеличение скорости охлаждения от 1 до 35 град/с сопровождается увеличением объемной доли бейнитной составляющей. При охлаждении со скоростью 35 град/с бейнитная составляющая структуры становится преобладающей. При рассматриваемых скоростях охлаждения бейнитное превращение в основном заключалось в формировании игольчатого бейнита. При скорости охлаждения 1 град/с наблюдались единичные рейки бейнитной α -фазы, а при увеличении скорости они объединялись в пакеты. При этом ширина реек бейнитной α -фазы уменьшается (таблица 3.13).

При охлаждении с повышенными скоростями вместе с увеличением объемной доли игольчатого бейнита в структуре появляется глобулярный бейнит. Его максимальное количество наблюдается при скорости охлаждения 18 град/с (таблица 3.13). Он присутствует в виде небольших участков относительно равноосной формы. Напомним, что при скорости охлаждения 36 град/с наряду с глобулярным бейнитом наблюдается небольшое количество реечного бейнита (рисунок 3.5).

Как было сказано ранее (раздел 3.1), уже при скорости охлаждения 1 град/с в структуре встречаются отдельные «островки» МА-составляющей. С повышением скорости охлаждения до 10 град/с объемная доля этой структурной составляющей заметно повышается. При этом ее участки имеют достаточно крупные размеры 9 – 15 мкм (рисунок 3.26). При дальнейшем увеличении скорости охлаждения до 18 град/с и тем более 35 град/с, количество МА-составляющей и ее дисперсность уменьшаются (рисунок 3.27). При этом ее островки имеют преимущественно вытянутую форму.

Как уже упоминалось, у образцов с преимущественно ферритно-перлитной структурой и небольшим количеством игольчатого бейнита, на диаграммах растяжения присутствуют зуб и площадка текучести (рисунок 3.16, а, кривая 1). При скоростях охлаждения 10 и 18 град/с, когда объемная доля бейнита составляет

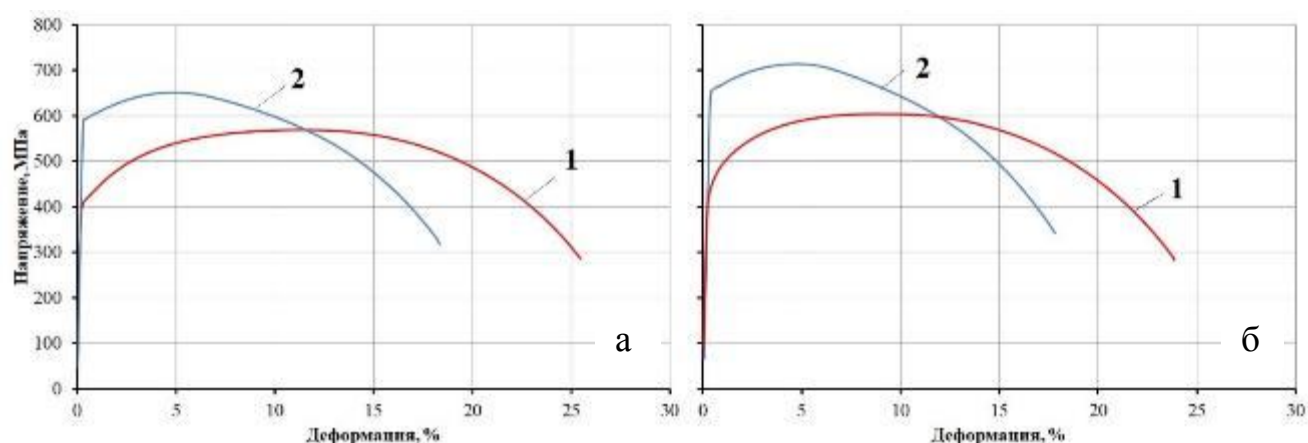


Рисунок 3.28 – Диаграммы растяжения стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1000 °С и охлаждению со скоростью 10 град/с (а) и 18 град /с (б):

1 – исходное состояние; 2 – прокатка 5 % + 250 °С, 1 ч

Таблица 3.14 – Механические свойства стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1000°С, в зависимости от скорости охлаждения в исходном состоянии (числитель) и после деформационного старения (знаменатель)

Скорость охлаждения, град/с	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , %	$\delta_{\text{равн}}$, %	Ψ , %	KCU ^{+20°С} , Дж/см ²	T ₅₀ , °С	CTOD, мм
1	<u>369</u>	<u>481</u>	<u>0,77</u>	<u>28,5</u>	<u>18,0</u>	<u>81</u>	<u>360</u>	<u>-85</u>	<u>2,47</u>
	494	553	0,89	22,0	11,0	81	345	-75	0,82
10	<u>412</u>	<u>570</u>	<u>0,72</u>	<u>25,4</u>	<u>11,8</u>	<u>82</u>	<u>370</u>	<u>-90</u>	<u>0,94</u>
	592	648	0,91	18,0	5,3	81	359	-75	0,19
18	<u>436</u>	<u>603</u>	<u>0,72</u>	<u>24,1</u>	<u>9,4</u>	<u>83</u>	<u>369</u>	<u>-105</u>	<u>1,08</u>
	661	715	0,93	16,9	5,2	81	369	-80	0,29
35	<u>568</u>	<u>765</u>	<u>0,74</u>	<u>18,8</u>	<u>7,2</u>	<u>82</u>	<u>333</u>	<u>-110</u>	<u>0,46</u>
	838	893	0,94	15,5	5,8	79	311	-70	0,08

40 и 60 % соответственно, зуб и площадка текучести исчезают (рисунок 3.28, а и б, кривые 1). Чем больше скорость охлаждения, то есть больше объемная доля бейнитной составляющей, тем выше пределы текучести и прочности (таблица 3.14). При этом отношение предела текучести к пределу прочности несколько уменьшается. Данные, приведенные на рисунке 3.29 показывают, что имеется интенсивный рост пределов текучести и прочности при объемной доле бейнита более 60 %. Следует указать, что в ранее выполненной нами работе [122] на стали 07Г2МФБ показано, что зависимость характеристик прочности от объемной доли бейнита может быть представлена в виде прямых с заметным перегибом при его одержании около 60 %. Определяющее влияние на прочностные свойства при объемной доле бейнита менее 60 % оказывает размер зерна полигонального феррита. При преимущественно бейнитной структуре уровень прочности существенно зависит от ширины реек бейнитной α -фазы.

Рост прочности с увеличением объемной доли бейнита сопровождается заметным снижением как общего, так и равномерного относительного удлинения (рисунок 3.29, таблица 3.14). При этом величина относительного сужения колеблется в довольно узких пределах.

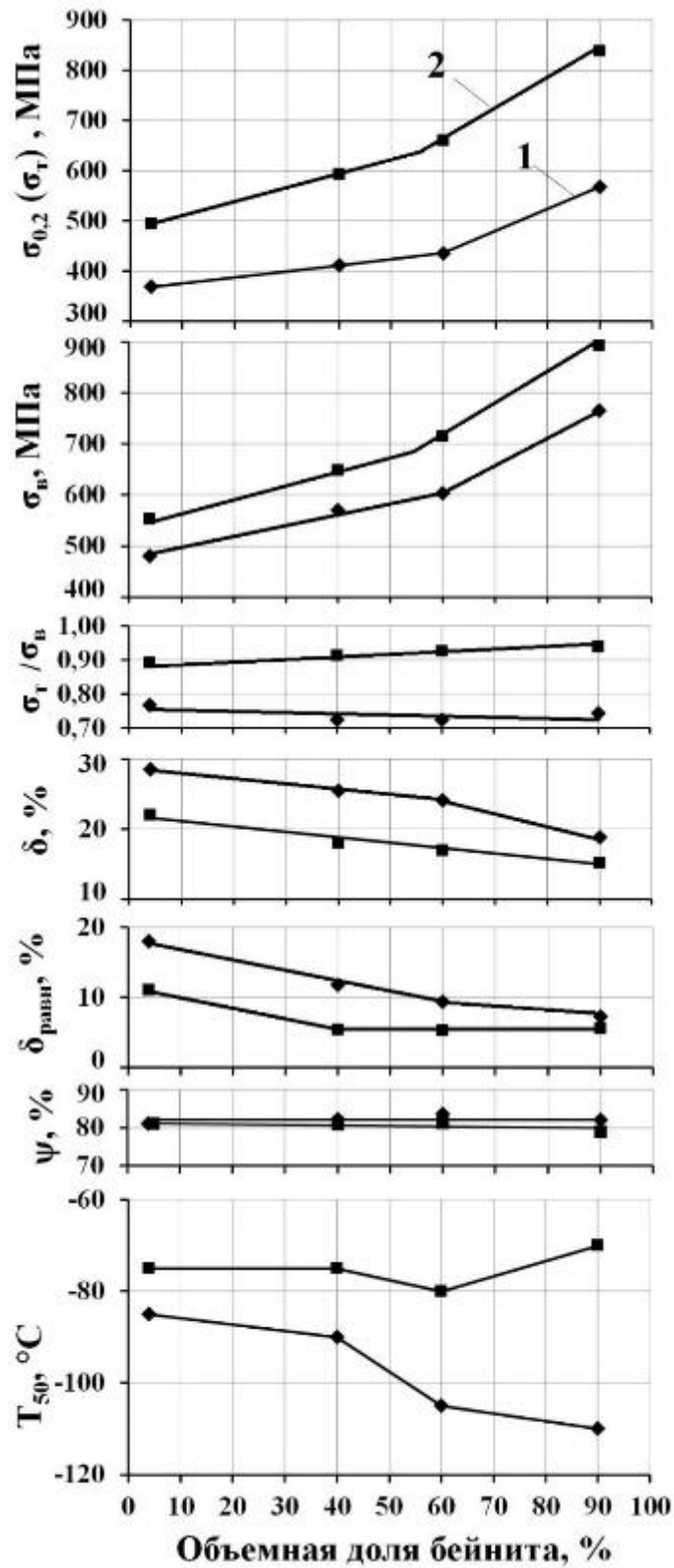


Рисунок 3.29 – Зависимость механических свойств стали 06Г2ФБ (аустенитизация 1000 °С) от объемной доли бейнитной составляющей в исходном состоянии (1) и после деформационного старения (2)

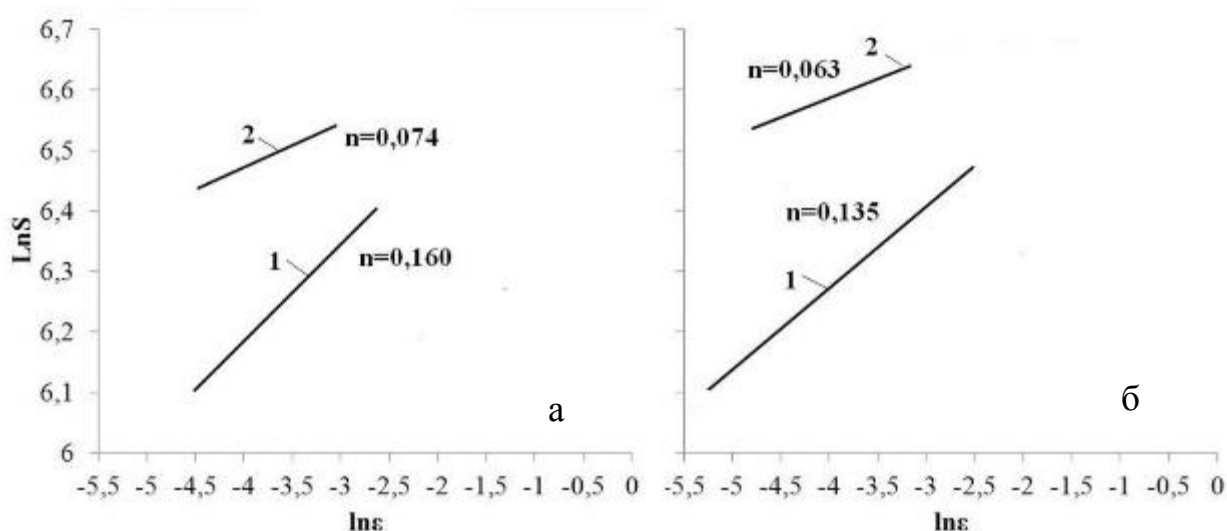


Рисунок 3.30 – Деформационное упрочнение стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1000 °С, и охлаждения со скоростью 10 град/с (а)

и 18 град/с (б): 1 – исходное состояние;

2 – деформация прокаткой на 5 % + 250 °С, 1ч

Характер деформационного упрочнения при повышении объемной доли бейнита от 4 до 60 % не изменяется: зависимость $\ln S - \ln \epsilon$ описывается одной прямой (рисунок 3.30). При этом показатель деформационного упрочнения n при увеличении объемной доли бейнита уменьшается. При достижении максимальной доли бейнита 90 % зависимость $\ln S - \ln \epsilon$ описывается двумя стадиями упрочнения (см. раздел 3.2).

Параметр трещиностойкости СТOD при статическом нагружении при минус 20 °С снижается с повышением объемной доли бейнита и, следовательно, с ростом прочности (рисунок 3.31, таблица 3.14). Но при скорости охлаждения 10 град/с, когда в структуре формируются крупные «островки» МА-составляющей, наблюдается наиболее резкое снижение СТOD. Аналогичная закономерность была обнаружена на стали 07Г2МФБ в работе [122].

Значения ударной вязкости KCU^{+20} приведены в таблице 3.14. Вне зависимости от режима охлаждения (характера микроструктуры) ударная вязкость имеет высокие значения, которые сохраняются вплоть до температуры испытания минус 60 °С (рисунок 3.32). У образцов с содержанием объемной доли бейнита 60 %, как

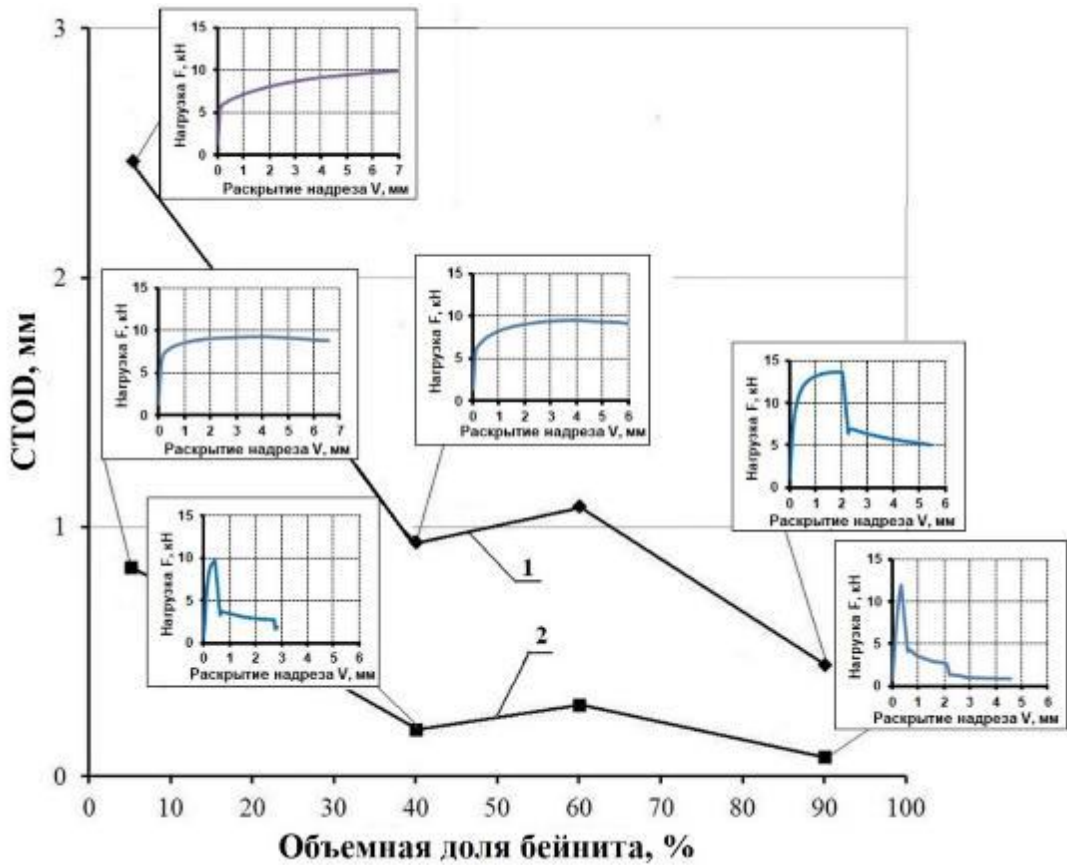


Рисунок 3.31 – Зависимость критического раскрытия трещины CTOD стали 06Г2ФБ (аустенитизация 1000°С) от количества бейнитной составляющей в исходном состоянии (1) и после деформационного старения (2)

и в случае большего содержания бейнита (90 %), достаточно высокие значения ударной вязкости сохраняются до минус 110°С, чему соответствуют и наиболее низкие значения T_{50} (рисунок 3.32, таблица 3.14).

Склонность стали 06Г2ФБ к деформационному старению оказалась достаточно существенной после всех режимов охлаждения. Деформация прокаткой с обжатием 5 % и одночасовой нагрев 250 °С привели к повышению пределов текучести и прочности, а также отношения $\sigma_{0,2} (\sigma_T)/\sigma_B$ при одновременном снижении общего относительного и равномерного удлинений (рисунок 3.29, таблица 3.14). Эффект изменения свойств был тем больше, чем было выше содержание бейнита в стали.

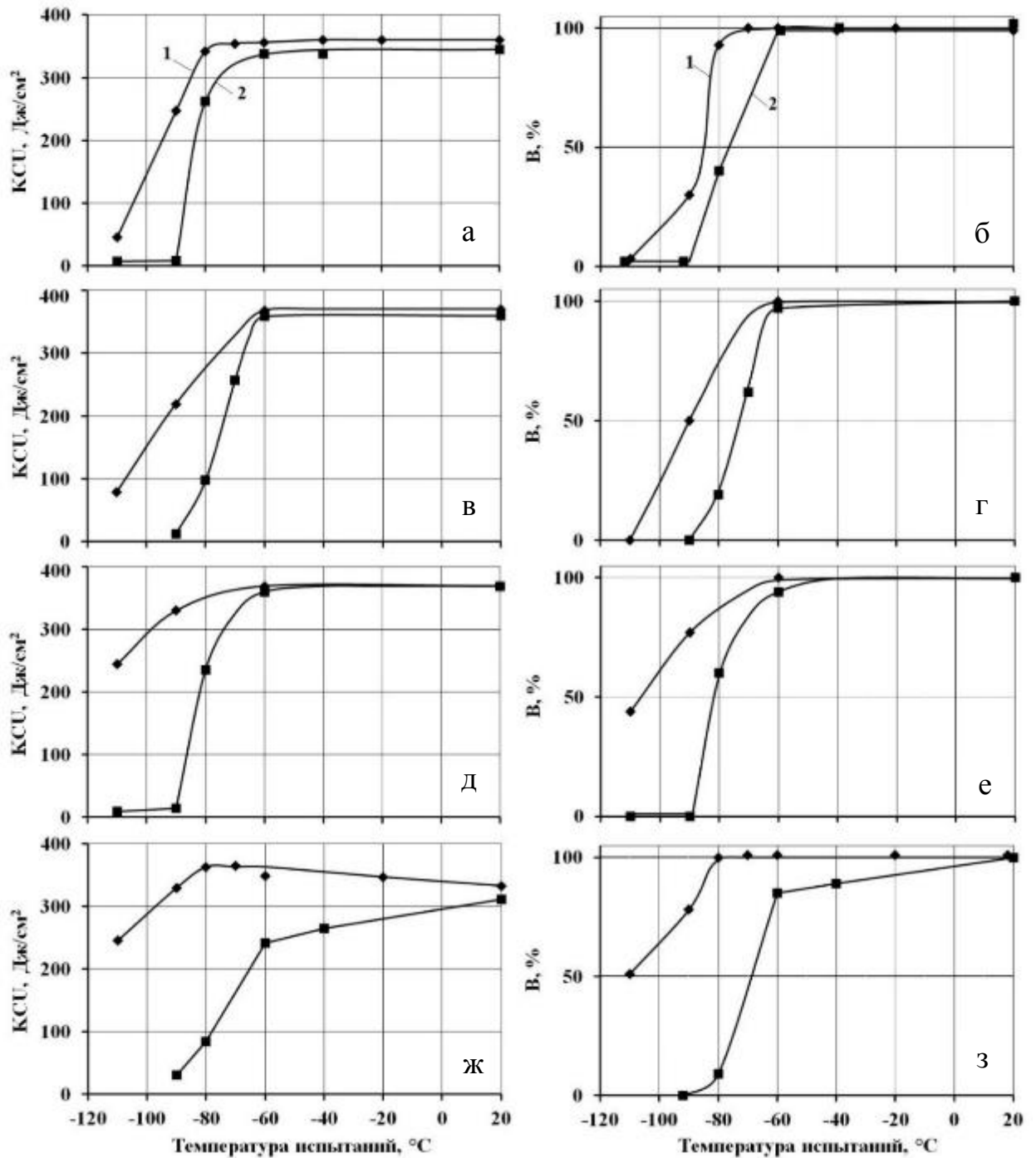


Рисунок 3.32 – Зависимость ударной вязкости (а, в, ж, ж) и доли вязкой составляющей (б, г, е, з) в изломе стали 06Г2ФБ (аустенитизация 1000 °С) после различных скоростей охлаждения в исходном состоянии (1) и после деформационного старения (2): а, б – охлаждение 1 град/с; в, г – охлаждение 10 град/с; д, е – охлаждение 18 град/с; ж, з – охлаждение 35 град/с

Зависимость $\ln S - \ln \epsilon$ после деформационного старения вне зависимости от структуры имеет одну стадию упрочнения. При этом значение показателя деформационного упрочнения n по сравнению с несостаренным состоянием заметно понижается (рисунок 3.30).

Деформационное старение привело к резкому снижению показателя СТOD, не изменив его зависимость от количества бейнитной составляющей (рисунок 3.31, таблица 3.14). Невысокое значение этого показателя наблюдалось уже при содержании в структуре 40 % бейнита при наличии в структуре крупных участков МА-составляющей.

Деформационное старение существенно смещает сериальные кривые ударной вязкости и температуру вязко-хрупкого перехода T_{50} в сторону более высоких температур, причем с повышением объемной доли бейнита этот эффект более значителен (рисунок 3.32, таблица 3.14).

Судя по данным работы [123] деформационное старение отрицательно влияет на замедленное хрупкое разрушение в условиях коррозионной среды и водорода. В работе [124] при испытаниях на ударный изгиб наибольшее охрупчивание стали группы прочности X80 наблюдалось после деформационного старения и наводороживания. Естественно предполагать, что склонность к водородному охрупчиванию должна определяться структурным состоянием. В связи с этим была произведена оценка склонности к водородному охрупчиванию стали 06Г2ФБ с различной долей бейнитной составляющей в исходном состоянии и после деформационного старения. В несостаренном состоянии для исследуемой стали свойственна малая склонность к водородному охрупчиванию. С увеличением объемной доли бейнита происходит лишь незначительное ее повышение (рисунок 3.33, кривая 1). После деформации растяжением на 3 % и последующего нагрева на 250 °С склонность к водородному охрупчиванию несколько повышается. Максимальное охрупчивание наблюдается при наибольшей объемной доле бейнитной составляющей (рисунок 3.33, кривая 2).

Из приведенных данных следует, что склонность к деформационному старению низкоуглеродистой стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой растет с

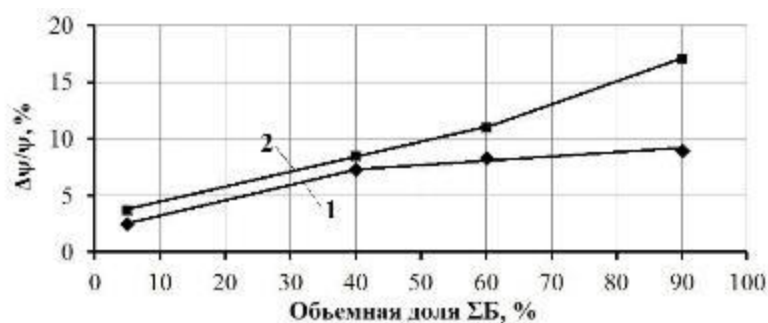


Рисунок 3.33 – Зависимость $\Delta\psi/\psi$ стали 06Г2ФБ (аустенитизация 1000 °С) от количества бейнитной составляющей в исходном состоянии (1) и после деформации растяжением на 3 % + 250 °С, 1ч (2)

повышением объемной доли бейнитной составляющей (в основном игольчатого бейнита). Значительная склонность к деформационному старению проявляется уже при объемной доле бейнита 60 %. При объемной доле бейнита 90 % сталь обладает наибольшей склонностью не только к деформационному старению, но к водородному охрупчиванию. Если необходимо ограничить отрицательное влияние деформационного старения на механические свойства, в том числе и на трещиностойкость, деформируемость и коррозионную стойкость, то целесообразно уменьшать содержание бейнита до 40 – 60 %. Но при этом необходимо учитывать, что при относительно небольшом содержании бейнита (около 40 %) может наблюдаться ухудшение трещиностойкости из-за образования большого количества крупных «островков» МА-составляющей.

3.5 Влияние температуры аустенитизации на склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой

Как известно, режим аустенитизации определяет концентрацию углерода в твердом растворе и размер аустенитного зерна, а также фазовый состав, дисперсность и морфологию продуктов превращения, образующихся при последующем охлаждении. Повышение температуры аустенитизации способствует при охлаждении формированию реечного бейнита.

Таблица 3.15 – Характеристики микроструктуры стали 06Г2ФБ в зависимости от температуры аустенитизации

Температура нагрева, °С	ΣБ, %	РБ, %	ИБ, %	ГБ, %	МА в бейните, %	Ф, %	D _γ , мкм	D _φ , мкм
950	83	9	67	7	3	17	18	3,1
1000	90	15	73	2	3	10	30	3,0
1100	92	55	36	1	2	8	54	2,7
1150	95	76	18	1	1	5	60	2,5

Примечание: ΣБ – общая объемная доля бейнита; РБ – речный бейнит; ИБ – игольчатый бейнит; ГБ – глобулярный бейнит; ВП – вырожденный перлит; Ф – феррит; МА – мартенситно-аустенитная составляющая; D_φ – средний размер ферритного зерна; D_γ – средний размер аустенитного зерна.

Заготовки из стали 06Г2ФБ сечением 12,5×12,5 мм подвергали нагреву на 950, 1000, 1100 и 1150 °С и охлаждали со скоростью 35 град/с. С повышением температуры нагрева средний размер аустенитного зерна изменялся от 18 до 60 мкм (таблица 3.15). Гистограммы распределения размера аустенитного зерна в зависимости от температуры нагрева приведены на рисунке 3.34. Выбранные температуры нагрева обеспечили формирование при охлаждении в основном бейнита двух морфологических типов: игольчатого и речного. Чем выше температура нагрева, тем больше образуется речного бейнита и меньше игольчатого бейнита (таблица 3.15, рисунок 3.35). Одна из причин наблюдаемой закономерности связана с тем, что с ростом температуры нагрева увеличивается концентрация углерода в твердом растворе. Это в свою очередь при последующем охлаждении приводит к смещению интервала бейнитного превращения к более низким температурам, увеличивая вероятность образования речного бейнита [125]. Повышение температуры нагрева от 950 до 1150 °С приводит не только к росту аустенитного зерна, но и к заметному увеличению размеров пакетов речного и игольчатого бейнита и незначительно сказывается на ширине рек бейнитной α-фазы. Как уже упоминалось, по границам рек игольчатого бейнита располагаются дисперсные «островки» МА-составляющей. Максимальное количество МА-составляющей (3 %) наблюдается при небольших температурах нагрева (950 - 1000°С). При высокотемпературном нагреве на

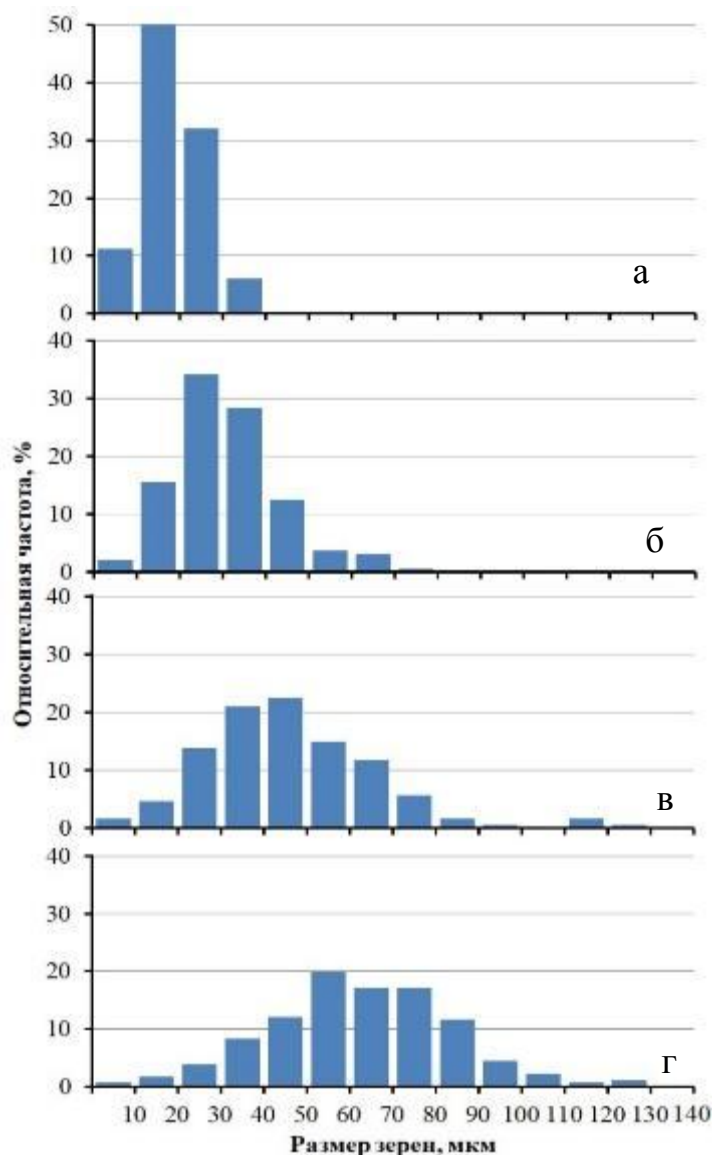


Рисунок 3.34 – Распределение аустенитного зерна по размерам в стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 950 °С (а); 1000 °С (б); 1100 °С (в); 1150 °С (г)

1100 – 1150 °С ее объемная доля уменьшается до 1 % (таблица 3.15). Объемная доля глобулярного бейнита невелика при всех режимах аустенитизации. Наибольшее его количество (7 %) формируется при температуре аустенитизации 950 °С (таблица 3.15, рисунок 3.35). С повышением температуры аустенитизации его объемная доля уменьшается до 1 %. Рентгеноструктурный анализ показал, что с повышением температуры аустенитизации микроскажения кристаллической решетки и

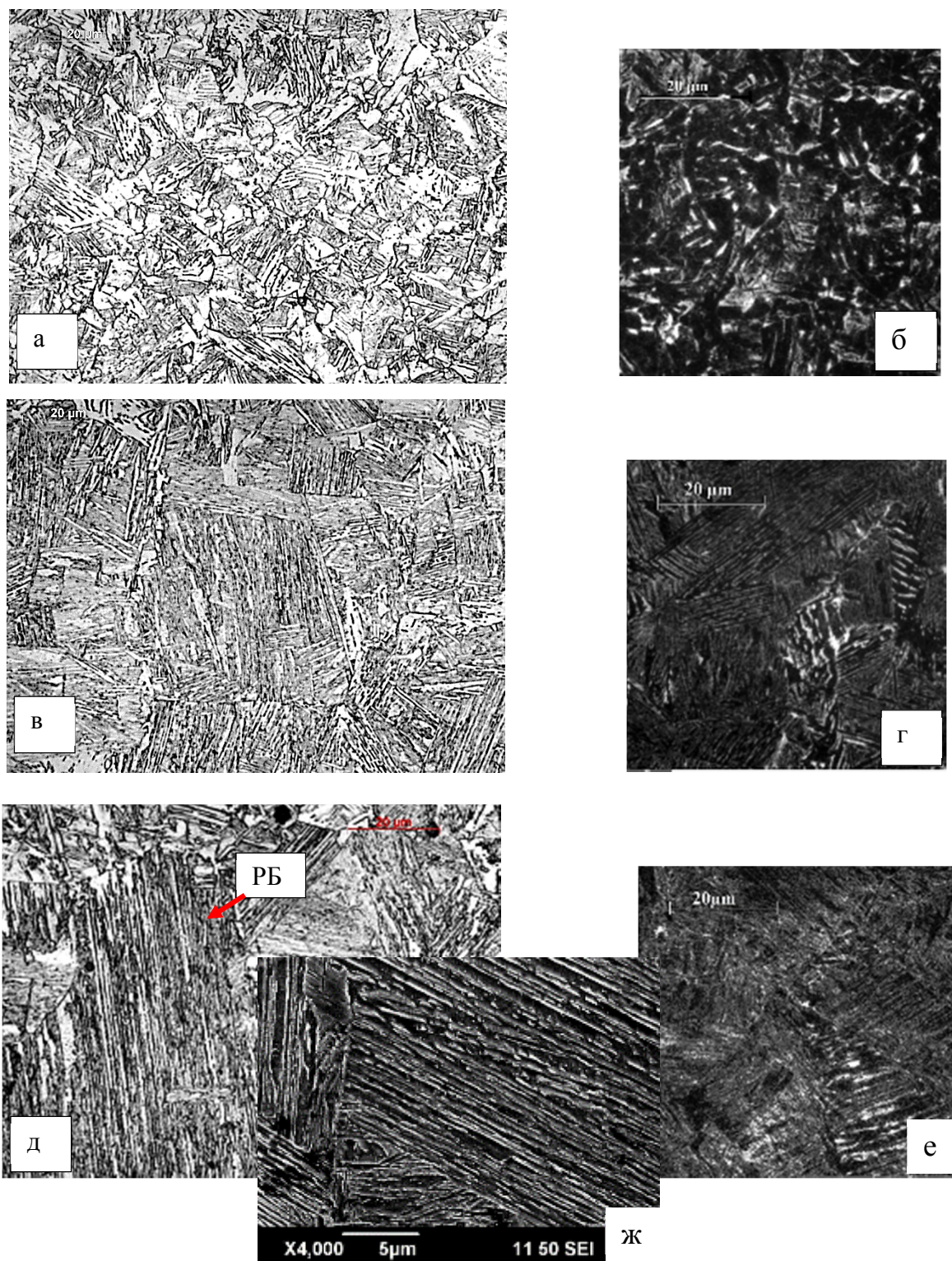


Рисунок 3.35 – Микроструктура стали 06Г2ФБ после аустенитизации при 950 °С (а, б), 1100 °С (в, г) и 1150 °С (д-ж) и охлаждения со скоростью 35 град/с: а, в, д, ж – травление в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты, ж – РЭМ; б, г, е – травление в реактиве Le Pera

Таблица 3.16 – Параметры тонкой структуры стали 06Г2ФБ в зависимости от температуры аустенитизации

Температура нагрева, °С	Микроискажения $\Delta a/a \cdot 10^{-3}$		Плотность дислокаций, $\rho \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$	Параметр решетки a , Å
	Метод аппроксимации	Метод Холла		
950	1,49	5,9	7,29	2,8666
1000	1,70	6,89	7,58	2,8674
1100	2,24	9,43	12,30	2,8677
1150	2,21	10,10	13,71	2,8677

плотность дислокаций увеличиваются (таблица 3.16). Данные изменения обусловлены увеличением объемной доли речного бейнита, отличающегося от игольчатого меньшей шириной реек и более высокой плотностью дислокаций в них [48].

Кривые растяжения образцов, подвергнутых различным режимам аустенитизации, по своему виду не отличаются друг от друга и относятся к типу «Round-house», то есть у них отсутствуют зуб и площадка текучести (рисунок 3.36). Чем выше температура аустенитизации, тем больше $\sigma_{0,2}$ и σ_B и ниже δ и $\delta_{\text{равн}}$ (рисунок 3.37, таблица 3.17). При этом отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ с увеличением температуры аустенитизации несколько повышается. Относительное сужение практически не зависит от температуры нагрева.

Независимо от температуры аустенитизации характер деформационного упрочнения $\ln \varepsilon - \ln S$ описывается двумя стадиями упрочнения (рисунок 3.38). Особенности такого упрочнения рассмотрены в разделе 3.1.

Ударная вязкость KCU^{+20} с повышением температуры аустенитизации несколько снижается. Более существенное изменение этой характеристики происходило при отрицательных температурах (рисунок 3.39). Если у образцов, подвергнутых нагреву на 950 и 1000°С высокие значения ударной вязкости KCU сохранялись до минус 80 °С, то в случае нагрева на 1100 и 1150 °С резкое падение KCU происходило уже после минус 40 °С (рисунок 3.39). При этом температура вязко-хрупкого перехода T_{50} повышалась от минус 110 до минус 75°С (таблица 3.17, рисунок 3.37).

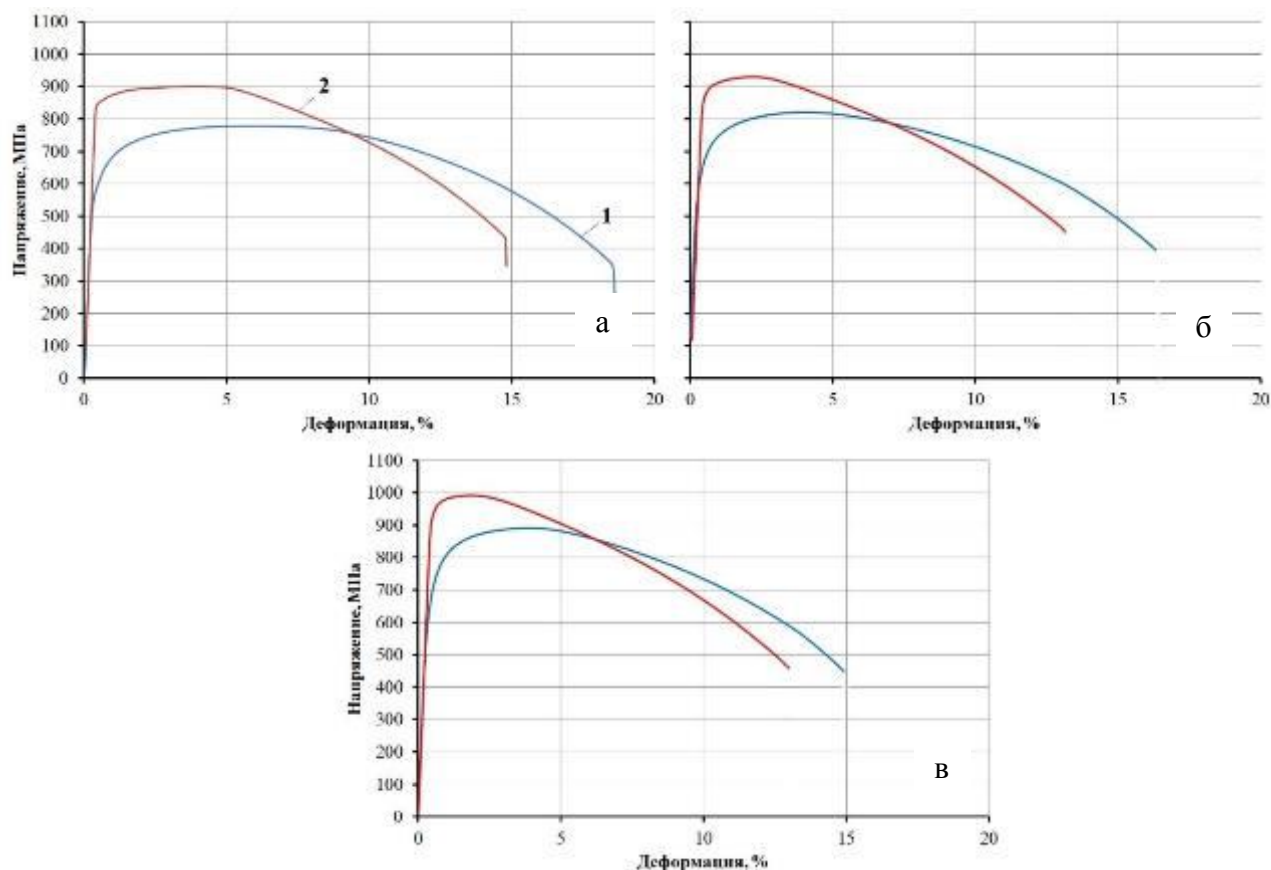


Рисунок 3.36 – Диаграммы растяжения стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 950 °С (а), 1100 °С (б) и 1150 °С (в) и охлаждению со скоростью 35 град/с

Таблица 3.17 – Механические свойства стали 06Г2ФБ в зависимости от температуры нагрева до (числитель) и после прокатки с обжатием 5% и нагрева 250 °С 1 ч (знаменатель)

Температура нагрева, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , %	$\delta_{\text{равн}}$, %	ψ , %	KCU ^{+20°C} , Дж/см ²	T ₅₀ , °С
950	<u>590</u>	<u>772</u>	<u>0,76</u>	<u>17,9</u>	<u>6,7</u>	<u>81</u>	<u>347</u>	<u>-110</u>
	856	901	0,95	14,5	4,0	78	310	-70
1000	<u>568</u>	<u>765</u>	<u>0,74</u>	<u>18,8</u>	<u>7,2</u>	<u>82</u>	<u>333</u>	<u>-110</u>
	838	893	0,94	15,5	5,8	79	311	-70
1100	<u>627</u>	<u>821</u>	<u>0,81</u>	<u>16,8</u>	<u>3,7</u>	<u>78</u>	<u>304</u>	<u>-75</u>
	871	924	0,95	13,0	1,8	76	271	-15
1150	<u>706</u>	<u>892</u>	<u>0,79</u>	<u>14,7</u>	<u>3,9</u>	<u>79</u>	<u>294</u>	<u>-75</u>
	961	998	0,96	13,0	1,5	79	266	-10

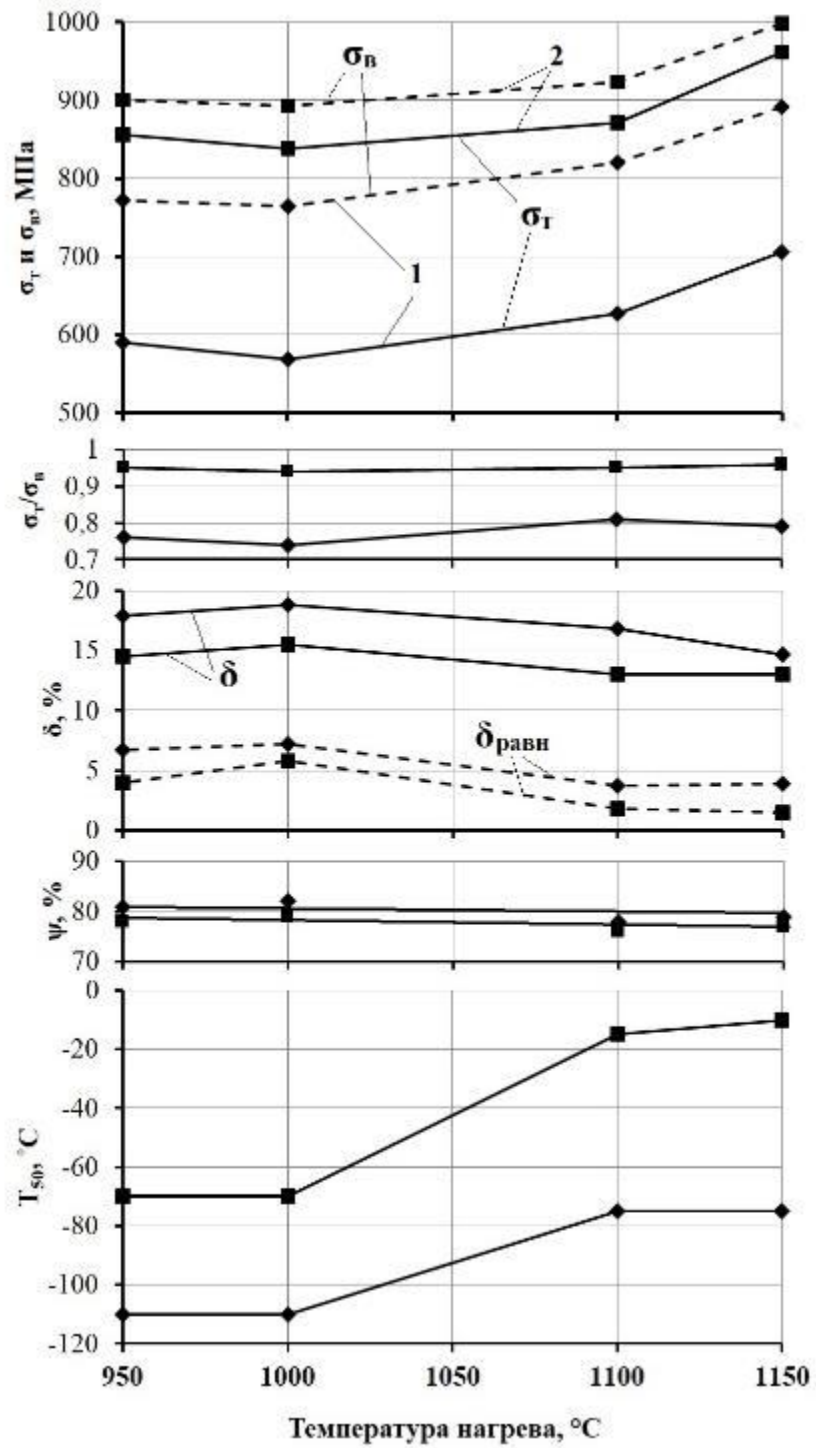


Рисунок 3.37 – Зависимость механических свойств стали 06Г2ФБ от температуры аустенитизации до (1) и после деформации прокаткой и нагрева 250 °С, 1 ч (2)

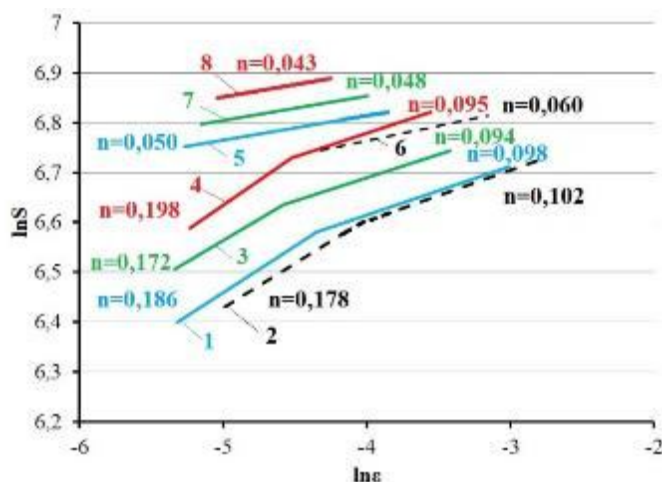


Рисунок 3.38 – Деформационное упрочнение стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации на 950 (1, 5), 1000 (2, 6), 1100 (3, 7) и 1150 °С (4, 8):
1, 2, 3, 4 – исходное состояние; 5, 6, 7, 8 – прокатка 5%+250 °С, 1ч

Для оценки склонности стали 06Г2ФБ, подвергнутой различным режимам аустенитизации, к деформационному старению использовали деформацию прокаткой на 5 % и одночасовой нагрев на 250 °С. Такая обработка привела к повышению $\sigma_{0,2}$, σ_B и $\sigma_{0,2} / \sigma_B$. При этом характер их зависимости от температуры аустенитизации не изменился: наибольшие значения $\sigma_{0,2}$ и σ_B соответствуют наиболее высоким температурам нагрева, а, следовательно, и большей объемной доле реечного бейнита. Деформационное старение сопровождается снижением δ и $\delta_{равн}$, причем наиболее низкие значения наблюдаются у образцов, подвергнутых аустенитизации на 1100 и 1150 °С. Относительное сужение после деформационного старения практически не изменилось.

Наиболее заметное влияние деформационное старение оказало на ударную вязкость. Как и в ранее описанных экспериментах, после деформационного старения наблюдается смещение серийных кривых КСЧ и температуры вязко-хрупкого перехода T_{50} в сторону более высоких температур, причем наибольшее смещение наблюдается у образцов, нагретых на 1100 и 1150 °С (рисунок 3.39). Во всех случаях в интервале вязко-хрупкого перехода происходит смена вязкого транскристаллитного разрушения на хрупкое транскристаллитное.

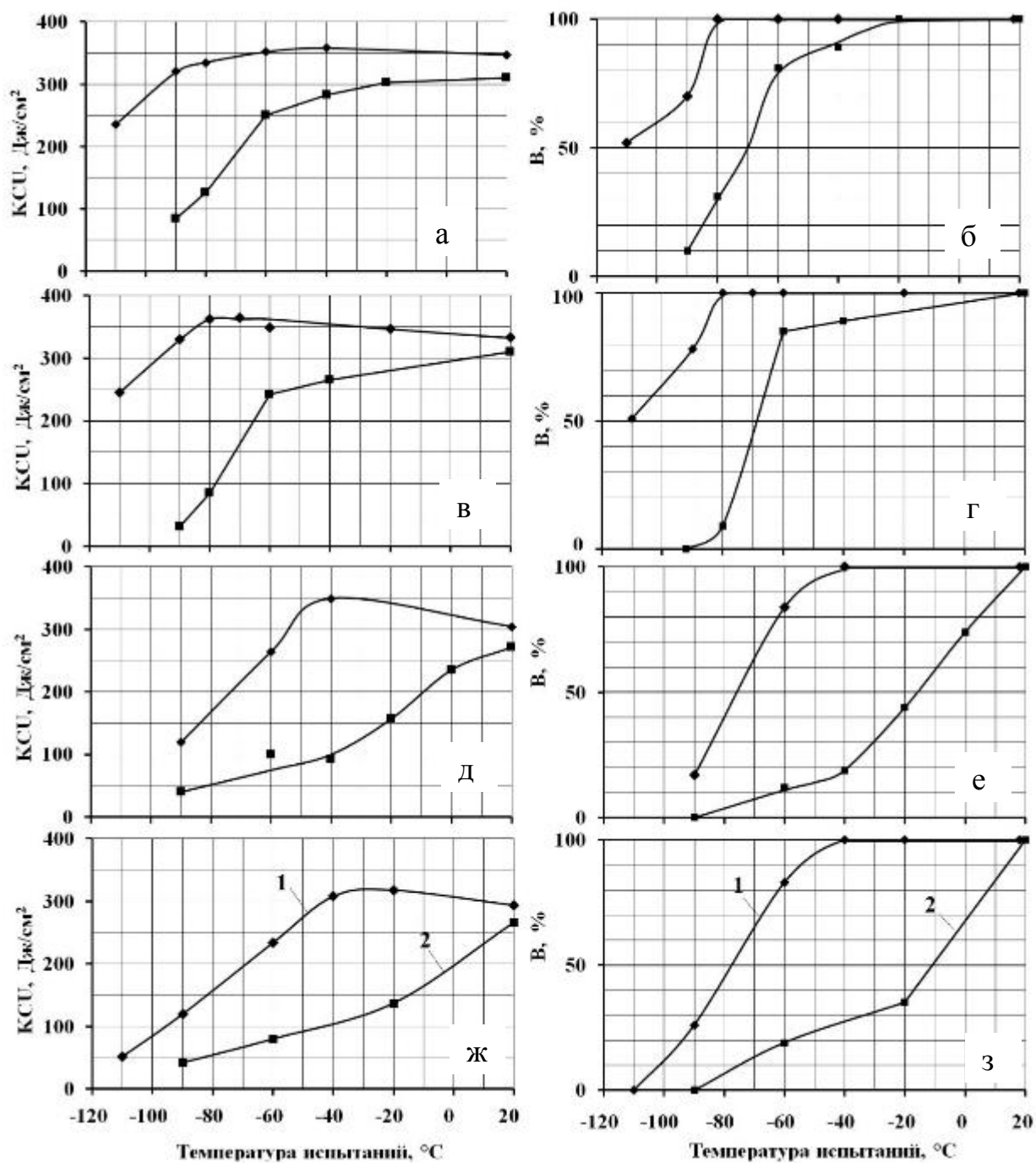


Рисунок 3.39 – Сериальные кривые ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломе стали 06Г2ФБ после аустенитизации 950 °С (а, б), 1000 °С (в, г), 1100 °С (д, е) и 1150 °С (ж, з)

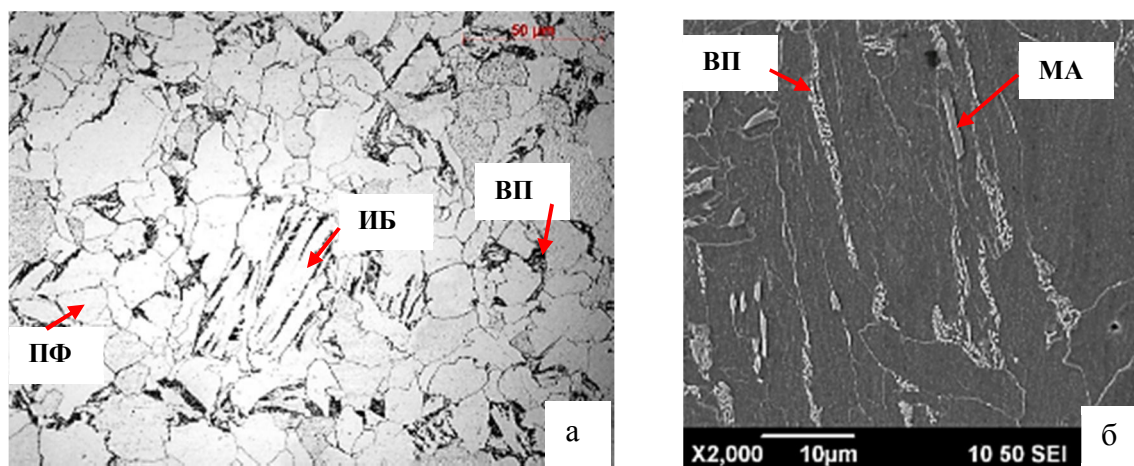


Рисунок 3.40 – Микроструктура стали 06Г2ФБ после аустенитизации 1150 °С и охлаждения со скоростью 1 град/с: а – оптическая микроскопия; б – РЭМ

Данные по влиянию размера аустенитного зерна на склонность к деформационному старению противоречивы, даже в тех случаях, когда при охлаждении после аустенитизации формируется ферритно-перлитная структура [25]. В связи с этим представлял интерес сравнить склонность к деформационному старению ферритно-перлитных структур, полученных после аустенитизации 1150 °С и 1000 °С и охлаждения со скоростью 1 град/с. Повышение температуры аустенитизации с 1000 до 1150 °С приводит к увеличению размера ферритного зерна с 8 до 16 мкм. Повышение температуры аустенитизации не оказало существенного влияния на количество вырожденного перлита. Как было сказано выше, в образцах, подвергнутых аустенитизации при 1000 °С и охлаждению с малой скоростью, кроме полигонального феррита образуются рейки α -фазы предположительно игольчатого бейнита (рисунок 3.40). Повышение температуры нагрева привело к некоторому увеличению объемной доли игольчатого бейнита с 4 до 8 %. Объемная доля МА-составляющей, участки которой также встречаются, существенно не изменилась при повышении температуры нагрева. При этом происходит следующее изменение свойств:

	$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	σ_B , МПа	ЛПТ, %	$\Delta\sigma_T^B$, МПа	δ , %	$\delta_{равн}$, %	ψ , %	КСУ ⁺²⁰ , Дж/см ²	n	T ₅₀ , °С
Несостаренное состояние	(379)	507	0,6	21	26,2	14,0	80	364	0,155	-80
Прокатка 5%+250 °С, 1ч	555	585	-	-	18,6	5,0	79	345	0,050	-60

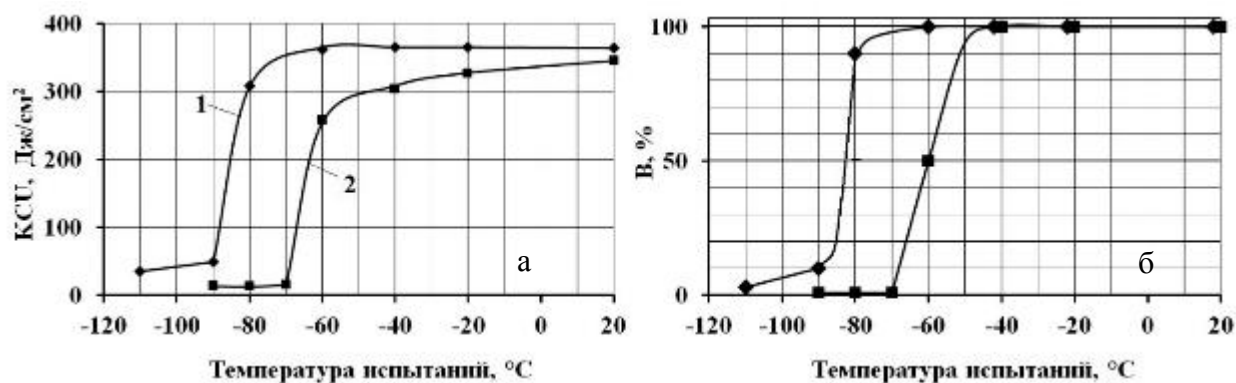


Рисунок 3.41 – Зависимость ударной вязкости (а) и доли вязкой составляющей (б) стали 06Г2ФБ после аустенитизации 1150 °С и охлаждения со скоростью 1 град/с: 1 – исходное состояние; 2 – деформация прокаткой с обжатием 5% и нагрева 250 °С 1ч

Как следует из полученных данных, с повышением температуры аустенитизации с 1000 до 1150 °С характеристики прочности σ_T и σ_B повышаются при практически неизменном отношении σ_T / σ_B . При этом снижаются показатель деформационного упрочнения n и характеристики пластичности δ и $\delta_{равн}$ при практически неизменном ψ . С повышением температуры аустенитизации величина зуба текучести и длина площадки текучести уменьшаются. Построение серийных кривых ударной вязкости KCU показало, что при наличии крупнозернистой структуры происходит незначительное смещение серийной кривой KCU и T_{50} в сторону более высоких температур (рисунок 3.41).

Как и следовало ожидать, при наличии ферритно-перлитной структуры деформационное старение (прокатка 5% + нагрев на 250 °С) образцов, подвергнутых аустенитизации 1150 °С, обеспечило повышение прочностных характеристик σ_T , σ_B и σ_T / σ_B при одновременном снижении δ и $\delta_{равн}$. После охрупчивающей обработки сохраняется одна стадия упрочнения, причем показатель n уменьшается. Судя по изменению величины приростов пределов текучести и прочности $\Delta\sigma_T = \sigma_T^{CT} - \sigma_T$ и $\Delta\sigma_B = \sigma_B^{CT} - \sigma_B$ повышение температуры нагрева от 1000 до 1150 °С увеличивает склонность к деформационному старению (таблица 3.18). Об этом же свидетельствуют и изменение δ , $\delta_{равн}$, n и T_{50} .

Таблица 3.18 – Изменения механических свойств состаренной стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной структурой, подвергнутой аустенитизации 1000 и 1150 °С

Изменение механических свойств	Температура аустенитизации, °С	
	1000	1150
$\Delta\sigma_T = \sigma_T^{CT} - \sigma_T$, МПа	125	176
$\Delta\sigma_B = \sigma_B^{CT} - \sigma_B$, МПа	72	78

Из полученных данных также следует, что и при ферритно-перлитной структуре крупнозернистая сталь обладает большей склонностью к деформационному старению, чем мелкозернистая.

Если вернуться к ферритно-бейнитной структуре, то можно сделать следующие выводы. При высокотемпературном нагреве склонность стали к деформационному старению увеличивается. Несомненно, это связано с тем, что с повышением температуры нагрева возрастает объемная доля реечного бейнита, характеризующегося высокой плотностью дислокаций и большей протяженностью малоугловых границ. Другой причиной увеличения склонности к деформационному старению при повышении температуры исходного нагрева является увеличение содержания углерода в твердом растворе вследствие более полного растворения карбидной фазы.

3.6 Влияние горячей пластической деформации на склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой

При производстве горячекатаного листа, предназначенного для изготовления труб, в зависимости от используемой схемы контролируемой прокатки (термомеханической обработки) в той или иной мере получают развитие процессы рекристаллизации горячедеформированного аустенита. Если рекристаллизация сопровождается измельчением зерна, то при охлаждении, осуществляемом после горячей деформации, следует ожидать определенных изменений в протекании фазовых и структурных превращений, что в свою очередь должно сказаться на склонности

стали к деформационному старению. Горячая деформация может сопровождаться достаточно интенсивным образованием карбидной фазы и обеднением аустенита углеродом, что также окажет влияние на развитие деформационного старения.

Рассмотрим, как горячая пластическая деформация в аустенитной области влияет на склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ [98]. Заготовки этой стали сечением $12,5 \times 18,0$ мм подвергали высокотемпературному нагреву на 1150 °С, обеспечивающему достаточно полный переход углерода и легирующих элементов в твердый раствор. Затем проводилось подстуживание до температур 1050 , 950 , 850 и 760 °С и двухминутная выдержка в печи для выравнивания температуры по сечению заготовок. Далее осуществлялась прокатка на лабораторном стане с валками, имеющими гладкую бочку. Деформация проводилась в один проход с относительным обжатием 30% со скоростью 1 с^{-1} с последующим охлаждением со скоростью 34 град/с. Последеформационная пауза, связанная с переносом заготовок от прокатного стана к закалочному баку, не превышала двух секунд.

Выбор указанных режимов деформации осуществлялся с учетом данных предварительного эксперимента, выполненного на физическом симуляторе Gleeble 3800 в условиях осадки на образцах диаметром 10 мм и длиной 30 мм⁹. О процессах рекристаллизации судили по кривым упрочнения. Образцы предварительно нагревались на 1150 °С, затем деформировались при 1050 , 950 , 850 и 760 °С. При осадке 1050 °С со скоростью 1 с^{-1} интенсивное упрочнение наблюдалось при деформации $0,10 - 0,20$ (рисунок 3.42). Далее с повышением степени деформации происходит замедление нарастания напряжений и максимальное напряжение достигается при степени деформации $0,32$, а затем наблюдается спад напряжений, характерный при динамическом разупрочнении. С понижением температуры деформации до 760 °С происходит повышение сопротивления деформации. При этом эффекта динамического разупрочнения не наблюдается. Приведенные данные позволяют считать, что в основном эксперименте при деформации прокаткой на 30% и скоростью деформации 1 с^{-1} процессы динамической рекристаллизации отсутствуют.

⁹ Эксперименты пластической деформации на установке Gleeble3800 проводилось совместно с А.М. Ахмедьяновым

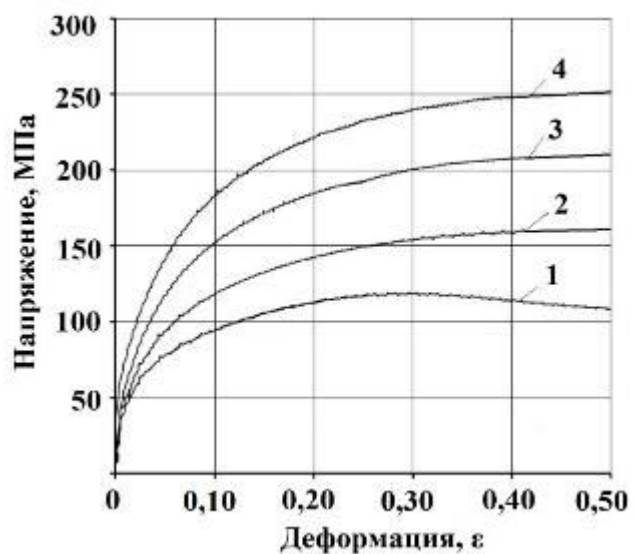


Рисунок 3.42 – Кривые упрочнения образцов стали 06Г2ФБ, подвергнутых осадке со скоростью 1 с^{-1} при 1050 °C (1), 950 °C (2), 850 °C (3) и 760 °C (4)

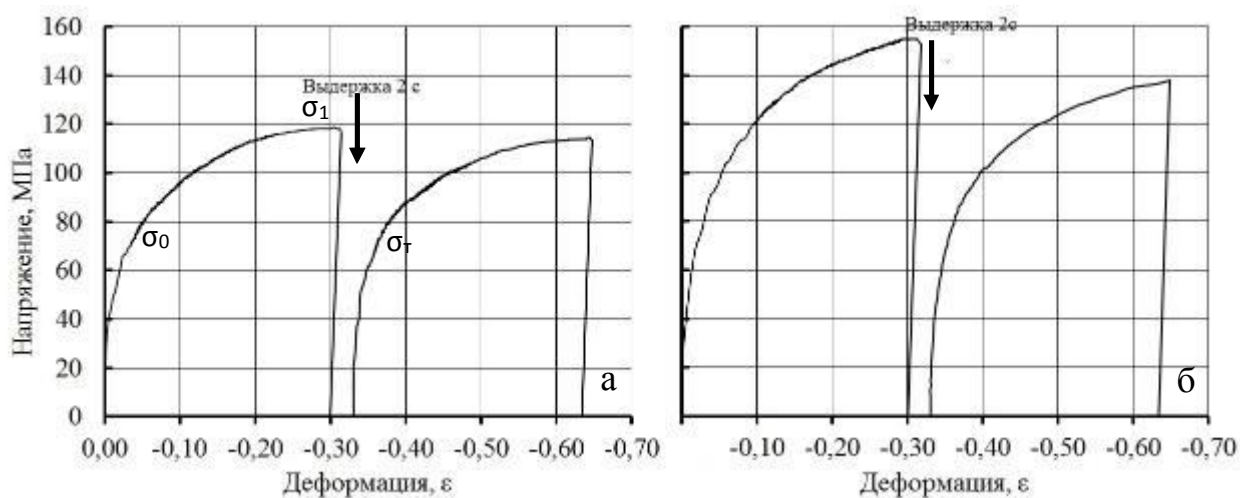


Рисунок 3.43 – Кривые напряжение-деформация стали 06Г2ФБ, полученные при испытаниях на сжатие при температурах 1050 (а) и 950 (б) и скорости деформации 1 с^{-1}

Исследование статической рекристаллизации проводилось по методике двойного нагружения [4; 126]. Перед испытанием образцы нагревали до 1150 °C ,

выдерживали 5 мин и охлаждали до температуры деформации со скоростью 10 град/с. Далее осуществляли нагружение сжатием при 1050 и 950 °С. Затем следовало снятие нагрузки, выдержка в течении 2 с и повторное нагружение (рисунок 3.43). Упрочнение, получаемое при первом нагружении, снижается за счет процессов возврата и рекристаллизации в течении выдержки между нагружениями. Степень статической рекристаллизации рассчитывается по формуле [4; 126]:

$$\alpha = \frac{\sigma_1 - \sigma_T}{\sigma_1 - \sigma_0} \cdot 100\%, \quad (3.1)$$

где σ_1 – напряжение деформирования при первом нагружении при снятии нагрузки;

σ_0 и σ_T – предел текучести при первом и повторном нагружениях соответственно.

Из полученных данных видно, что при проведении деформации при 1050 и 950 °С с последующей кратковременной выдержкой, которая возникает при проведении прокатки в основном эксперименте, достигается полное разупрочнение, обусловленное процессами статической рекристаллизации (таблица 3.19).

Таблица 3.19 – Доля рекристаллизованного объема α стали 06Г2ФБ при испытаниях образцов на сжатие при температурах 1050 и 950 °С и скорости деформации 1 с^{-1}

Режим нагружения	σ_0 , МПа	σ_1 , МПа	σ_T , МПа	α , %
Деформация при 1050°С, выдержка 2 с	78	118	76	~100
Деформация при 950°С, выдержка 2 с	95	156	92	~100

Таблица 3.20 – Критические точки стали 06Г2ФБ после различных обработок, полученные с помощью дилатометрического анализа

Обработка	A_{r3} , °С
Нагрев 1150°С	690
Нагрев 1150°С+деформация 850°С	713
Нагрев 1150°С+деформация 760°С	728

Судя по данным работы [4; 127], горячая пластическая деформация низкоуглеродистых сталей приводит к повышению точки начала диффузионного превращения (точка A_{r3}). Представлялось важным выяснить как соотносятся температуры деформации 850 и 760 °С с точкой A_{r3} стали 06Г2ФБ. Исследования, проведенные на установке Gleeble, показали, что образцы, подвергнутые аустенитизации при 1150 °С и деформированные осадкой на 30 % со скоростью 1с^{-1} при 760 и 850 °С с последующим охлаждением со скоростью 5 град/с имели критическую точку A_{r3} , расположенную при 728 и 713 °С соответственно (таблица 3.20). Это позволяет считать, что деформация, осуществляемая в основном эксперименте при температурах 850 и 760°С, была реализована в аустенитной области.

Рассмотрим микроструктуру, полученную на образцах после горячей пластической деформации на лабораторном прокатном стане. Образцы, деформированные при 1050 °С, имели полностью рекристаллизованную структуру (рисунок 3.44, а), что согласуется с экспериментальными данными полученными на физическом симуляторе. В образцах, деформированных при 950 °С, рекристаллизация была неполной: в структуре сохранилось небольшое количество деформированных аустенитных зерен. Их объемная доля не превышала 5 – 7 % (рисунок 3.44, в). После обоих режимов деформации наблюдали достаточно заметное измельчение аустенитного зерна. Его средний размер после прокатки при 1050 и 950 °С равнялся 27 и 20 мкм соответственно, тогда как после закалки от 1150 °С он был равен 60 мкм (таблица 3.21). Заготовки, подвергнутые прокатке при 850 и 760 °С и охлажденные со скоростью 34 град/с, имели нерекристаллизованную структуру: аустенитные зерна вытянуты вдоль направления прокатки (рисунок 3.45). Гистограммы распределения аустенитного зерна по размерам приведены на рисунке 3.46.

Измельчение аустенитного зерна при реализации горячей деформации оказало влияние на формирование структуры стали 06Г2ФБ в процессе последующего охлаждения. Во-первых, после прокатки при 1050 – 950 °С по сравнению с охлаждением от 1150 °С увеличилась доля феррита (таблица 3.21). Во-вторых, в деформированных образцах существенно снизилась объемная доля речного бейнита и

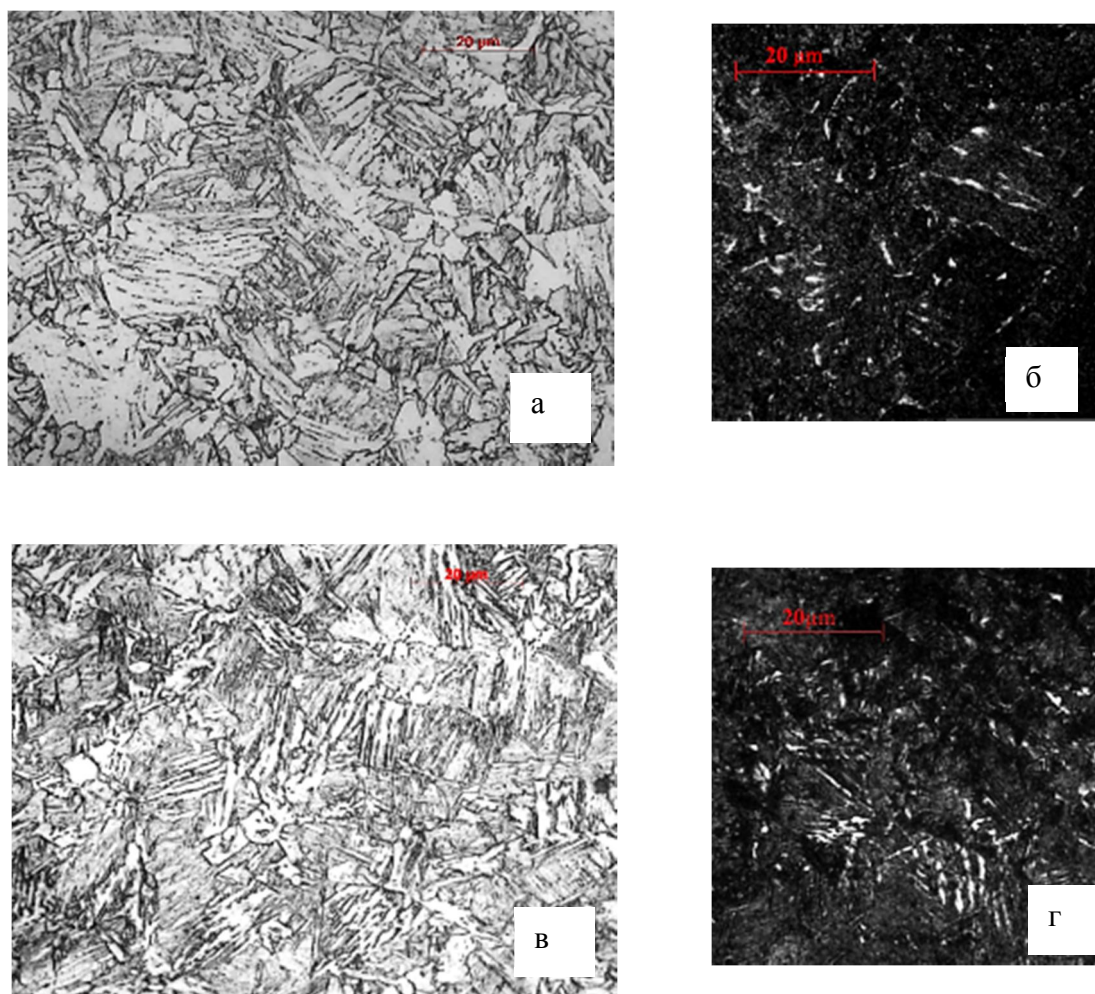


Рисунок 3.44 – Микроструктура стали 06Г2ФБ после аустенитизации при 1150 °С и горячей деформации при 1050 °С (а, б) и 950 °С (в, г): а, в – травление в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты; б, г – травление в реактиве Le Pera

Таблица 3.21 – Характеристики микроструктуры стали 06Г2ФБ в зависимости от температуры горячей деформации

Температура деформации, °С	ΣБ, %	РБ, %	ИБ, %	ГБ, %	МА в бейните, %	Ф, %	D_γ , мкм
Аустенитизация 1150 °С	95	76	18	1	1	5	60
1050	78	16	60	2	2,0	22	27
950	79	18	58	3	2,5	21	20
850	75	33	37	5	1,5	25	60
760	74	29	41	4	1,6	26	60

Примечание: ΣБ –общая объемная доля бейнита; РБ – реечный бейнит; ИБ – игольчатый бейнит; ГБ – глобулярный бейнит; ВП – вырожденный перлит; Ф – феррит; МА – мартенситно-аустенитная составляющая; D_γ – средний размер аустенитного зерна.

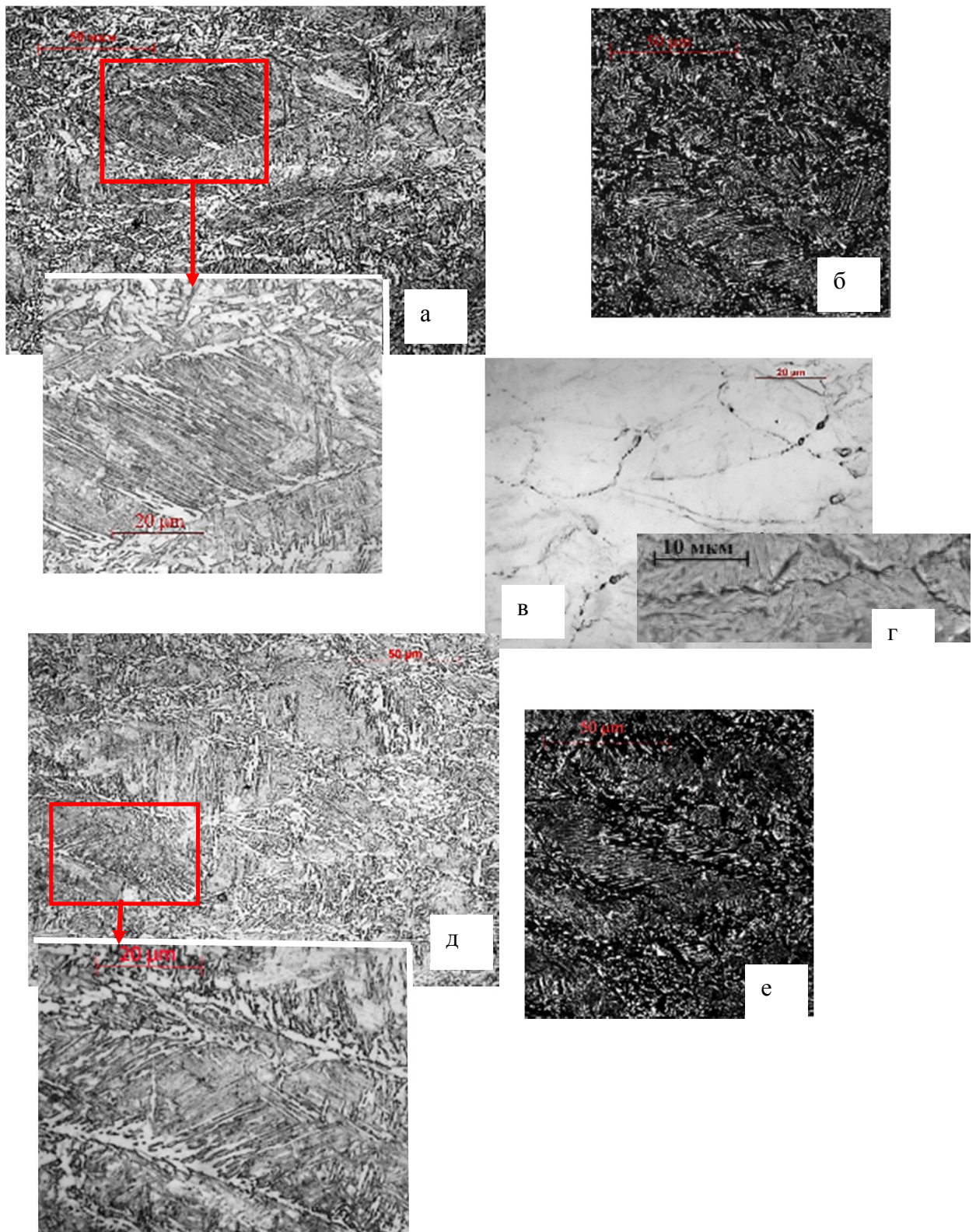


Рисунок 3.45 – Микроструктура стали 06Г2ФБ после аустенитизации при 1150 °С и горячей деформации при 850 °С (а – г) и 760 °С (д, е): а, д – травление в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты; б, е – травление в реактиве Le Pera; в, г – травление в растворе пикриновой кислоты (г – РЭМ)

Таблица 3.22 – Параметры тонкой структуры в зависимости от температуры деформации стали 06Г2ФБ (аустенитизация 1150 °С)

Температура деформации, °С	Микроискажения $\Delta a/a \cdot 10^{-3}$		Плотность дислокаций, $\rho \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$	Параметр решетки a , Å
	Метод аппроксимации	Метод Холла		
1050	1,0	7,2	8,4	2,8670
950	1,5	8,2	8,7	2,8675
850	1,6	8,5	9,8	2,8671
760	1,9	8,4	11,0	2,8673

возросла объемная доля игольчатого бейнита. Уменьшению объемной доли речного бейнита в деформированных образцах соответствуют снижение в них плотности дислокаций и микроискажений кристаллической решетки (таблица 3.22).

После прокатки при 850 – 760 °С, когда формируется нерекристаллизованная структура, по сравнению с охлаждением от 1150 °С также увеличивается объемная доля феррита (таблица 3.21). Его выделение наблюдается в основном по границам исходных аустенитных зерен, как и в случае осуществления охлаждения от 1150°С (рисунок 3.45). Одновременно изменяется и соотношение количество бейнитных составляющих разных морфологий. Если объемная доля игольчатого бейнита возросла, то объемная доля речного бейнита значительно снизилась. Несколько, хотя и не так существенно, увеличилась объемная доля глобулярного бейнита. Объемная доля МА-составляющей несколько повысилась (таблица 3.21). Образование речного и игольчатого бейнита сопровождалось уменьшением ширины реек бейнитной α -фазы и размеров их пакетов. Рассмотрим механические свойства стали 06Г2ФБ в несостаренном состоянии в зависимости от температуры пластической горячей деформации. Кривые растяжения образцов после всех режимов деформации имеют тип «Round-house» (рисунок 3.47). По сравнению с ускоренным охлаждением от 1150 °С прокатка в интервале 1050 – 950 °С привела к снижению предела текучести и прочности (таблица 3.23, рисунок 3.48). Такой эффект может быть обусловлен уменьшением объемной доли речного бейнита. В том же направлении должен влиять процесс выделения карбидной фазы при деформации аустенита, если он вызовет заметное снижение содержания углерода в бейнитной α -фазе, а

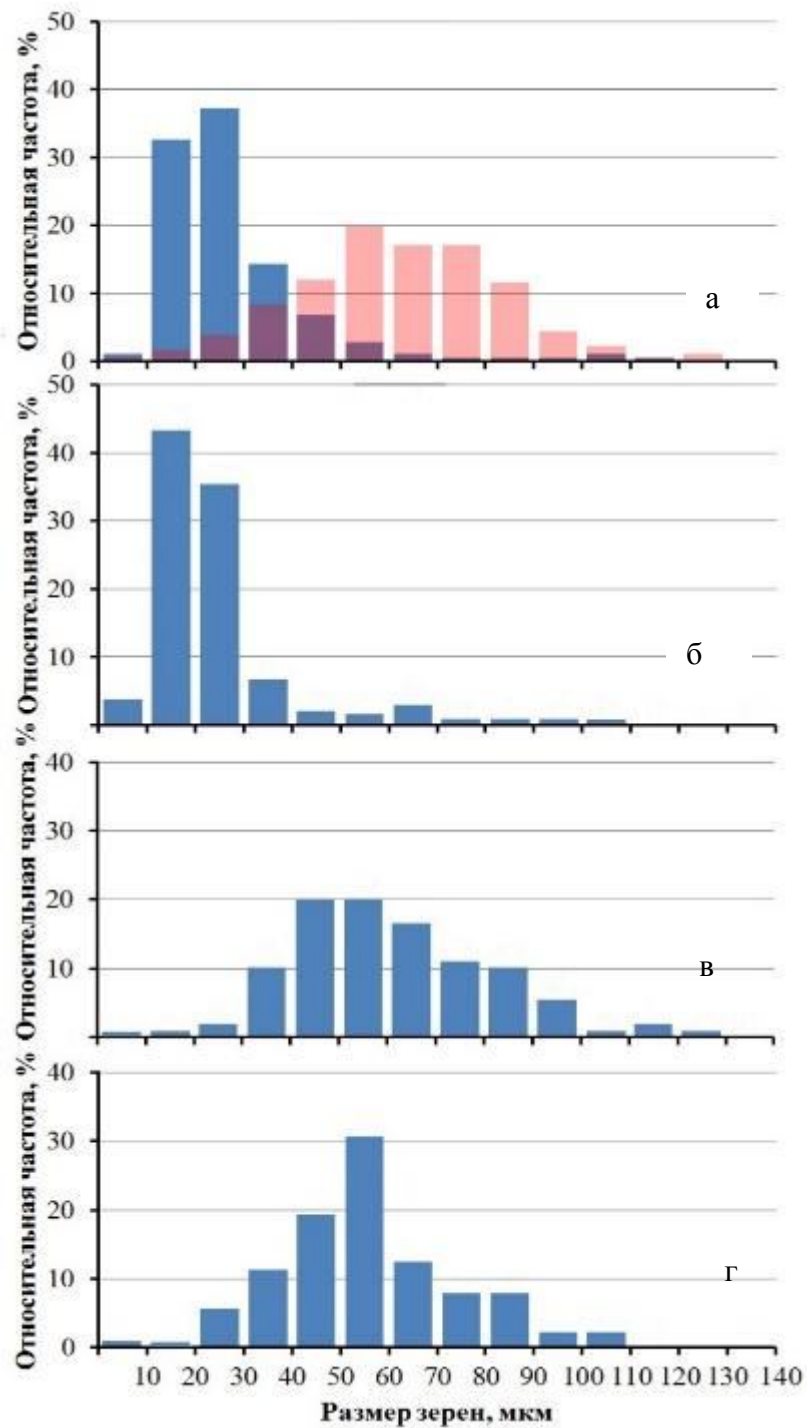


Рисунок 3.46 – Распределение аустенитного зерна по размерам в стали 06Г2ФБ, подвергнутой горячей деформации при 1050 °С (а), 950 °С (б), 850 °С (в) и 760 °С (г). Красным цветом нанесена гистограмма распределения размеров аустенитного зерна при аустенитизации 1150 °С

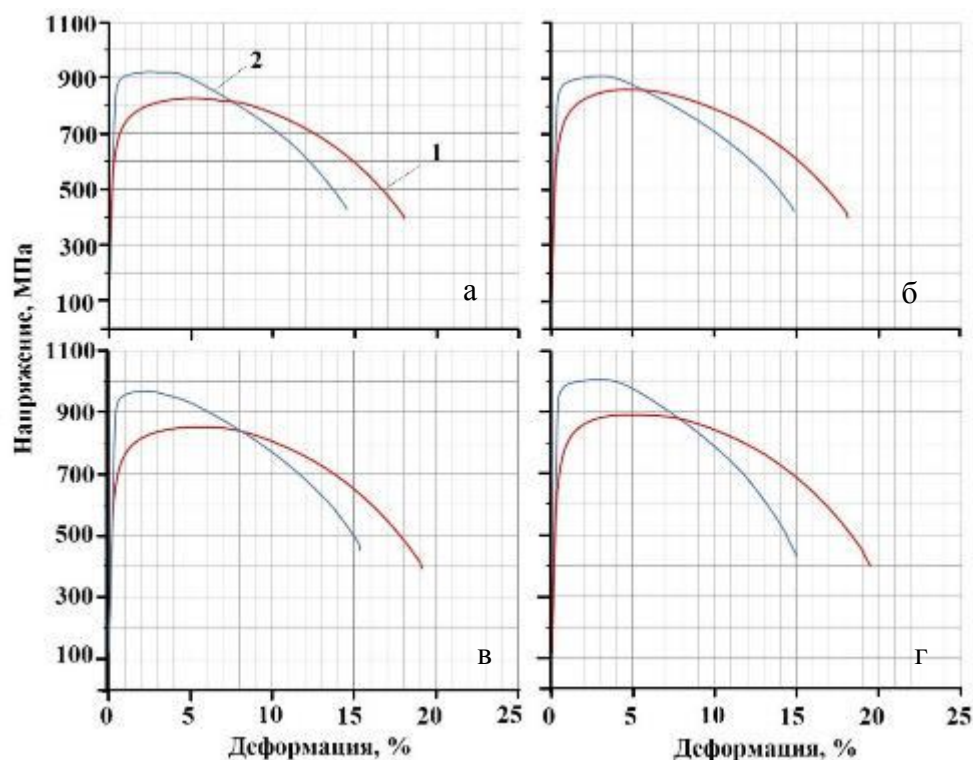


Рисунок 3.47 – Диаграммы ратяжения стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации 1150 °С и деформации при 1050 (а), 950 (б), 850 (в) и 760 °С (г): 1 – исходное состояние; 2 – прокатка 5%+250 °С

Таблица 3.23 – Механические свойства стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1150 °С и горячей деформации при 1050 – 760 °С. До (числитель) и после деформационного старения, заключающегося в прокатке 5 % + 250°С, 1 ч (знаменатель)

Температура деформации, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , %	$\delta_{равн}$, %	ψ , %	T_{50} , °С
Аустенитизация 1150 °С	$\frac{706}{961}$	$\frac{892}{998}$	$\frac{0,79}{0,96}$	$\frac{14,7}{13,0}$	$\frac{3,9}{1,5}$	$\frac{79}{79}$	$\frac{-75}{-10}$
1050	$\frac{642}{867}$	$\frac{827}{918}$	$\frac{0,78}{0,94}$	$\frac{18,2}{14,5}$	$\frac{4,2}{2,1}$	$\frac{79}{78}$	$\frac{-95}{-50}$
950	$\frac{669}{842}$	$\frac{855}{907}$	$\frac{0,78}{0,93}$	$\frac{17,9}{14,9}$	$\frac{4,2}{2,1}$	$\frac{80}{79}$	$\frac{-95}{-55}$
850	$\frac{687}{943}$	$\frac{856}{961}$	$\frac{0,80}{0,98}$	$\frac{19,3}{15,0}$	$\frac{4,5}{2,0}$	$\frac{80}{80}$	$\frac{-65}{-10}$
760	$\frac{695}{976}$	$\frac{890}{1008}$	$\frac{0,78}{0,97}$	$\frac{19,5}{15,2}$	$\frac{4,5}{2,3}$	$\frac{80}{77}$	$\frac{-65}{-5}$

также уменьшение количества дисперсных карбидов, образующихся при бейнитном превращении. Судя по данным работы [4], наиболее интенсивное карбидообразование следует ожидать при осуществлении деформации при 950 °С.

Известно, что бейнит наследует из горячедеформированного аустенита дефекты кристаллического строения [104; 128]. Увеличение плотности дислокаций в кристаллах бейнитной α – фазы, также, как и уменьшение их ширины, должны приводить к росту прочностных свойств сталей. В связи с этим пределы текучести и прочности после прокатки при 850 и 760 °С хотя и были выше, чем в случае деформации при 1050 и 950 °С, но оказались несколько ниже, чем после охлаждения от 1150 °С (таблица 3.23, рисунок 3.48). По-видимому, основной причиной такого эффекта является уменьшение объемной доли речного бейнита. Другой причиной является увеличение в структуре объемной доли «мягкой» ферритной составляющей. Что касается пластичности, то изменение температуры деформации слабо сказывается на ее характеристике.

Прокатка при 1050 °С и 950 °С, сопровождающаяся рекристаллизацией и измельчением аустенитного зерна, смещает сериальную кривую ударной вязкости КСУ и температуру вязко-хрупкого перехода T_{50} в сторону более низких температур по сравнению с ускоренным охлаждением от 1150 °С (рисунки 3.48 и 3.49). Сериальные кривые КСУ, полученные при ускоренном охлаждении от 1150 °С и горячей деформации при 850 °С практически совпадают. Дальнейшее снижение температуры прокатки до 760 °С приводит к еще большему смещению сериальной кривой КСУ в сторону высоких температур.

Деформационное старение (прокатка на 5%+250 °С) вне зависимости от температуры деформации привели к повышению σ_T , σ_B и σ_T/σ_B . при одновременном снижении δ и $\delta_{равн}$ и неизменном ψ (таблица 3.23, рисунок 3.48). Судя по изменению прочностных свойств горячая пластическая деформация при 1050 и 950 °С, сопровождающаяся рекристаллизацией, вызвала уменьшение склонности к деформационному старению по сравнению с ускоренным охлаждением от 1150 °С (таблица 3.24). В тоже время при режимах горячей деформации при 850 и 760 °С, когда рекристаллизация подавлена, такого эффекта не наблюдается.

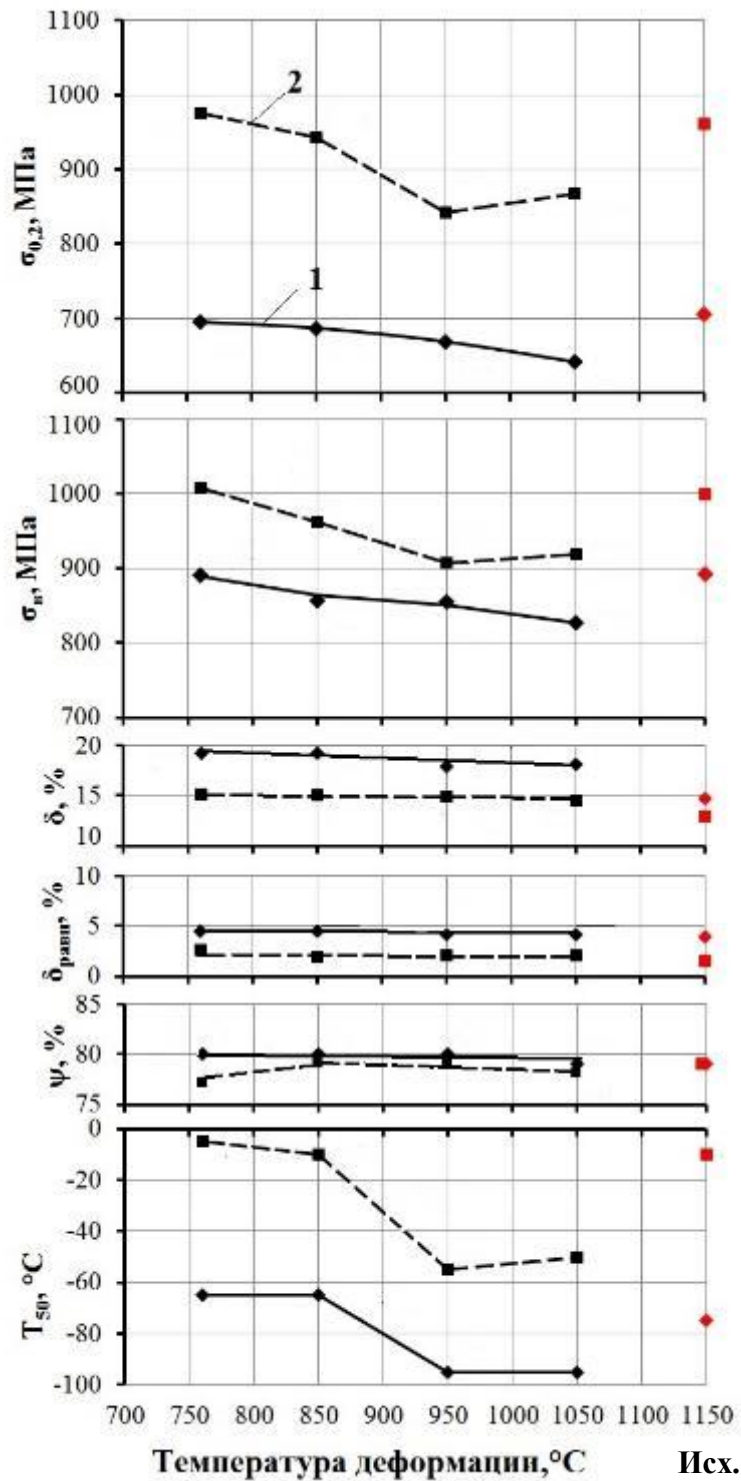


Рисунок 3.48 – Зависимость механических свойств стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации 1150 °С и горячей деформации до (1) и после деформационного старения (2):

■♦ - свойства после горячей деформации; ■♦ - свойства после аустенитизации 1150 °С и охлаждения со скоростью 35 град/с

Таблица 3.24– Изменение предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}$ и предела прочности $\Delta\sigma_B$ при деформационном старении

Изменение механических свойств	Аустенизация 1150 °С	Температура деформации, °С			
		1050	950	850	760
$\Delta\sigma_{0,2}$, МПа	255	225	173	256	281
$\Delta\sigma_B$, МПа	106	91	52	105	118

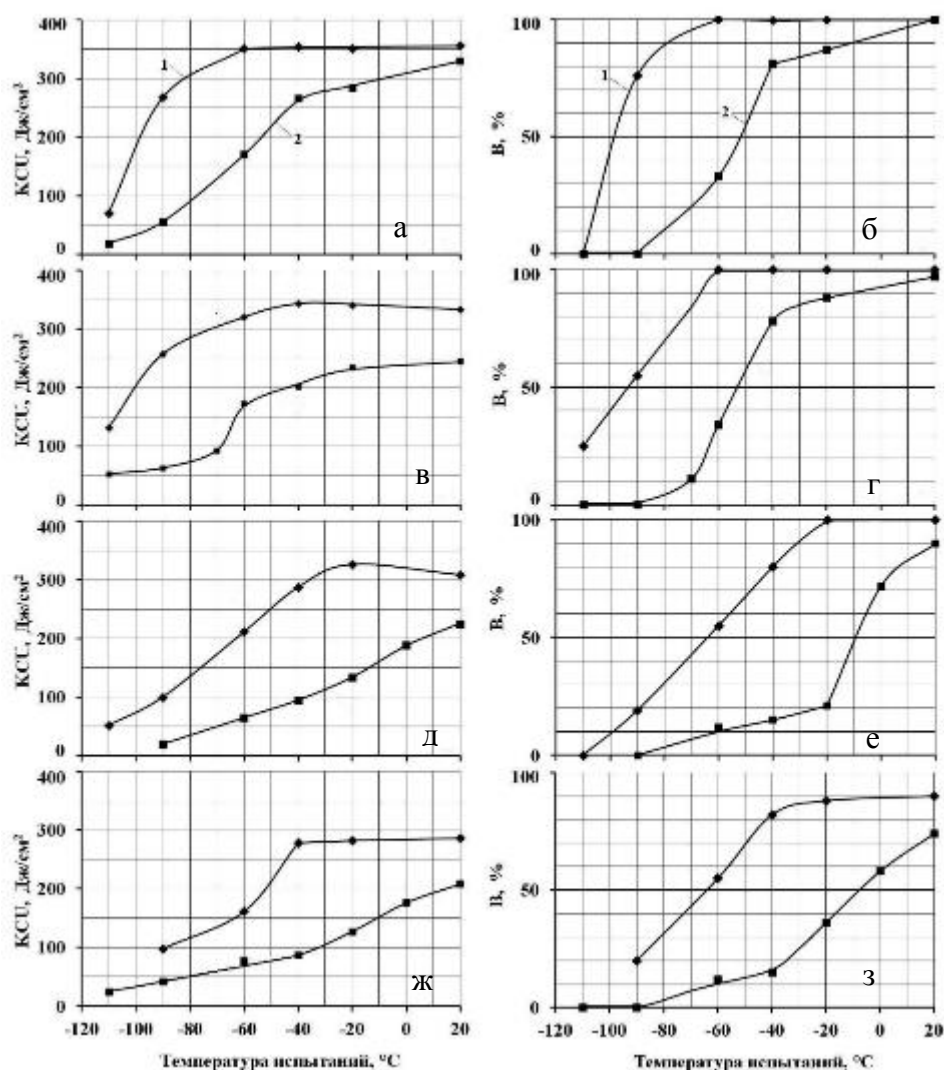


Рисунок 3.49 – Сериальные кривые ударной вязкости и доли вязкой составляющей стали 06Г2ФБ после горячей пластической деформации при 1050 °С (а, б), 950 °С (в, г), 850 °С (д, е) и 760 °С (ж, з):

1 – исходное состояние; 2 – прокатка 5%+250 °С, 1 ч

Результаты динамических испытаний также свидетельствуют, что режимы деформации, сопровождающиеся развитием рекристаллизации, обеспечивают меньшую склонность к деформационному старению, чем режимы деформации, у которых рекристаллизация подавлена. В случае горячей деформации при 850 и 760 °С, не сопровождающейся рекристаллизацией, T_{50} в состаренном состоянии сместилось до значительно более высоких температур, чем в случае горячей деформации при 1050 – 950 °С (таблица 3.23, рисунок 3.48).

Результаты статических и динамических испытаний позволяют считать, что даже умеренная пластическая деформация, если она сопровождается рекристаллизацией и измельчением зерна аустенита, может обеспечить снижение склонности к деформационному старению стали с ферритно-бейнитной структурой.

3.7 Сопоставление влияния высокотемпературной термомеханической обработки на склонность к обратимой отпускной хрупкости и охрупчиванию при деформационном старении стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой

Для улучшения комплекса свойств многих конструкционных сталей, претерпевающих при нагреве и охлаждении $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращение, может быть использована высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО). Такая обработка заключается в совмещении горячей пластической деформации аустенита с последующей закалкой на мартенсит. Цель закалки заключается не только в получении мартенситной структуры, но и в исключении рекристаллизации горячедеформированного аустенита. Окончательной операцией при ВТМО является отпуск. При отпуске ВТМО эффективно ослабляет развитие обратимой отпускной хрупкости, которая связана с образованием зернограницных сегрегаций примесей, ослабляющих межзеренную связь (P, Sb, Sn, As) [129; 130]. Развитие обратимой отпускной хрупкости может наблюдаться и при наличии бейнитной структуры. Но в этом случае склонность к обратимой отпускной хрупкости проявляется в меньшей мере, чем тогда, когда при закалке формируется мартенситная структура [131]. Развитие

обратимой отпускной хрупкости протекает и в низкоуглеродистых легированных сталях. Следует ожидать ее развитие и в трубных сталях, имеющих ферритно-бейнитную, бейнитную и бейнитно-мартенситную структуры. В связи с этим следует отметить работу [132] в которой показано, что на свободных поверхностях образцов стали 05Г2НДМФБТ при изотермических выдержках при повышенных температурах образуются сегрегации ряда элементов, в том числе и фосфора. Такие эксперименты дают определенную информацию о сегрегационных явлениях, происходящих на границах зерен.

В настоящее время отсутствуют обстоятельные исследования развития обратимой отпускной хрупкости в низкоуглеродистых легированных трубных сталях. Тем более, нет экспериментальных данных о влиянии ВТМО на склонность трубных сталей с ферритно-бейнитной структурой к обратимой отпускной хрупкости. В связи с этим представлялось целесообразным изучить на низкоуглеродистой стали с преимущественно бейнитной структурой влияние ВТМО на развитие этого вида хрупкости и сравнить ее воздействие на охрупчивание при деформационном старении.

Используя данные, приведенные в разделе 3.6, для проведения ВТМО был выбран режим, при котором заготовки сечением $18,0 \times 12,5$ мм подвергали нагреву на 1150 °С, подстуживали до 850 °С, затем деформировали с обжатием на 30 % и охлаждали со скоростью 34 град/с. В этом случае рекристаллизация горячедеформированного аустенита отсутствовала. Отметим, что на границах зерен аустенита образцов, деформированных при 850 °С, присутствует зубчатость, характерная для ВТМО (рисунок 3.45, г). Часть заготовок после аустенитизации при 1150 °С подвергали ускоренному охлаждению без горячей деформации. Структура и свойства стали после вышеуказанных режимов обработки рассмотрены в разделах 3.5 и 3.6. Напомним, что при деформации при 850 °С наблюдается меньшая по сравнению с ускоренным охлаждением от 1150 °С объемная доля речного бейнита и увеличение объемной доли ферритной составляющей (таблица 3.21). Соответственно характеристики прочности стали после ВТМО были несколько ниже, чем после охла-

ждения от 1150 °С (таблица 3.23). На рисунке 3.50 для удобства сравнения приведены сериальные кривые ударной вязкости, полученные после охлаждения от 1150 °С и ВТМО. Можно видеть, что они практически совпадают, чему соответствуют близкие значения температуры вязко-хрупкого перехода T_{50} .

Учитывая результаты работы [132] для исследования склонности ферритно-бейнитной структуры к обратимой отпускной хрупкости и влияния ВТМО на такую хрупкость, был проведен нагрев на 500 °С с выдержкой 24 часа и охлаждением на воздухе. Такой нагрев, сопровождающийся формированием структуры сорбита отпуска, приводил к закономерному снижению прочностных свойств и росту относительного удлинения (таблица 3.25). Различия в значениях $\sigma_{0,2}$ и σ_b для образцов, подвергнутых аустенитизации при 1150 °С и ВТМО, стали меньше, чем до нагрева на 500 °С.

Нагрев на 500 °С привел к существенному снижению ударной вязкости образцов, подвергнутых аустенитизации на 1150 °С, при температурах испытания минус 40 °С и ниже (рисунок 3.50, б). В изломах образцов, испытанных при минус 40 °С, появились фасетки хрупкого разрушения по границам исходного аустенитного зерна. Их площадь на поверхности излома составила 5%. При более низких температурах испытания площадь, занимаемая хрупким интеркристаллитным разрушением, составляла 30 – 40 % (рисунок 3.51, а). Такое изменение в характере разрушения сопровождалось повышением температуры вязко-хрупкого перехода T_{50} (таблица 3.25). ВТМО обеспечила определенное смещение сериальной кривой ударной вязкости и T_{50} отпущенной стали к более низким температурам; причем независимо от температуры испытания разрушение протекало транскристаллитным путем (рисунок 3.51, б). Эти данные позволяют считать, что при выбранном режиме охрупчивающего нагрева ВТМО подавила развитие обратимой отпускной хрупкости.

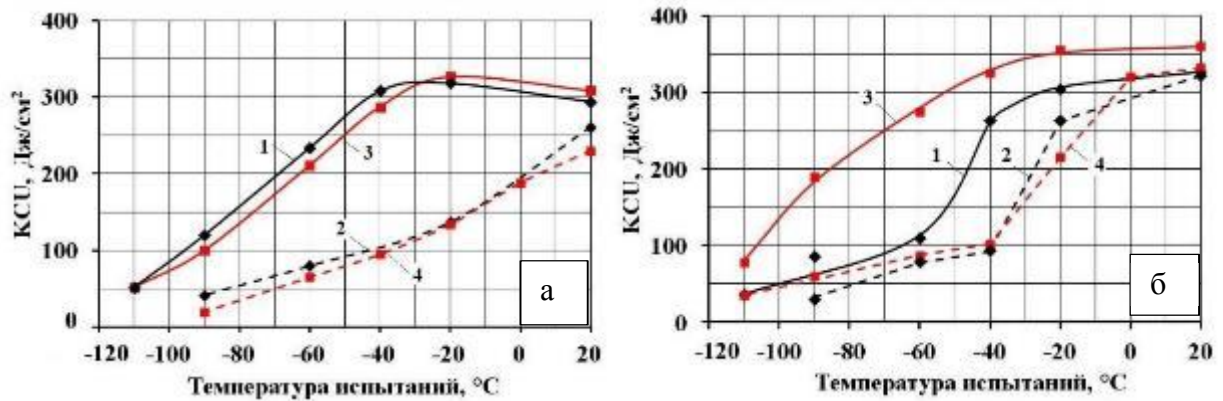


Рисунок 3.50 – Серийные кривые ударной вязкости стали 06Г2ФБ в исходном состоянии (а) и после отпуска на 500 °С (б). Охлаждение от 1150 °С (1, 2) и ВТМО (3,4) до (1, 3) и после деформационного старения (2, 4)

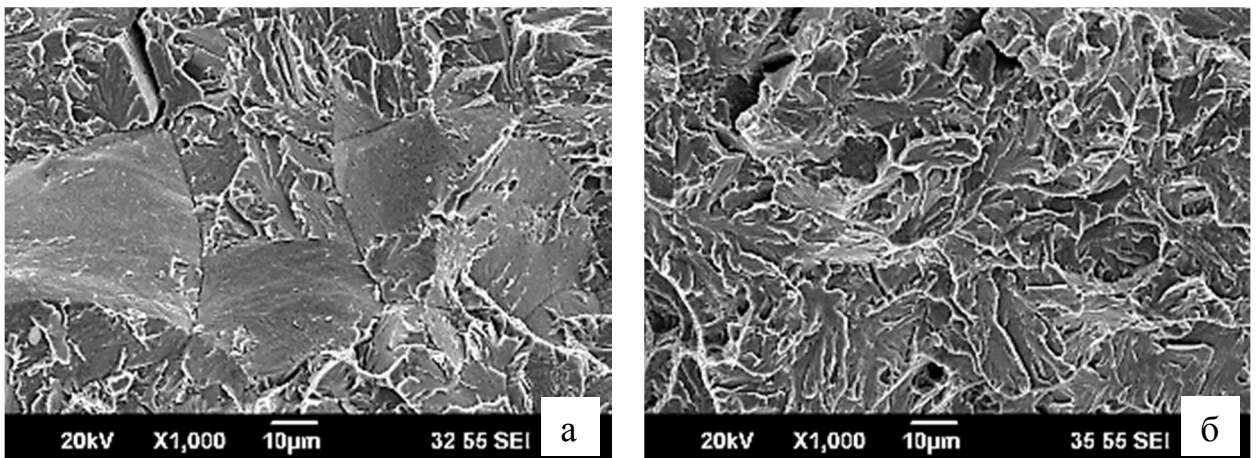


Рисунок 3.51 – Характер разрушения стали 06Г2ФБ, подвергнутой охлаждению от 1150 °С (а) и ВТМО (б), с последующим отпуском при 500 °С, 24 ч.

Испытания при минус 60 °С. РЭМ

Таблица 3.25 – Механические свойства стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1150 °С, охлаждению со скоростью 32 град/с и отпуску при 500 °С 24 ч, а также ВТМО и отпуску при 500 °С 24 ч, до (числитель) и после деформации прокаткой с обжатием 5% и нагрева 250 °С 1ч (знаменатель)

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , %	ψ , %	T_{50} , °С
Аустенитизация 1150 °С, $v_{\text{охл}}=32$ град/с+500°С 24 ч	<u>628</u>	<u>694</u>	<u>0,90</u>	<u>17,4</u>	<u>79</u>	<u>-45</u>
	748	763	0,98	12,3	78	-30
ВТМО+500 °С 24 ч	<u>618</u>	<u>689</u>	<u>0,90</u>	<u>21,2</u>	<u>80</u>	<u>-90</u>
	737	750	0,98	12,5	79	-25

Нельзя исключать, что проявление обратимой отпускной хрупкости несколько ослабило наличие в структуре горячедеформированной стали ферритных зерен, расположенных преимущественно около границ исходного аустенитного зерна. Тем не менее, подавление обратимой отпускной хрупкости при ВТМО, в основном следует связывать с изменениями, происходящими на границах трещин после ВТМО является зубчатое строение границ зерен [133]. Микротрещина, возникшая в пределах одного элемента зубчатости, оказывается отделенной от соседней микротрещины, и их слияние в общую трещину сопровождается пластической деформацией приграничных объемов. ВТМО также влияет на сегрегации примесей на границах аустенитных зерен. Есть основание считать, что процессы, происходящие при горячей деформации, способствуют очищению границ зерен от примесей, уменьшающих межзеренное сцепление. Не вызывает сомнений, что эти общие закономерности воздействия ВТМО на состояние границ зерен реализуются и в низкоуглеродистых легированных сталях.

Если после нагрева на 500 °С образцы, охлажденные от 1150 °С, подвергнуть холодной деформации на 5% и нагреть на 250 °С, то произойдет увеличение прочности, снижение пластичности, смещение сериальных кривых КСЧ к более высоким температурам и рост T_{50} , то есть и в этом случае получает развитие деформа-

ционное старение (рисунок 3.50, кривая 2; таблица 3.26). Подчеркнем, что деформационное старение изменило характер разрушения при динамическом нагружении стали 06Г2ФБ, охлажденной от 1150 °С и подвергнутой нагреву на 500 °С. Если до деформационного старения в изломах наблюдались участки интеркристаллитного разрушения, то при его развитии разрушение протекало только транскристаллитным путем. Следовательно, происходящее при деформационном старении закрепление дислокационной структуры атомами внедрения так уменьшило сопротивление развитию транскристаллитных трещин, что оно стало ниже сопротивления развитию трещин по границам исходных аустенитных зерен, несмотря на то, что последние ослаблены присутствием примесей, уменьшающих межзеренную связь. Деформационное старение при охрупчивающей обработке, осуществляемой после нагрева на 500 °С, получает заметное развитие и тогда, когда сталь в исходном состоянии была подвергнута ВТМО, причем наблюдается примерно такое же изменение свойств, что и в случае охлаждения от 1150 °С (таблица 3.25).

Таким образом, несмотря на наличие ферритно-бейнитной структуры сталь 06Г2ФБ, охлажденная от 1150 °С, имела заметную склонность к обратной отпускной хрупкости. ВТМО подавила ее развитие, заменив интеркристаллитное разрушение транскристаллитным. Полученные результаты показали, что сталь 06Г2ФБ склонна к деформационному старению как после высокотемпературного нагрева на 1150 °С, так и после ВТМО. Более того, несмотря на то, что эти обработки обеспечили формирование различных структур, после их проведения склонность к охрупчиванию при деформационном старении была примерно одинаковой. Такую закономерность не изменил и достаточно длительный нагрев на 500 °С. Следует еще раз отметить, что после исследованных режимов обработки разрушение охрупченной стали при динамическом нагружении происходило транскристаллитным путем.

3.8 Изменение при деформационном старении механических свойств стали 07Г2МФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами

До сих пор оценивали склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ. Рассмотрим особенности деформационного старения более легированной стали 07Г2МФБ, содержащей молибден и несколько большее количество карбидообразующих элементов ванадия и ниобия. Заготовки из этой стали сечением 12,5×12,5 мм, подвергали тем же режимам термической обработки, что и заготовки из стали 06Г2ФБ. После аустенитизации при 1000 °С они охлаждались со скоростями 1, 10, 18 и 35 град/с. Нагрев на 1000 °С обеспечил получение аустенитного зерна средним размером 27 мкм. После указанных режимов обработки сталь 07Г2МФБ имела те же структурные особенности, что и сталь 06Г2ФБ (рисунок 3.52). Отличие заключалось лишь в том, что в структуре образцов, охлажденных со скоростями 1, 10 и 18 град/с присутствовало больше бейнита и, соответственно, меньше феррита (таблица 3.26). Этот эффект обусловлен тем, что сталь, содержащая молибден, имела большую устойчивость переохлажденного аустенита в области диффузионного превращения. Отметим, что в стали 07Г2МФБ, как и в стали 06Г2ФБ, после скорости охлаждения 10 град/с наблюдаются грубые участки МА-составляющей [97; 98].

Таблица 3.26 – Характеристика микроструктуры стали 07Г2МФБ

Скорость охлаждения, град/с	ΣБ, %	РБ, %	ИБ, %	ГБ, %	МА в бейните, %	ВП, %	Ф, %	D _ф , мкм
1	13	-	13	-	2	5	82	9,0
10	46	-	38	8	8	2	52	6,0
18	63	-	53	10	5	-	37	4,3
35	92	16	72	4	2	-	8	2,9

Примечание: ΣБ –общая объемная доля бейнита; РБ – реечный бейнит; ИБ – игольчатый бейнит; ГБ – глобулярный бейнит; ВП – вырожденный перлит; Ф –феррит; МА – мартенситно-аустенитная составляющая; D_ф – средний размер ферритного зерна.

Таблица 3.27 – Механические свойства стали 07Г2МФБ в зависимости от скорости охлаждения в исходном состоянии (числитель) и после прокатки на 5%+250 °С, 1ч (знаменатель)

Скорость охлаждения, град/с	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , %	$\delta_{\text{равн}}$, %	ψ , %	KCU ^{+20°C} , Дж/см ²	KCU ^{-60°C} , Дж/см ²	T ₅₀ , °С
1	$\frac{404}{571}$	$\frac{560}{628}$	$\frac{0,72}{0,91}$	$\frac{28,3}{20,2}$	$\frac{16,1}{5,2}$	$\frac{80}{80}$	$\frac{352}{354}$	$\frac{352}{353}$	$\frac{-90}{-75}$
10	$\frac{448}{648}$	$\frac{602}{709}$	$\frac{0,74}{0,91}$	$\frac{27,9}{17,2}$	$\frac{11,6}{4,9}$	$\frac{80}{76}$	$\frac{336}{335}$	$\frac{303}{241}$	$\frac{-85}{-70}$
18	$\frac{482}{713}$	$\frac{650}{754}$	$\frac{0,74}{0,95}$	$\frac{25,7}{16,2}$	$\frac{8,8}{4,3}$	$\frac{81}{78}$	$\frac{363}{339}$	$\frac{361}{341}$	$\frac{-100}{-90}$
35	$\frac{611}{843}$	$\frac{773}{870}$	$\frac{0,80}{0,97}$	$\frac{17,2}{15,6}$	$\frac{4,3}{3,5}$	$\frac{80}{78}$	$\frac{354}{314}$	$\frac{348}{337}$	$\frac{-100}{-85}$

Сталь 07Г2МФБ вне зависимости от режима обработки характеризуется несколько большими значениями пределов текучести и прочности и более низкими общим и равномерным относительными удлинениями по сравнению со сталью 06Г2ФБ (сравнить таблицы 3.27 и 3.14). Уровень относительного сужения у обеих сталей оказался практически одинаков. Кривые растяжения стали 07Г2МФБ не имеют зуба и площадки текучести как при ферритно-перлитной, так и ферритно-бейнитной структурах. Как и в случае стали 06Г2ФБ, у образцов из стали 07Г2МФБ с увеличением объемной доли бейнита предел текучести и прочности повышается, при одновременном снижении общего относительного и равномерного удлинений (таблица 3.27, рисунок 3.53). При этом как и в работе [122], на зависимости $\sigma_{0,2}$ и σ_B от объемной доли бейнитной составляющей заметен перегиб при содержании бейнита около 55 % (рисунок 3.53). После перегиба наблюдается более интенсивный рост прочностных характеристик.

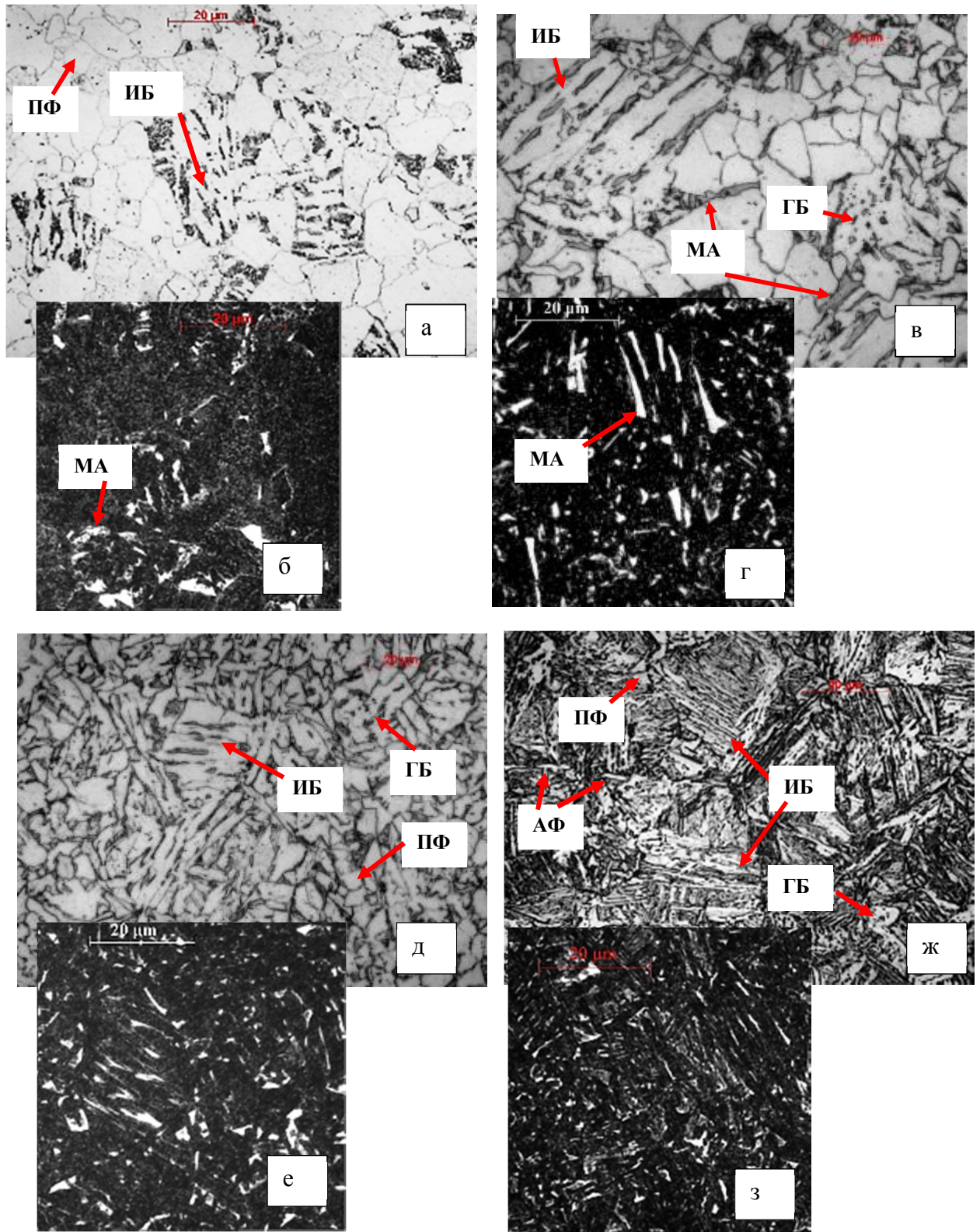


Рисунок 3.52 – Микроструктура стали 07Г2МФБ, подвергнутой аустенитизации 1000°С и охлаждению со скоростью 1 град/с (а, б), 10 град/с (в, г), 18 град/с (д, е) и 35 град/с (ж, з): а, в, д, ж – травление в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты; б, г, е, з – травление в реактиве Le Pera

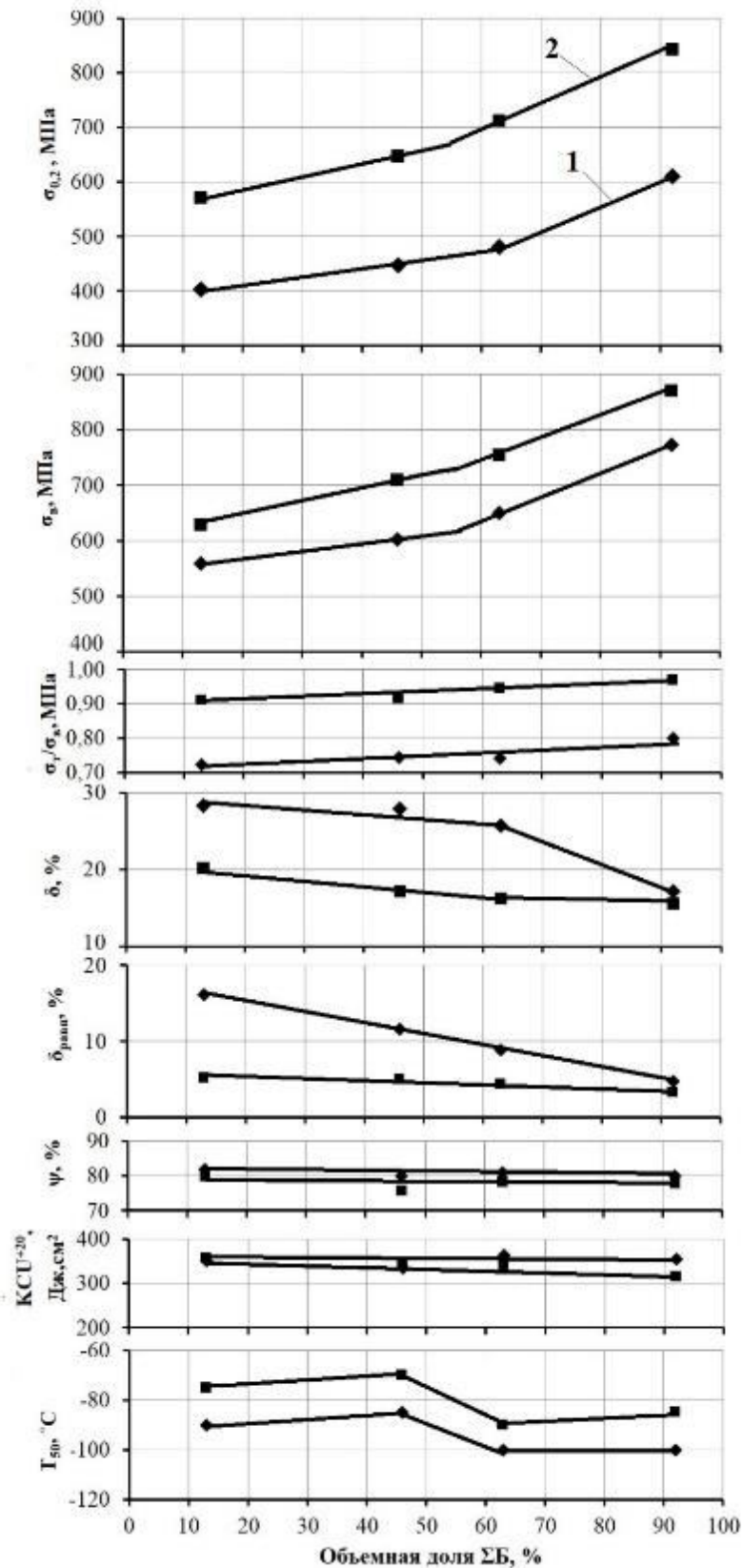


Рисунок 3.53 – Зависимость механических свойств стали 07Г2МФБ от объемной доли бейнитной составляющей в исходном состоянии (1) и после деформации прокаткой 5%+250 °С, 1ч (2)

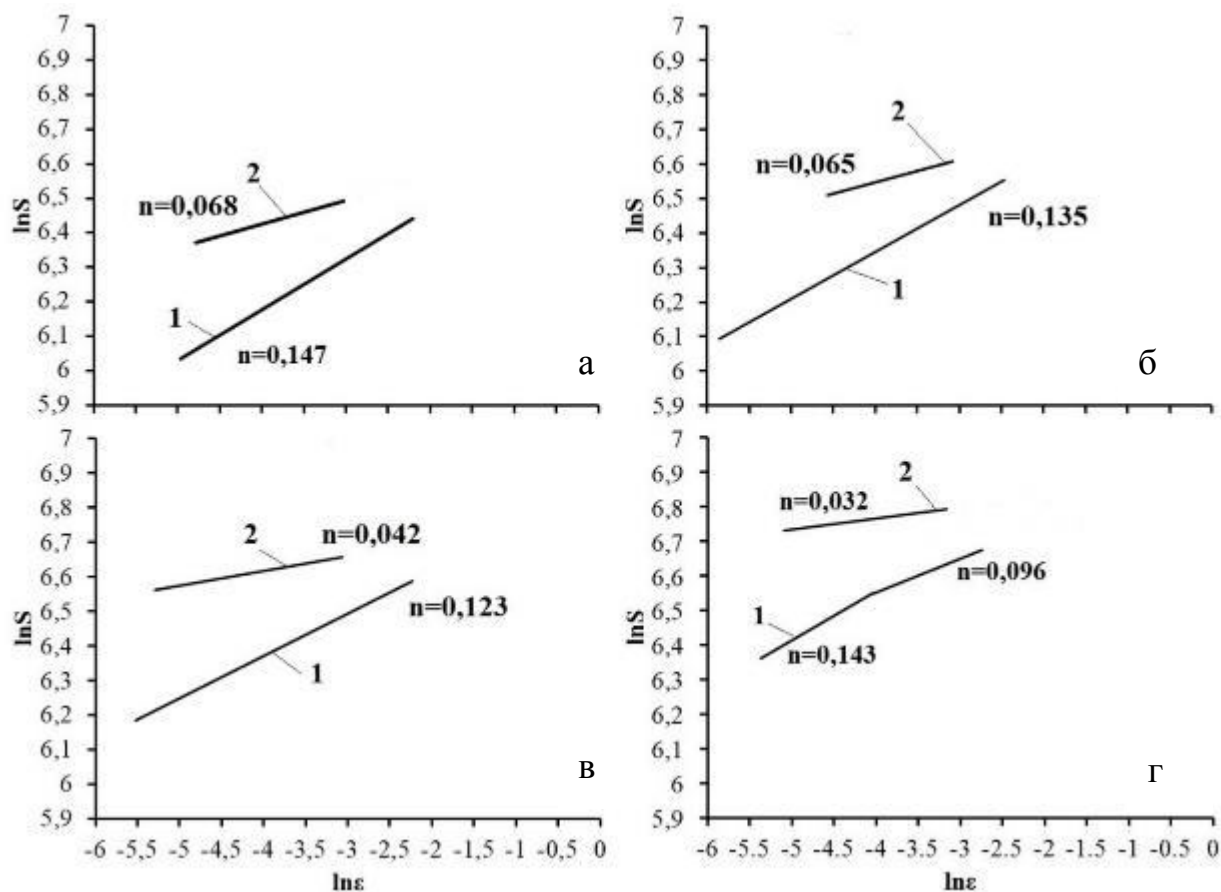


Рисунок 3.54 – Деформационное упрочнение стали 07Г2МФБ, подвергнутой аустенитизации 1000 °С и охлаждению со скоростью 1 град/с (а), 10 град/с (б), 18 град/с (в) и 35 град/с (г): 1 – исходное состояние; 2 – деформация прокаткой на 5 % + 250 °С 1ч

Характер деформационного упрочнения при испытаниях на растяжение стали 07Г2МФБ такой же как у стали 06Г2ФБ. При объемной доле бейнита от 13 до 63 % зависимость $\ln S - \ln \epsilon$ описывается одной прямой. При этом показатель деформационного упрочнения n уменьшается с увеличением объемной доли бейнита (рисунок 3.54). При максимальном содержании бейнитной составляющей (92 %) зависимость $\ln S - \ln \epsilon$ описывается двумя стадиями, причем показатель n на первой стадии упрочнения близок по величине к показателю n , определенному при минимальном содержании бейнитной составляющей.

После деформационного старения (деформация прокаткой на 5 % + 250 °С, 1ч) зависимость свойств стали 07Г2МФБ от объемной доли бейнитной составляющей

не изменяется: прочностные свойства и отношение σ_T / σ_B повышаются, а характеристики пластичности, а также показатель деформационного упрочнения снижаются (таблица 3.27, рисунки 3.53 и 3.54). При этом эффект упрочнения $\Delta\sigma_T = \sigma_T^{CT} - \sigma_T$ увеличивается с повышением объемной доли бейнита. В меньшей степени эффект упрочнения $\Delta\sigma_B = \sigma_B^{CT} - \sigma_B$ выявляется на пределе прочности. Общее относительное удлинение и его равномерная составляющая с повышением объемной доли бейнита снижаются все в большей мере. После всех режимов деформационного старения вне зависимости от структуры наблюдается одна стадия деформационного упрочнения, а показатель деформационного упрочнения n уменьшается (рисунок 3.54). Если сравнивать приросты предела текучести и предела прочности для образцов исследованных сталей с одинаковой объемной долей бейнита (60 – 92 %), то можно видеть, что склонность к деформационному старению стали 07Г2МФБ меньше, чем стали 06Г2ФБ (таблица 3.28).

Вне зависимости от объемной доли бейнитной составляющей сталь 07Г2МФБ сохраняет высокую ударную вязкость КСЧ в интервале от плюс 20 до минус 60 °С как в несостаренном, так и состаренном состояниях (таблица 3.27, рисунок 3.55). При более низких температурах испытания наблюдается температурный интервал вязко-хрупкого перехода. В несостаренном состоянии наиболее высокий порог хладноломкости наблюдается в случае наличия 46 % объемной доли бейнита и грубых выделений МА-составляющей, а минимальный – при объемной доле бейнита 63 – 92 % (рисунок 3.55). Деформационное старение приводит к увеличению температуры вязко-хрупкого перехода T_{50} . При этом зависимость от объемной доли бейнитной составляющей сохраняется. Если сравнивать полученные данные на сталях 07Г2МФБ и 06Г2ФБ, то можно видеть, что при высокой объемной доле бейнита (60 – 92 %) повышение порога хладноломкости T_{50} при деформационном старении у стали 07Г2МФБ ощутимо меньше, чем у стали 06Г2ФБ.

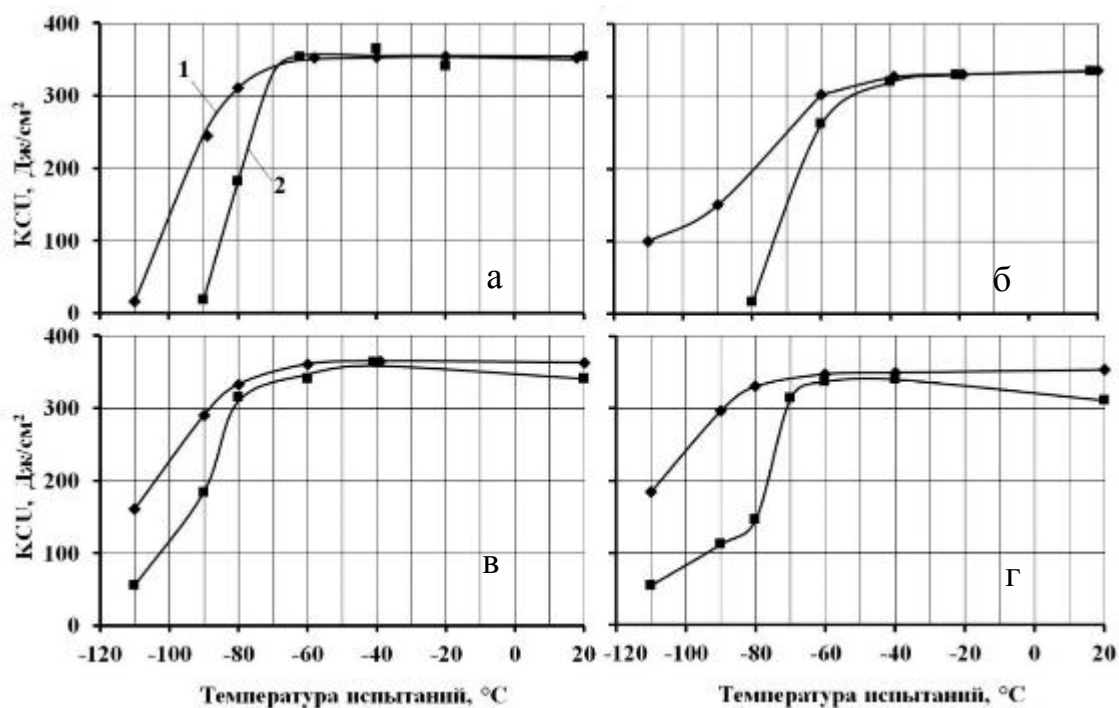


Рисунок 3.55 – Зависимость ударной вязкости стали 07Г2МФБ, подвергнутой аустенитизации 1000 °С и скорости охлаждения 1 град/с (а), 10 град/с (б), 18 град/с (в) и 35 град/с (г): 1 – исходное состояние; 2 – деформация прокаткой на 5% + 250 °С, 1ч

Таблица 3.28 – Изменение предела текучести $\Delta\sigma_T$ и температуры вязко-хрупкого перехода ΔT_{50} при деформационном старении у сталей 06Г2ФБ и 07Г2МФБ

Свойства	Сталь 06Г2ФБ		Сталь 07Г2МФБ	
	60 %	90 %	63 %	92 %
$\Delta\sigma_T = \sigma_T^{CT} - \sigma_T$	225	270	231	232
ΔT_{50}	25	40	10	15

Таким образом, легирование стали молибденом и повышенным количеством карбидообразующих элементов, способствует при содержаниях бейнита 90 – 92 % уменьшению склонности к деформационному старению. Еще раз подчеркнем, что, как и в случае стали 06Г2ФБ, для стали 07Г2МФБ при объемной доле бейнитной составляющей менее 55 – 60 % следует исключить формирование грубых «островков» МА-составляющей, оказывающих отрицательное влияние на статическую трещиностойкость.

3.9 Особенности структуры и склонность к деформационному старению стали 06Г2МБ с градиентной структурой

Ранее показано влияние различного типа структур, полученных в лабораторных условиях, на склонность низкоуглеродистых трубных сталей к деформационному старению. Рассмотрим изменение склонности к деформационному старению стали 06Г2МБ по сечению стенки трубы толщиной 28 мм с ярко выраженной градиентной структурой, сформированной в промышленных условиях¹⁰. Химический состав стали 06Г2МБ приведен в таблице 2.1.

Толщину стенки трубы можно разбить на несколько слоев как это приведено на рисунке 3.56, а¹¹. В поверхностных слоях I и V толщиной около 2 мм наблюдается идентичная структура, состоящая преимущественно из полигонального феррита, средний размер зерен которого 4 мкм. Некоторые зерна имеют неправильную форму и «рваные» края, что характерно для квазиполигонального феррита. Их микротвердость составляет 180 – 210 НV, в то время как микротвердость полигонального феррита равна в среднем 165 НV, что также может свидетельствовать в пользу присутствия в структуре квазиполигонального феррита. Особенностью внешних слоев трубы является наличие большого количества мелкодисперсных участков МА-составляющей со средним размером 1,5 мкм (рисунок 3.57, а, б). Их объемная доля не превышает 1,5 %. Форма участков МА-составляющей весьма различна, но в основном она близка к глобулярной.

С увеличением расстояния от поверхности трубы (слои II и IV) в преимущественно ферритной структуре появляются участки игольчатого бейнита (рисунок 3.56, д, е). Средний размер ферритных зерен практически не изменяется и составляет 5 мкм. Кроме того, в структуре появляются участки вырожденного перлита размером 2 – 3 мкм (рисунок 3.56, ж).

¹⁰ В случае обработки по режиму аустенитизация при 1000 °С и охлаждение со скоростью 35 град/с сталь 06Г2МБ обладает склонностью к деформационному старению в той же мере, что и стали 06Г2ФБ и 07Г2МФБ.

¹¹ Надежно выявить размер аустенитного зерна в градиентной структуре затруднительно, но по косвенным данным он близок к 25 – 30 мкм.

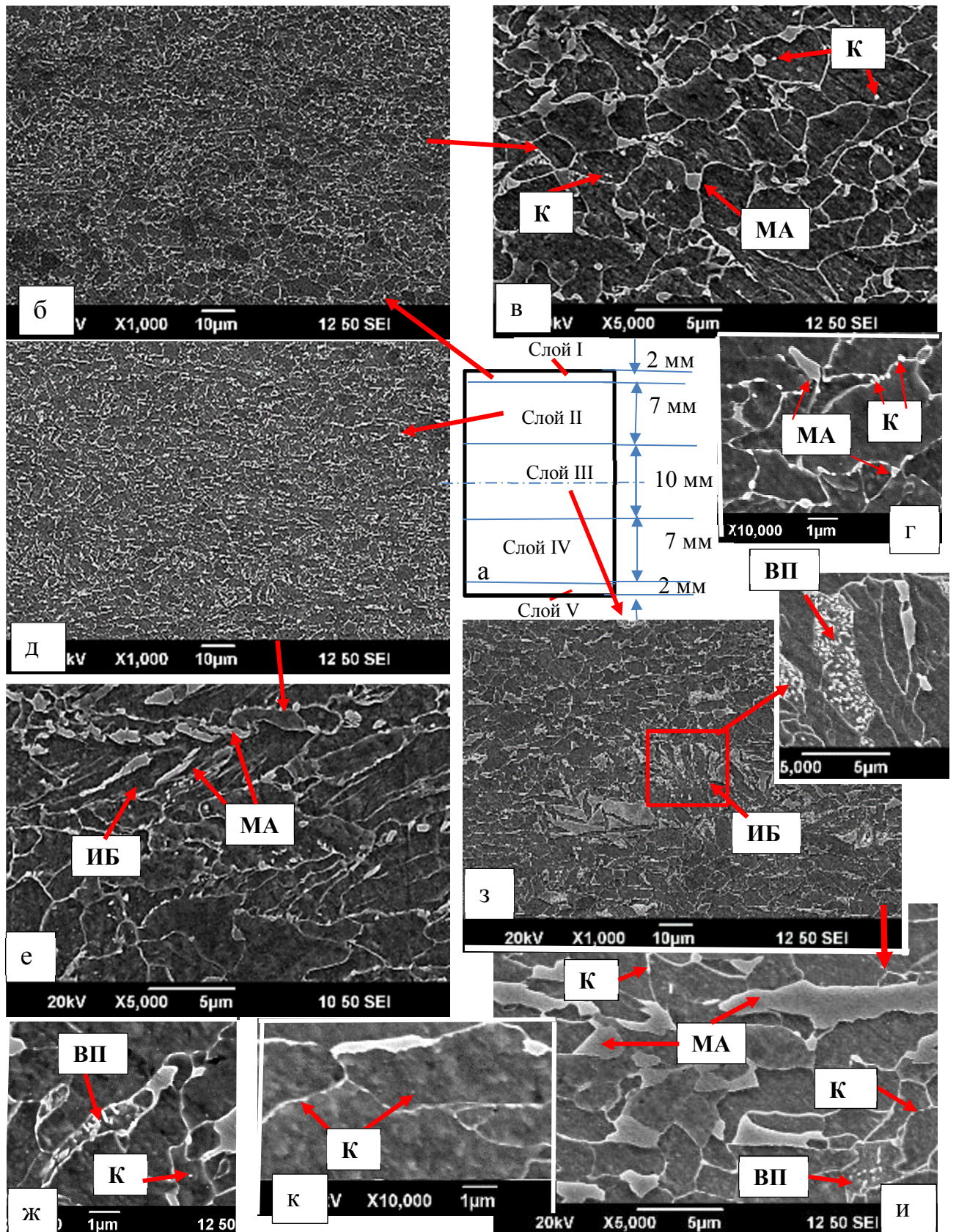


Рисунок 3.56 – Схема расположения зон и микроструктура по сечению стенки трубы толщиной 28 мм с градиентной структурой (РЭМ):

а – схема расположения зон; б, в, г – поверхностный слой I;

д, е, ж – средний слой II; з, и, к – центральный слой III

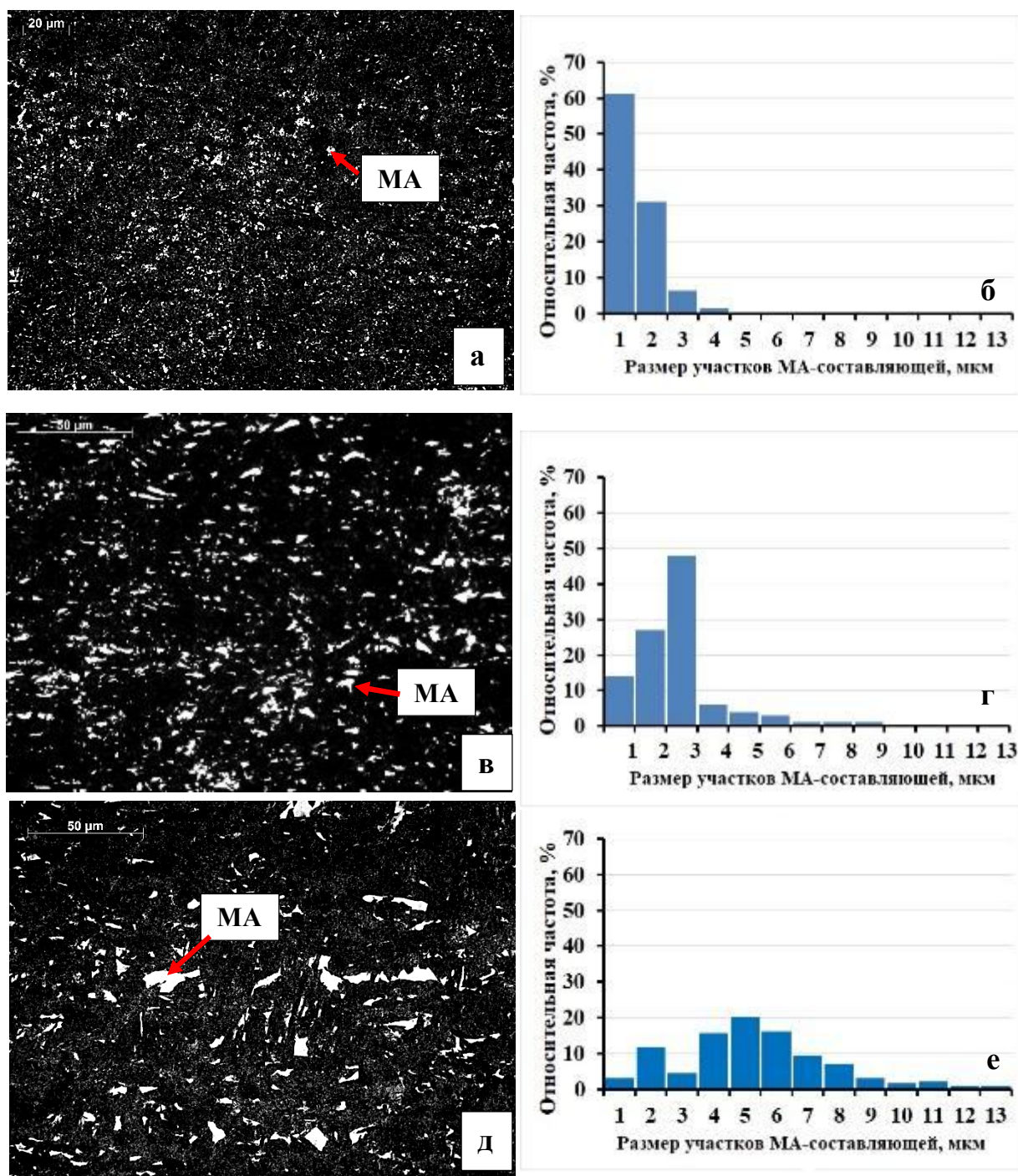


Рисунок 3.57 – Микроструктура по сечению стенки трубы из стали 06Г2МБ с градиентной структурой после травления в реактиве Le Pera: а, б - поверхностный слой I; в, г – средний слой II; д, е – центральный слой IV (б, г, е – гистограммы распределения размеров участков МА-составляющей). Обработка размеров участков МА-составляющей проводилась на оптическом микроскопе AxioObserver.Dlm с программным обеспечением Thixomet Pro анализа размера выделений

Особенность слоев II и IV заключается в том, что число участков МА-составляющей уменьшается, но увеличивается их средний размер до 3 мкм и объемная доля до 7 % (рисунок 3.57, в, г). Форма участков МА-составляющей также разнообразна. При этом находясь по границам рек бейнитной α -фазы они вытягиваются, отображая конфигурацию кристаллов (рисунок 3.56, е).

Для центрального слоя III также характерна ферритно-бейнитная структура с небольшой объемной долей игольчатого бейнита (рисунок 3.56, з). Следует отметить некоторое укрупнение ферритного зерна до 7 мкм. Объемная доля МА-составляющей примерно такая же, что и в средних слоях (6 %). При этом наряду с уменьшением числа участков МА-составляющей можно наблюдать их укрупнение: средний размер увеличился до 5 мкм (рисунки 3.56 и 3.57, д, е). Во всех слоях по границам ферритных зерен и по границам рек игольчатого бейнита присутствуют дисперсные карбиды размерами 0,3 мкм и менее.

Как видно из данных, представленных на рисунке 3.58 (кривая 1), твердость поверхностных слоев (I - II и IV - V) стенки трубы приблизительно одинакова, тогда как в центральном слое III она несколько ниже.

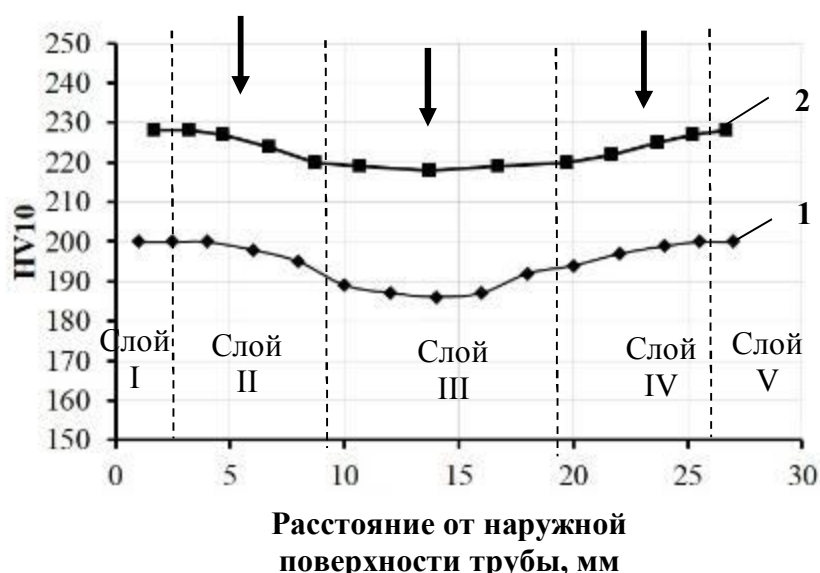


Рисунок 3.58 – Изменение твердости по сечению стенки трубы из стали 06Г2ФБ с градиентной структурой: 1 – исходное состояние; 2 – прокатка 5% + 250 °С, 1ч (стрелками указаны места вырезки образцов для механических испытаний)

Для испытаний на растяжение вырезались цилиндрические образцы на расстоянии 5 мм от наружной и внутренней поверхности трубы (слои II и IV) и из центра (слой III). Полученные данные подтвердили, что центральный слой характеризуется меньшей прочностью по сравнению со слоями II и IV, о чем свидетельствуют несколько меньшие значения σ_T и σ_B . Одновременно с меньшими характеристиками прочности центральный слой имеет более низкое отношение σ_T/σ_B и более высокие δ и $\delta_{равн}$. На диаграммах растяжения образцов, вырезанных из центрального слоя, в отличие от слоев II и IV не наблюдается зуба и площадки текучести. При этом характер деформационного упрочнения в средних (II и IV) и центральном (III) слоях описывается одной стадией упрочнения, а показатели деформационного упрочнения имеют близкие значения (таблица 3.29).

Изменение твердости по сечению стенки трубы после деформации прокаткой на 5 % и охрупчивающего одночасового нагрева 250 °С позволяет считать, что степень развития процессов деформационного старения примерно одинакова по всему сечению стенки трубы (рисунок 3.58, кривая 2).

Для более полной оценки склонности к деформационному старению стали с градиентной структурой при проведении охрупчивающей обработки применяли принятые в данной работе два метода деформации: растяжение и прокатка. В первом случае использовались разрывные образцы, вырезанные из II, III и IV слоев, которые перед одночасовым нагревом на 250 °С деформировались растяжением на 3 %. Во втором случае из тех же слоев вырезались заготовки сечением 12,5×12,5 мм, которые подвергались деформации прокаткой на 5 %. Далее из них изготавливались образцы для механических испытаний.

Полученные данные подтверждают результаты измерения твердости, согласно которым сталь 06Г2ФБ с градиентной структурой обладает заметной склонностью к деформационному старению. Об этом свидетельствуют повышение σ_T , σ_B и σ_T/σ_B , а также снижение δ , $\delta_{равн}$ и n , при практически неизменном ψ (таблица 3.29). Такая закономерность реализуется вне зависимости вырезаны ли образцы из центрального слоя или ближе к поверхности трубы. На формирование свойств после

старения принципиально не сказывается каким методом осуществлялась деформация перед охрупчивающим нагревом. На диаграммах растяжения всех состаренных образцов наблюдалась площадка текучести (таблица 3.29).

Дополнительно из центрального слоя стенки трубы вырезались образцы для испытаний на ударный изгиб. Деформационное старение (прокатка 5% + 250 °С, 1 ч) не оказало существенного влияния не только на ударную вязкость при комнатной температуре KCV, но и на температуру вязко-хрупкого перехода T_{50} (таблица 3.29).

Представлялось важным сравнить склонность к деформационному старению стали 06Г2МБ с градиентной структурой и сталей 06Г2ФБ и 07Г2МБ с микроструктурой после различных режимов обработок в лабораторных условиях. Судя по изменению величины предела текучести после деформационного старения $\Delta\sigma_T^{ст} = \sigma_T^{ст} - \sigma_T$ сталь 06Г2ФБ с градиентной структурой обладает меньшей склонностью к деформационному старению, чем ферритно-бейнитная структура сталей 06Г2ФБ и 07Г2МБ, но большей склонностью по сравнению с ферритно-перлитной структурой указанных сталей. По-видимому, меньшая склонность к деформационному старению стали 06Г2МБ связана с более низким содержанием углерода в твердом растворе за счет выделения значительного количества мелкодисперсных карбидов и формирования высокой объемной доли МА-составляющей.

Сопоставим данные по склонности к деформационному старению сталей 06Г2ФБ, 06Г2МБ и 07Г2МФБ после всех исследованных режимов обработки, проведенных в лабораторных условиях. На рисунке 3.59 представлена зависимость механических свойств состаренных сталей 06Г2ФБ, 06Г2МБ и 07Г2МФБ от предела текучести в исходном состоянии. Для стали 06Г2МБ указаны механические свойства после обработки, заключающейся в аустенитизации при 1000 °С с последующим охлаждением со скоростью 35 град/с. При этом для всех сталей приведены данные, полученные после деформации прокаткой на 5 % и одночасового нагрева на 250 °С. Все данные, полученные на сталях 06Г2ФБ и 07Г2МФБ можно описать в той или иной мере аппроксимирующими кривыми. Следует подчеркнуть, что на эти кривые ложатся данные, полученные на стали 06Г2МБ.

Таблица 3.29– Механические свойства стали 06Г2МБ с градиентной структурой по сечению стенки трубы, в исходном состоянии и после деформационного старения

Характеристики	Исходное			3% растяжение+ 250°С 1ч			5% прокатка+ 250 °С 1ч		
	Слой II	Слой III	Слой IV	Слой II	Слой III	Слой IV	Слой II	Слой III	Слой IV
σ_T , МПа	554	520	552	698	662	698	662	664	668
σ_B , МПа	636	622	632	702	694	703	709	705	693
σ_T/σ_B	0,87	0,84	0,87	0,99	0,95	0,99	0,93	0,94	0,96
ЛПТ, %	1,3	-	1,5	3,6	3,4	2,3	0,5	0,86	1,5
$\Delta\sigma_T^B$, МПа	23	-	15	33	34	33	-	9	18
n	0,118	0,115	0,109	-	0,067	-	0,062	0,060	0,070
δ , %	21,2	22,6	22,0	19,0	18,2	15,7	17,9	15,8	16,5
$\delta_{равн}$, %	8,6	11,5	9,6	5,5	5,9	3,9	5,9	3,5	5,3
ψ , %	80	75	80	79	76	78	80	75	79
KCV ⁺²⁰ , Дж/см ²	-	360	-	-	-	-	-	355	-
T ₅₀ , °С	-	-100	-	-	-	-	-	-95	-

Таблица 3.30– Изменение после деформационного старения предела текучести по сечению стенки трубы из стали 06Г2МБ с градиентной структурой

Изменение механических свойств	3% растяжение + 250°С 1ч			5% прокатка + 250 °С 1ч		
	Слой II	Слой III	Слой IV	Слой II	Слой III	Слой IV
$\Delta\sigma_{T-d} = \sigma_T^{CT} - \sigma_d$, МПа	92	96	90	-	-	-
$\Delta\sigma_T = \sigma_T^{CT} - \sigma_T$, МПа	144	142	146	108	144	116
$\Delta\sigma_B = \sigma_B^{CT} - \sigma_B$, МПа	66	72	71	73	83	61

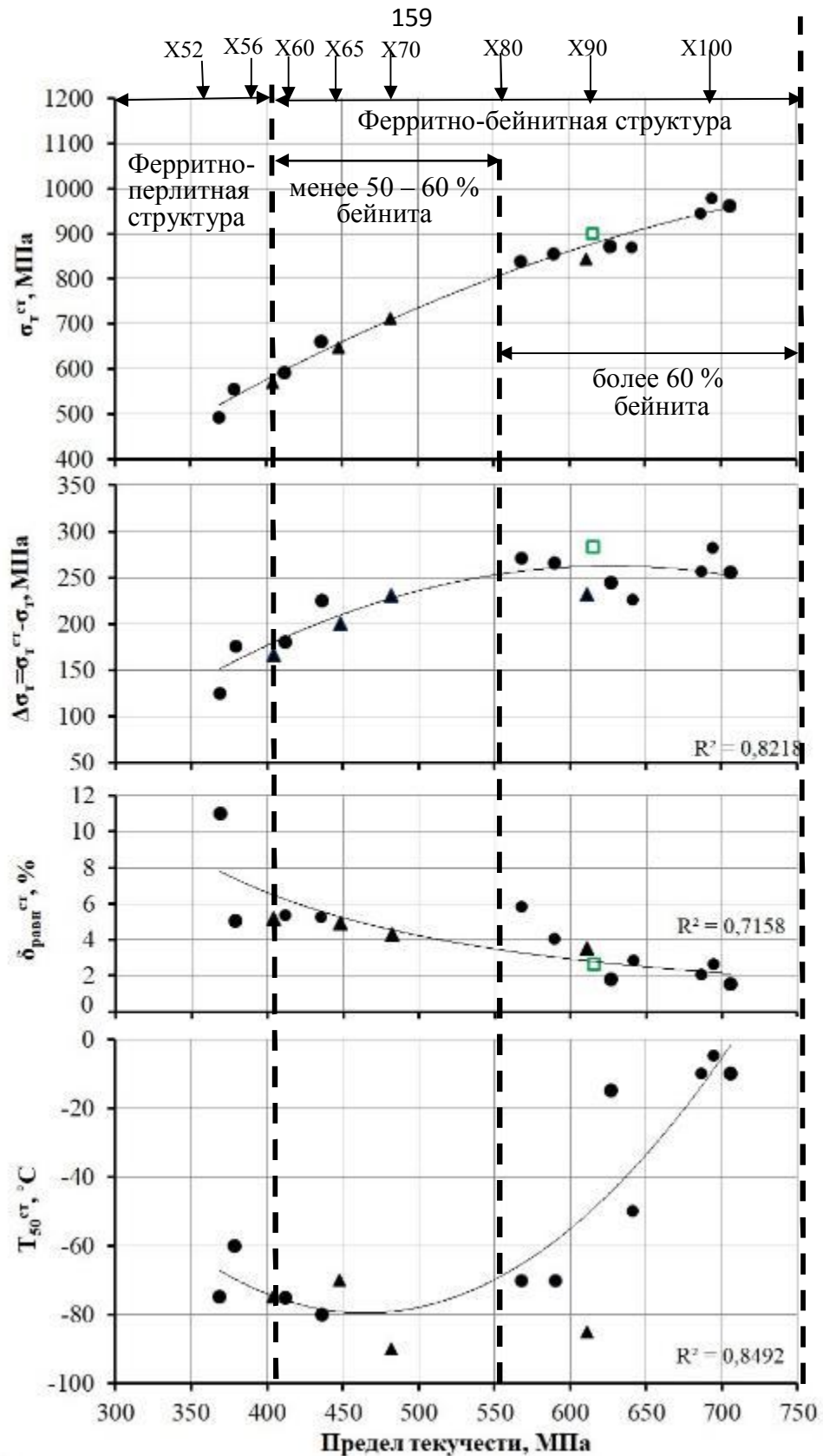


Рисунок 3.59 – Зависимость механических свойств состаренных сталей 06Г2ФБ (●), 07Г2МФБ (▲) и 06Г2МБ (◻) от предела текучести в исходном состоянии. Режим деформационного старения: прокатка 5 % + 250 °С, 1 ч

Ферритно-бейнитная структура обеспечивает по сравнению с ферритно-перлитной не только повышенные прочностные свойства, но и высокую деформационную способность, пластичность и вязкость, что обуславливает широкое применение ферритно-бейнитных структур в трубном производстве [122]. По результатам настоящего исследования следует, что при использовании трубных сталей с ферритно-бейнитной структурой необходимо учитывать их повышенную склонность к деформационному старению, которая увеличивается с повышением прочности стали.

Выводы к главе 3

1. Низкоуглеродистая сталь 06Г2ФБ обладает высокой склонностью к деформационному старению. Такой эффект реализуется при всех исследованных способах деформации – растяжении (1 – 4 %), прокатки (5 и 10 %) и сжатии (7 %), осуществляемых перед одночасовым охрупчивающим нагревом на 250 °С. Развитие деформационного старения повышает при статическом нагружении пределы текучести и прочности, отношение предела текучести к пределу прочности при одновременном снижении относительных общего и равномерного удлинений и показателя деформационного упрочнения.

В случае испытания при отрицательных температурах охрупчивающее воздействие деформационного старения проявляется в смещении сериальных кривых ударной вязкости и температур вязко-хрупкого перехода T_{50} в сторону более высоких температур. При динамическом нагружении при комнатной температуре отрицательное влияние деформационного старения на ударную вязкость надежно выявляется лишь при испытании образцов с наведенной усталостной трещиной и боковыми надрезами.

2. Установлено, что деформационное старение уменьшает при статическом нагружении величину критического раскрытия трещины СТOD стали

06Г2ФБ, что свидетельствует об уменьшении статической трещиностойкости. Неблагоприятное влияние на трещиностойкость как в несостаренном, так и состаренном состояниях оказывает формирование в процессе обработки крупных участков МА-составляющей.

3. С увеличением объемной доли бейнитной составляющей (в основном игольчатого бейнита) от 4 до 90 % (06Г2ФБ) и от 13 до 92 % (07Г2МФБ) склонность к деформационному старению возрастает. Этот эффект наиболее существенно проявляется при объемной доле бейнитной составляющей более 50 – 60 %.

4. Склонность к деформационному старению стали 07Г2МФБ, легированной молибденом и повышенным количеством карбидообразующих элементов, меньше, чем у стали 06Г2ФБ. Этот эффект наиболее четко проявляется, когда в структуре содержится большая объемная доля бейнитной составляющей (более 50 – 60 %).

5. Установлено, что применение высокого отпуска позволяет уменьшить склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой.

6. Склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ возрастает, когда при аустенитизации формируется крупнозернистая структура и происходит более полное растворение карбидов, а при последующем ускоренном охлаждении уменьшается объемная доля игольчатого бейнита вследствие формирования большого количества речного бейнита. При этом склонность к деформационному старению в наибольшей степени проявляется в случае динамических испытаний.

7. Склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой уменьшается, если она после высокотемпературного нагрева подвергается горячей деформации по режимам, обеспечивающим развитие рекристаллизации. Такой эффект реализуется при осуществлении прокатки при 1050 и 950 °С. Если при горячей деформации рекристаллизация отсутствует, как это имеет место при прокатке 850 и 760 °С, то склонность к деформационному старению остается на уровне высокотемпературного нагрева (1150 °С).

8. Сталь 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой, сформировавшейся после ускоренного охлаждения от 1150 °С, обладает заметной склонностью к обратимой отпускной хрупкости. Осуществление ВТМО, заключающееся в прокатке при 850 °С с последующим ускоренным охлаждением, ослабляет ее развитие, что сопровождается заменой интеркристаллитного хрупкого разрушения транскристаллитным. ВТМО не оказывает существенного влияния на транскристаллитное охрупчивание, возникающее при деформационном старении.

9. Сталь 06Г2МБ с градиентной структурой, полученной в промышленных условиях, характеризующейся значительным количеством мелкодисперсных карбидов и объемной доли МА-составляющей, обладает заметной склонностью к деформационному старению, но этот эффект выражен слабее, чем у сталей с «классическими» ферритно-бейнитными структурами.

4 ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СКЛОННОСТЬ К ПРОЯВЛЕНИЮ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА СВАРНЫХ ТРУБ

В настоящей главе приведены данные, полученные на стали 06Г2ФБ, о влиянии на эффект Баушингера ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур. На этой же стали с ферритно-бейнитной структурой исследовалась зависимость склонности к проявлению эффекта Баушингера от объемной доли бейнита, высокого отпуска и температуры аустенитизации. Выяснялось также, как знакопеременная деформация сказывается на деформационное старение стали 06Г2ФБ, а также влияет ли деформационное старение на проявление эффекта Баушингера. В работе также исследовались особенности проявления эффекта Баушингера в стали с градиентной структурой.

4.1 Склонность к проявлению эффекта Баушингера в стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами

Рассмотрим особенности проявления эффекта Баушингера в стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами [96; 134; 135]. Основная часть экспериментов выполнена на стали 06Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации при 1000 °С и охлаждению со скоростями 1 и 35 град/с. Полученные структуры подробно описаны в разделе 3.1. Знакопеременную деформацию одноосным растяжением и сжатием осуществляли на физическом симуляторе Gleeble 3800 (рисунок 4.1). Величина деформации при растяжении и сжатии равнялась 3%.

Проведенные эксперименты показали, что сталь 06Г2ФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурой при приложении знакопеременной деформации, включающей одноосное растяжение и сжатие, обладает достаточно высокой склонностью к проявлению эффекта Баушингера. На диаграммах

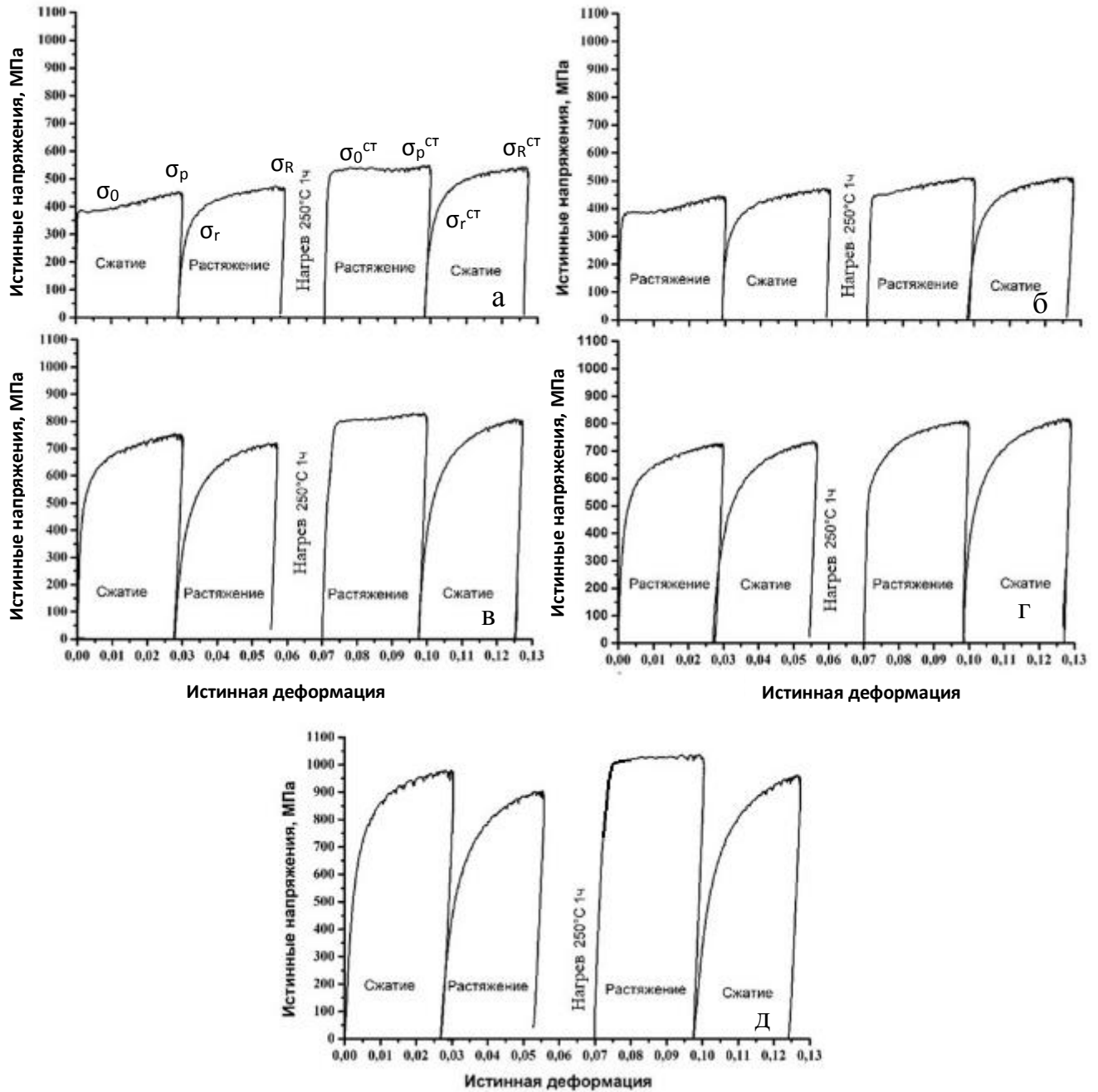


Рисунок 4.1 – Диаграммы знакопеременной деформации на 3% стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (а, б) и ферритно-бейнитной (в, г) структурами. Нагрев 1000°C (а – г) и нагрев 1150 °С (д)

предварительной деформации образцов с ферритно-перлитной структурой вне зависимости от схемы нагружения (растяжение + сжатие и сжатие + растяжение) наблюдается площадка текучести, как и в случае испытаний на однонаправленное растяжение (раздел 3.2). При ферритно-бейнитной структуре площадка текучести на диаграммах предварительного нагружения отсутствовала как при нагружении

по схеме растяжение + сжатие, так и сжатие + растяжение. При обратном нагружении площадка текучести отсутствовала при обоих типах структур, а предел текучести заметно снижался, что является признаком эффекта Баушингера. Отметим, что значения пределов текучести на данном типе образцов близки к значениям, полученным на образцах на растяжение, испытанных ранее.

Для ферритно-перлитной структуры характеристики циклической деформации σ_0 , σ_r , σ_p и σ_R , определенные при нагружении по схемам сжатие + растяжение и растяжение + сжатие, имеют практически одинаковые значения. В связи с этим, изменение схемы нагружения практически не оказало влияние на величины $\Delta\sigma_{p-0}=\sigma_p - \sigma_0$, $\Delta\sigma_{0-r}=\sigma_0 - \sigma_r$ и $\Delta\sigma_{p-r}=\sigma_p - \sigma_r$, а также параметр напряжения β_σ . Для ферритно-перлитной структуры были определены параметр деформации β_ϵ и энергетический параметр β_E , величины которых также оказались не зависимыми от схемы нагружения. Для ферритно-бейнитной структуры наблюдается аналогичная зависимость: характеристики циклической деформации σ_0 , σ_r , σ_p и σ_R практически одинаковы при изменении схемы нагружения.

Следствием эффекта Баушингера является падение предела текучести обратной деформации относительно его исходного значения $\Delta\sigma_0=\sigma_0 - \sigma_r$. Величина указанного падения определяется конкуренцией двух процессов: упрочнения $\Delta\sigma_{p-0}=\sigma_p - \sigma_0$ на стадии предварительной деформации и разупрочнения $\Delta\sigma_{p-r}=\sigma_p - \sigma_r$ за счет эффекта Баушингера при смене знака деформации [72; 136]. Сталь 06Г2ФБ с ферритно-перлитной структурой имеет слабое упрочнение на стадии предварительной деформации $\Delta\sigma_{p-0}=\sigma_p - \sigma_0$, ввиду низкой исходной плотности дислокаций (таблица 4.1). Это слабое упрочнение не компенсирует падение напряжений $\Delta\sigma_{p-r}=\sigma_p - \sigma_r$, обусловленное эффектом Баушингера при смене знака деформации. Как следствие, предел текучести обратной деформации оказывается ниже исходного предела текучести.

Упрочнение $\Delta\sigma_{p-0}=\sigma_p - \sigma_0$ стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой значительно выше, что объясняется, в первую очередь, высокой плотностью

Таблица 4.1 – Характеристики свойств стали 06Г2ФБ при циклическом нагружении (числитель сжатие+растяжение, знаменатель растяжение+сжатие)

Свойства	Сталь 06Г2ФБ					Сталь 06Г2МБ с градиентной структурой (слой III)
	Ферритно-перлитная структура	Ферритно-бейнитная структура				
		Нагрев 1000 °С			Нагрев 1150°С	
		Без отпуски	Отпуск 600°С	Отпуск 660°С		
σ_0 , МПа	<u>384*</u> 385	<u>580</u> 578	<u>540</u> 546	<u>526</u> 527	<u>710</u> -	<u>501</u> 503
σ_p , МПа	<u>447</u> 442	<u>798</u> 761	<u>620</u> 600	<u>580</u> 560	<u>974</u> -	<u>594</u> 543
σ_r , МПа	<u>315</u> 313	<u>435</u> 430	<u>381</u> 372	<u>374</u> 367	<u>456</u> -	<u>338</u> 318
β_σ	<u>0,30</u> 0,29	<u>0,45</u> 0,43	<u>0,38</u> 0,38	<u>0,35</u> 0,34	<u>0,53</u> -	<u>0,43</u> 0,41
β_ε	<u>0,54</u> 0,54	-	-	-	-	=
β_E	<u>0,11</u> 0,10	-	-	-	-	=
$\Delta\sigma_{p-0}=\sigma_p - \sigma_0$, МПа	<u>63</u> 57	<u>218</u> 183	<u>80</u> 54	<u>54</u> 33	<u>264</u> -	<u>93</u> 40
$\Delta\sigma_{p-r}=\sigma_p - \sigma_r$, МПа	<u>132</u> 129	<u>363</u> 331	<u>239</u> 228	<u>206</u> 193	<u>518</u> -	<u>256</u> 225
$\Delta\sigma_{0-r}=\sigma_0 - \sigma_r$, МПа	<u>69</u> 72	<u>145</u> 148	<u>159</u> 174	<u>152</u> 160	<u>254</u> -	<u>163</u> 185

Примечание: * - Некоторое несоответствие значений пределов текучести, полученных при однонаправленной и циклической деформации наблюдается в виду испытания разного типа образцов (сравнить таблицы 4.1 и 3.3).

дефектов кристаллического строения в бейните (рисунок 4.1). Тем не менее, сильное разупрочнение $\Delta\sigma_{p-r} = \sigma_p - \sigma_r$, при смене знака деформации приводит к еще большему падению предела текучести, чем в той же стали с ферритно-перлитной структурой. В результате параметр напряжения β_σ для ферритно-бейнитной структуры существенно выше, чем для ферритно-перлитной.

Анализ деформационного упрочнения показал, что при предварительной деформации у ферритно-перлитной структуры на зависимости $\ln\varepsilon - \ln S$ наблюдается одна стадия упрочнения, а у ферритно-бейнитной структуры – две стадии, как и в ранее выполненных экспериментах, в которых использовалась однонаправленная деформация (рисунки 4.2 и 3.10). При обратной деформации для обоих типов

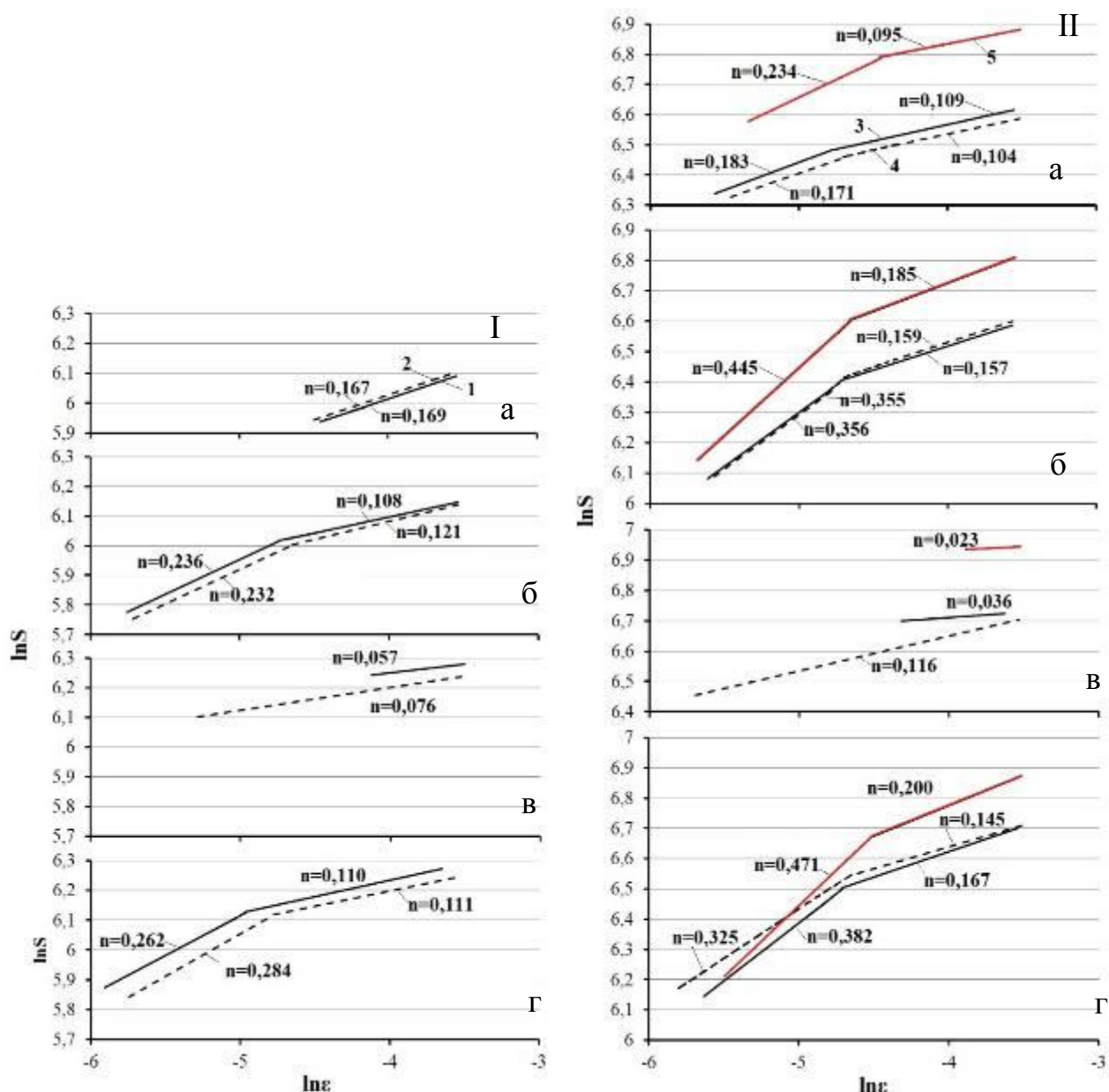


Рисунок 4.2 – Деформационное упрочнение стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (I) и ферритно-бейнитной (II) структурами, сформировавшимися при аустенитизации 1000 °С (1, 2, 3 и 4) и 1150 °С (5): а – преддеформация; б – обратная деформация; в – старение; г- знакопеременное нагружение в состаренном состоянии. Нагружение при исходной знакопеременной деформации по схеме растяжение+сжатие (1, 3) и сжатие+растяжение (2, 4, 5)

структур зависимость $\ln \varepsilon - \ln S$ имеет два участка. Показатели деформационного упрочнения n на первом более крутом участке выше, чем на втором, причем они больше аналогичных показателей, определенных при предварительной деформации. У ферритно-бейнитной структуры показатель n на первом участке выше, чем у ферритно-перлитной. Таким образом, при обратной деформации снижается не только предел текучести, но и на ее начальной стадии увеличивается скорость деформационного упрочнения, что также следует связывать с проявлением эффекта Баушингера.

Между скоростью деформационного упрочнения и величиной предела текучести существует вполне определенная связь. С увеличением скорости деформационного упрочнения растет и предел текучести. Отсюда следует, что в некоторых случаях для материалов с существенно разной скоростью упрочнения при обратной деформации можно получить разный характер соотношения параметров напряжения в зависимости от того, какой допуск был выбран при оценке предела текучести. Для исследованных структур были сопоставлены данные, полученные при обратном нагружении для пределов текучести с допуском 0,1, 0,2 и 0,5 %. Установлено, что ферритно-бейнитная структура по сравнению с ферритно-перлитной имеет более высокие значения σ_T , β_σ и $\Delta\sigma_{0-T}$ при всех допусках для предела текучести (рисунок 4.3). При этом различия в σ_T для этих структур с увеличением допуска по пределу текучести заметно возрастают.

Исследование структуры образцов, подвергнутых знакопеременной деформации, с помощью оптической и электронной растровой микроскопии значительных изменений не обнаружило (рисунок 4.4).

Рассмотрим влияние объемной доли бейнитной составляющей стали 06Г2ФБ на склонность к проявлению эффекта Баушингера. Для этого заготовки, подвергнутые аустенитизации 1000 °С, охлаждали со скоростями в диапазоне от 1 до 35 град/с. Получаемые при такой обработке структуры описаны в разделе 3.4. С увеличением объемной доли бейнитной составляющей (в основном игольчатого

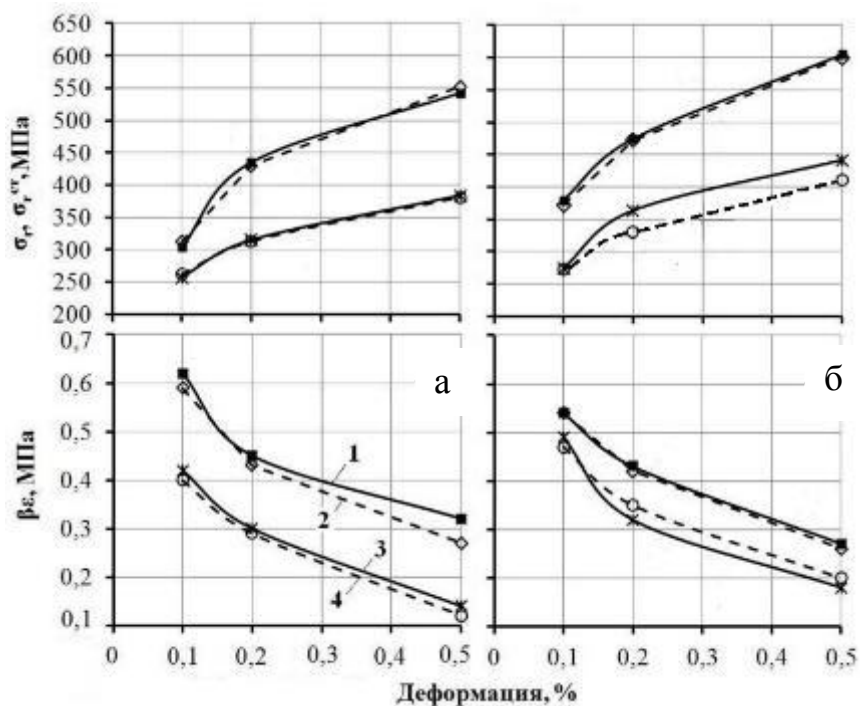


Рисунок 4.3 – Зависимость характеристик стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой (1, 2) и ферритно-перлитной структурой (3, 4) от величины допуска на предел текучести: а – без старения; б – знакопеременная деформация + старение 250 °С 1 ч. и циклическое нагружение по схеме растяжение+сжатие. Схема нагружения при предварительной деформации:

1, 3 – сжатие+растяжение; 2, 4 – растяжение+сжатие

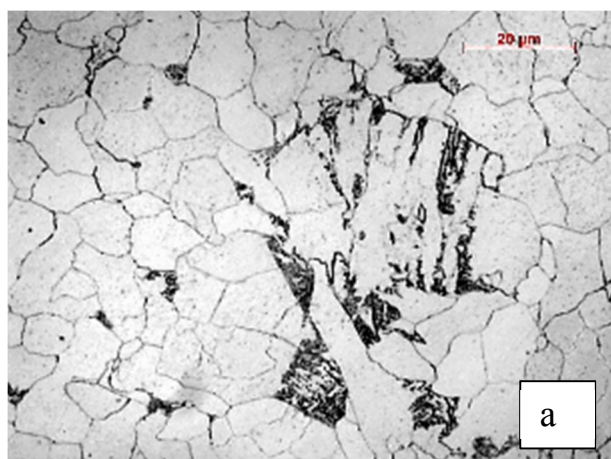


Рисунок 4.4 – Микроструктура стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (а) и ферритно-бейнитной (б) структурами (аустенитизация 1000 °С) после знакопеременной деформации сжатие+растяжение на 3 %

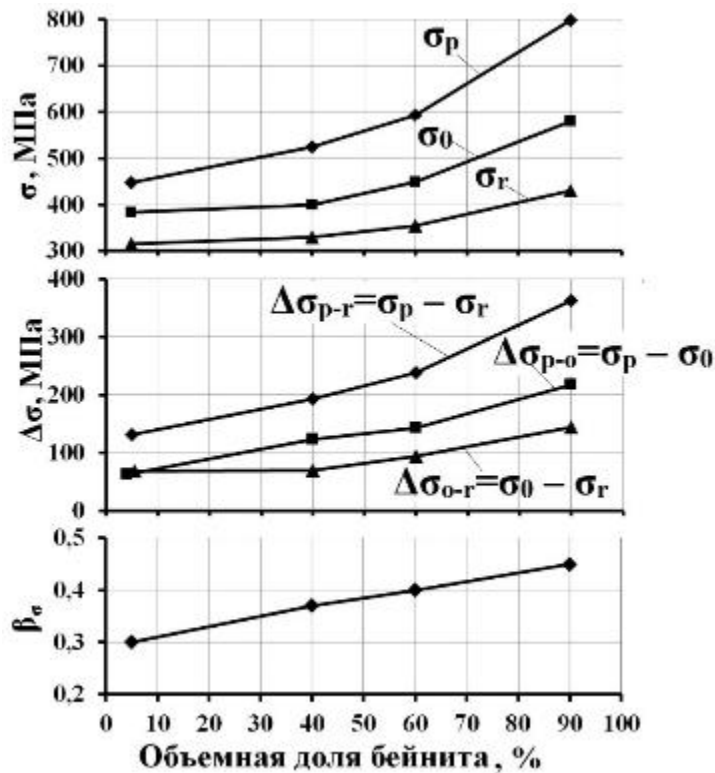


Рисунок 4.5 – Зависимость механических характеристик стали 06Г2ФБ от объемной доли бейнита при циклическом нагружении по схеме сжатие+растяжение

бейнита) пределы текучести растут как при прямом, так и обратном нагружении (рисунок 4.5). Как и в случае монотонной деформации, наиболее существенное их увеличение происходит при повышении объемной доли бейнита от 60 до 90 %. Одновременно с ростом объемной доли бейнита увеличивается и параметр напряжения β_σ . Судя по изменению $\Delta\sigma_{0-r}$ и $\Delta\sigma_{p-0}$ этот рост происходит как за счет большего проявления эффекта Баушингера, так и большего деформационного упрочнения стали.

Как упоминалось ранее, в работе [78] зависимость параметра Баушингера $BER = \frac{E_s}{E_p}$ от объемной доли мартенсита в двухфазных сталях с ферритно-мартенситной структурой описывается кривой с максимумом при 50 % мартенсита (рисунок 1.14). В случае ферритно-бейнитной структуры зависимость параметра напряжения β_σ от объемной доли бейнитной составляющей представлена прямой (рисунок 4.5).

Такое влияние игольчатого бейнита на эффект Баушингера может быть объяснено тем, что температурный интервал промежуточного превращения находится выше интервала мартенситного. Во-первых, при повышенных температурах должна происходить более существенная релаксация напряжений, вызванных сдвиговым γ - α превращением. Во-вторых, в процессе бейнитного превращения из твердого раствора выделяется карбидная фаза, что уменьшает объемный эффект превращения, а значит уровень внутренних напряжений и плотность дислокации, которые генерируются в феррите.

Рассмотрим склонность к проявлению эффекта Баушингера стали 06Г2ФБ с отпущенной ферритно-бейнитной структурой. Для этого использовались те же режимы термической обработки, что в разделе 3.1: заготовки из этой стали после аустенитизации 1000 °С подвергали одночасовому отпуску при 600 и 660 °С (см. раздел 3.3). Если сталь 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой, подвергнуть высокому отпуску, то наблюдается не только уменьшение предела текучести σ_0 , но и менее интенсивное упрочнение на стадии предварительного нагружения $\Delta\sigma_{p-o}$. При этом величина $\Delta\sigma_{o-r}$ существенно не изменяется по сравнению с аналогичной величиной при ферритно-бейнитной структуре. В связи с этим параметр Баушингера β_σ снижается в основном за счет уменьшения упрочнения на стадии предварительного нагружения $\Delta\sigma_{p-o}$, но остается на достаточно высоком уровне (таблица 4.1). При этом параметр Баушингера β_σ отпущенной структуры выше, чем при ферритно-перлитной структуре. Отметим, что, как и в случае ферритно-бейнитной структуры, у отпущенной структуры характеристики σ_0 , σ_T , σ_p , σ_R и β_σ имеют близкие значения при схеме нагружения сжатие + растяжение и растяжение + сжатие.

У образцов с отпущенной структурой на диаграммах предварительной деформации наблюдается площадка текучести также, как и при испытаниях на

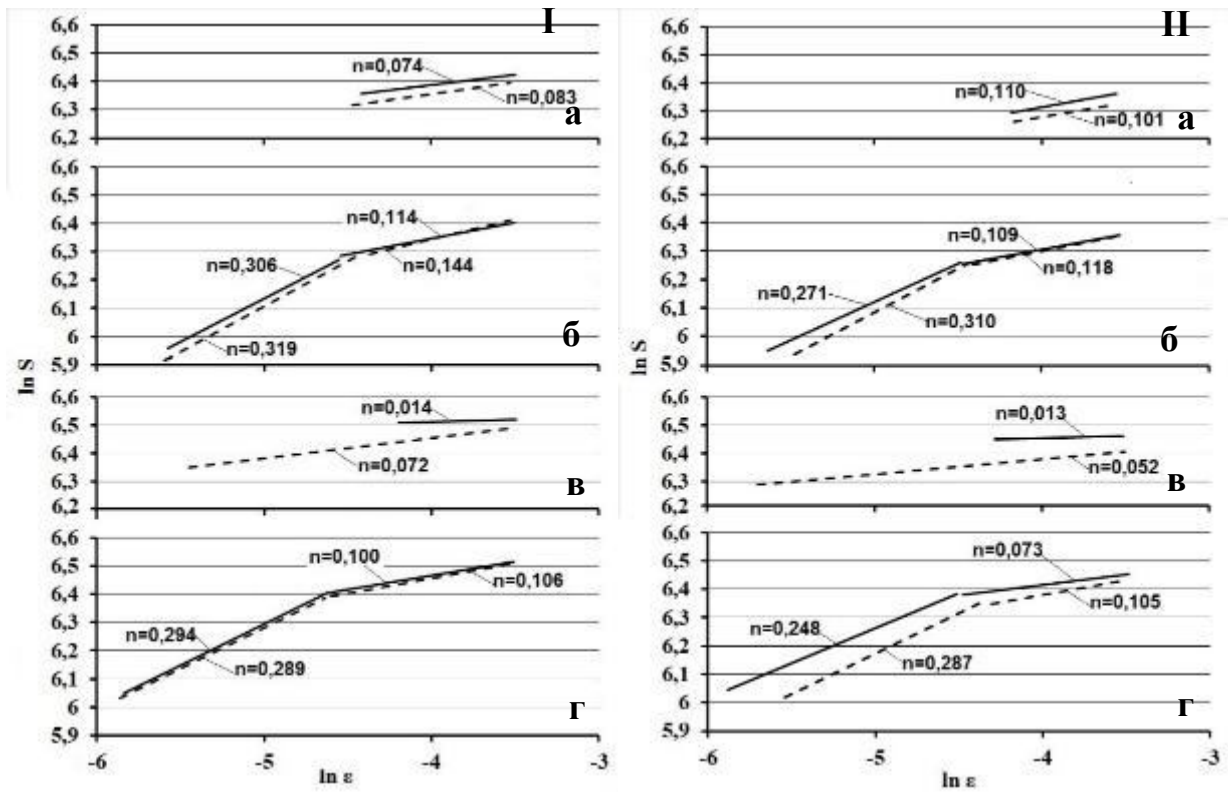


Рисунок 4.6 – Деформационное упрочнение стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой, подвергнутой одночасовому отпуску при 600°С (I) и 660 °С (II): а – преддеформация; б – обратная деформация; в – старение при 250 °С 1 ч; г – знакопеременное нагружение в состаренном состоянии. Нагружение при исходной знакопеременной деформации по схеме растяжение+сжатие (1) и сжатие+растяжение (2)

растяжение в ранее описанных экспериментах (см. раздел 3.3). Нагружение образцов в обратном направлении приводит к ее исчезновению. Характер деформационного упрочнения отпущенной ферритно-бейнитной структуры описывается одной прямой при предварительной деформации, а при смене знака нагружения зависимость $\ln \varepsilon - \ln S$ описывается двумя стадиями упрочнения, как и в случае выше рассмотренных неотпущенных структур (рисунок 4.6).

Представлялось важным выяснить склонность к проявлению эффекта Баушингера стали 06Г2ФБ с крупнозернистой структурой, содержащей преимущественно речный бейнит. Данная структура была получена при аустенитизации 1150 °С и охлаждения со скоростью 35 град/с. Сталь 06Г2ФБ с преимущественно

речным бейнитом обладает более высокими значениями характеристик циклической деформации σ_0 , σ_T , σ_p и σ_R , по сравнению с ферритно-бейнитной структурой с преимущественно игольчатым бейнитом. Для структуры с преимущественно речным бейнитом характерно большее упрочнение $\Delta\sigma_{p-0}$ на стадии предварительной деформации, большее падение предела текучести при обратной деформации относительно исходного значения $\Delta\sigma_{0-T}$ и увеличение параметра Баушингера β_σ по сравнению с игольчатым бейнитом (таблица 4.1). Все эти данные свидетельствуют о том, что речный бейнит, сформировавшийся в крупном аустенитном зерне, обладает большей склонностью к проявлению эффекта Баушингера, чем игольчатый бейнит.

Сравним склонность к проявлению эффекта Баушингера стали 06Г2МБ с градиентной структурой и ферритно-бейнитной структуры стали 06Г2ФБ. Исследование склонности к проявлению эффекта Баушингера стали 06Г2МБ с градиентной структурой проводилось на образцах, изготовленных из центрального слоя стенки трубы. Особенности структуры этой стали по сечению стенки трубы толщиной 28 мм приведены в разделе 3.9. Сталь 06Г2ФБ с градиентной структурой характеризуется существенно меньшим упрочнением $\Delta\sigma_{p-0}$ при предварительном нагружении и несколько большей величиной падения предела текучести $\Delta\sigma_{0-T}$ при обратном нагружении по сравнению с ферритно-бейнитной структурой стали 06Г2ФБ (таблица 4.1). В итоге параметр Баушингера β_σ стали 06Г2МБ с градиентной структурой близок по величине к параметру β_σ стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой, то есть градиентная структура по склонности к проявлению эффекта Баушингера не имеет никаких существенных достоинств по сравнению с ферритно-бейнитной структурой стали 06Г2ФБ.

Согласно [72; 136; 137] величина эффекта Баушингера зависит от числа и природы преград для движущихся дислокаций, а также от начальной плотности мобильных дислокаций и активности их образования в процессе деформации. Ферритно-бейнитная структура обладает большей плотностью дислокаций, значительная часть которых подвижна, по сравнению с ферритно-перлитной структурой. До-

полнительным источником мобильных дислокаций в бейнитной структуре является ее МА-составляющая, генерирующая новые дислокации на межфазных границах с бейнитной α -фазой. С другой стороны, участки МА-составляющей могут служить «стопорами» для движения дислокаций. Высокая плотность подвижных дислокаций в стали 06Г2ФБ со структурой игольчатого бейнита подтверждается, в частности, видом начальных участков ее диаграмм деформации, а именно, отсутствием площадки и зуба текучести. Кроме того, бейнитная структура содержит повышенную плотность «стопоров» дислокаций в виде границ дисперсных кристаллов α -фазы и выделившихся карбидов. В случае ферритно-перлитной структуры основная часть углерода находится в карбидах перлитной составляющей. Перлит, присутствуя в структуре в виде небольших участков на весьма значительном расстоянии друг от друга, не может эффективно тормозить движение дислокаций. Указанные обстоятельства объясняют более высокое значение параметра Баушингера стали 06Г2ФБ со структурой игольчатого бейнита по сравнению с его значением в той же стали со структурой полигонального феррита с низкой плотностью дислокаций.

Относительно высокое значение параметра Баушингера обнаружено на стали 06Г2ФБ со структурой отпущенного бейнита. Вероятно, падение плотности дислокаций при высоком отпуске компенсируется ростом числа «стопоров» для движения дислокаций в виде большого числа дисперсных карбидов, выделяющихся при высоком отпуске. Что касается границ рекристаллизованных зерен, то их присутствие в высокоотпущенной стали также может способствовать проявлению эффекта Баушингера.

Считается, что сталь с более мелким аустенитным зерном должна обладать большим эффектом Баушингера [73] в связи с увеличением протяженности границ зерен и, как следствие, большим количеством преград для движения дислокаций. В случае стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой с повышением температуры нагрева от 1000 до 1150 °С, несмотря на укрупнение аустенитного зерна, склонность к проявлению эффекта Баушингера возрастает. При повышении темпе-

ратуры нагрева увеличивается объемная доля речного бейнита, характеризующегося более высокой плотностью дислокаций и большей протяженностью малоугловых границ по сравнению с игольчатым бейнитом. Это приводит к повышению количества препятствий для движения дислокаций и увеличению эффекта Баушингера.

Высокая склонность к проявлению эффекта Баушингера стали 06Г2МБ с градиентной структурой вероятно связана с повышенным содержанием МА-составляющей и дисперсных карбидных частиц. Как известно [138], участки МА-составляющей могут служить дополнительным источником мобильных дислокаций. В случае стали 06Г2МБ этот эффект может компенсировать низкую плотность дислокаций по сравнению с ферритно-бейнитной структурой стали 06Г2ФБ. Кроме того, повышенное количество участков МА-составляющей и дисперсных карбидных частиц служат «стопорами» для движущихся мобильных дислокаций. В результате этого, параметр Баушингера у стали 06Г2МБ с повышенной объемной долей МА-составляющей имеет близкое значение к параметру Баушингера ферритно-бейнитной структуры стали 06Г2ФБ.

4.2 Склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ после знакопеременной деформации

Ранее рассмотрено влияние однонаправленной деформации на склонность к деформационному старению. Представлялось интересным выяснить закономерности деформационного старения после знакопеременной деформации. Для этого, образцы из стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами, подвергнутые знакопеременной деформации на 3 % по режимам растяжение+сжатие и сжатие+растяжение, нагревали на 250 °С в течение 1 часа. Такая обработка вне зависимости от типа структуры сопровождается ростом предела текучести σ_0^{CT} , уменьшением показателя деформационного упрочнения n (рисунок 4.2, таблица 4.2). При этом на зависимости $\ln \epsilon - \ln S$ наблюдается одна стадия упрочнения

Таблица 4.2 – Характеристики состаренной стали 06Г2ФБ после циклического нагружения по схеме сжатие+растяжение (числитель), растяжение+сжатие (знаменатель)

Свойства	Сталь 06Г2ФБ					Сталь 06Г2МБ с градиентной структурой (слой III)
	Ферритно-перлитная	Феррито-бейнитная				
		Нагрев 1000 °С			Нагрев 1150 °С	
		Без отпуски	Отпуск 600°С	Отпуск 660°С		
$\sigma_0^{ст}$, МПа	$\frac{521}{447}$	$\frac{808}{622}$	$\frac{672}{560}$	$\frac{630}{538}$	$\frac{1024}{-}$	$\frac{649}{486}$
$\sigma_p^{ст}$, МПа	$\frac{540}{512}$	$\frac{832}{816}$	$\frac{681}{660}$	$\frac{654}{608}$	$\frac{1030}{-}$	$\frac{664}{614}$
$\sigma_r^{ст}$, МПа	$\frac{363}{331}$	$\frac{474}{472}$	$\frac{414}{408}$	$\frac{410}{394}$	$\frac{481}{-}$	$\frac{365}{330}$
$\Delta\sigma^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_0$, МПа	$\frac{137}{62}$	$\frac{228}{44}$	$\frac{132}{14}$	$\frac{93}{11}$	$\frac{314}{-}$	$\frac{148}{17}$
$\Delta\sigma_R^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_R$, МПа	$\frac{50}{-19}$	$\frac{90}{-113}$	$\frac{64}{-46}$	$\frac{53}{-39}$	$\frac{131}{-}$	$\frac{-1}{-129}$
$\beta_\sigma^{ст} = \frac{\sigma_p^{ст} - \sigma_r^{ст}}{\sigma_p^{ст}}$	$\frac{0,32}{0,35}$	$\frac{0,43}{0,42}$	$\frac{0,39}{0,38}$	$\frac{0,36}{0,35}$	$\frac{0,53}{-}$	$\frac{0,45}{0,46}$
$\Delta\sigma_{p-0}^{ст} = \sigma_p^{ст} - \sigma_0^{ст}$, МПа	$\frac{19}{65}$	$\frac{24}{194}$	$\frac{9}{100}$	$\frac{15}{70}$	$\frac{6}{-}$	$\frac{15}{128}$
$\Delta\sigma_{p-r}^{ст} = \sigma_p^{ст} - \sigma_r^{ст}$, МПа	$\frac{177}{181}$	$\frac{358}{344}$	$\frac{267}{252}$	$\frac{235}{220}$	$\frac{549}{-}$	$\frac{299}{284}$
$\Delta\sigma_{0-r}^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_r^{ст}$, МПа	$\frac{158}{116}$	$\frac{334}{150}$	$\frac{258}{152}$	$\frac{220}{144}$	$\frac{543}{-}$	$\frac{284}{156}$

при всех видах структуры и вне зависимости от последовательности знакопеременной деформации (рисунок 4.2).

Величина упрочнения, достигаемая при нагреве, зависит от последовательности проведения предварительной циклической деформации. Наиболее высокий предел текучести в состаренном состоянии $\sigma_0^{ст}$ достигается при предварительном нагружении образцов по схеме сжатие + растяжение. При этом на диаграммах растяжения состаренных образцов появляется площадка текучести. При ферритно-бейнитной структуре величины приростов $\Delta\sigma^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_0$ и $\Delta\sigma_R^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_R$ значительно больше, чем при ферритно-перлитной (таблица 4.2). Это свидетельствует о более высокой склонности к деформационному старению стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой после знакопеременной деформации по сравнению с

ферритно-перлитной. При этом значения пределов текучести в состаренном состоянии после знакопеременного нагружения близки к значениям, которые наблюдаются при однонаправленной деформации растяжением и аналогичного нагрева (сравнить таблицы 4.2 и 3.3). Таким образом, при знакопеременной деформации перед охрупчивающим нагревом реализуются те же закономерности деформационного старения, что и в случае однонаправленной деформации.

На диаграммах растяжения образцов, состаренных после цикла предварительной деформации растяжение+сжатие, площадка текучести не наблюдается. В этом случае на упрочнение, вызванное деформационным старением, накладывается разупрочнение за счет изменения знака деформации после старения. Поэтому предел текучести после старения σ_0^{CT} оказывается ниже напряжений течения σ_R , достигнутых в конце предварительного цикла деформаций (таблица 4.2). Тем не менее предел текучести в состаренном состоянии σ_0^{CT} оказывается выше исходного σ_0 . При этом величина прироста предела текучести $\Delta\sigma^{\text{CT}} = \sigma_0^{\text{CT}} - \sigma_0$ относительно небольшая и существенно не зависит от исходной структуры.

Отсутствие зуба и площадки текучести в случае нагружения образцов по схеме растяжение + сжатие перед охрупчивающим нагревом позволяет предположить, что действие сегрегаций имеет односторонний характер. Формируясь в областях с высоким уровнем напряжений (т.е. вблизи «стопоров» дислокаций), сегрегации дополнительно блокируют движение дислокаций в первоначальном направлении (т.е. когда деформация до и после старения одинакова по знаку), но слабее препятствуют движению дислокаций в обратном направлении (когда после старения происходит смена знака деформации) [51]. Кроме того, на упрочнение, обусловленное старением $\Delta\sigma_0^{\text{CT}} = \sigma_0^{\text{CT}} - \sigma_0$ после цикла растяжение-сжатие, накладывается разупрочнение за счет эффекта Баушингера. В результате, в стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной структурой прирост предела текучести относительно исходного значения оказывается почти в два раза меньше, чем после цикла сжатие-растяжение, а в случае ферритно-бейнитной структуры в пять раз.

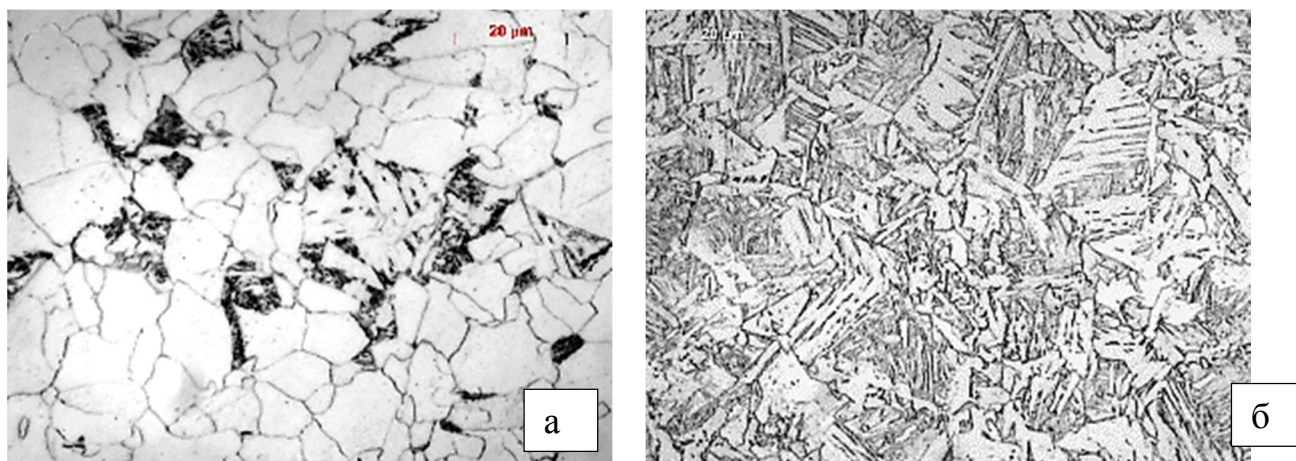


Рисунок 4.7 – Микроструктура стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (а) и ферритно-бейнитной (б) структурами (аустенитизация 1000 °С) после знакопеременной деформации сжатие+растяжение на 3 % и одночасового нагрева на 250 °С

Анализ микроструктуры образцов после знакопеременной деформации на 3 % и одночасового нагрева на 250 °С, выполненный на оптическом и электронном сканирующем микроскопах, не выявил каких-либо существенных ее изменений (рисунок 4.7).

Для оценки склонности стали 06Г2ФБ к проявлению эффекта Баушингера в состаренном состоянии образцы после знакопеременной деформации и одночасового нагрева на 250 °С вновь подвергали циклическому нагружению по схеме растяжение+сжатие. Последующая знакопеременная деформация состаренных образцов вновь обнаруживает эффект Баушингера. Предел текучести ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структур резко снижается, относительно напряжений, достигнутых на предыдущей стадии растяжения. Характер зависимости $\ln S - \ln \epsilon$ оказался таким же, как и в случае, когда сжатие после растяжения проводили в несостаренном состоянии (рисунок 4.2). При этом для состаренного и несостаренного состояний показатели n были сопоставимы по величине: их различие составляло 5 – 12 %. У стали с ферритно-перлитной структурой параметр напряжения $\beta_{\sigma}^{\text{CT}}$ несколько повышается по сравнению с несостаренным состоянием. У стали с ферритно-бейнитной структурой параметр $\beta_{\sigma}^{\text{CT}}$ мало изменяется. Как и в несостаренном состоянии, для состаренных образцов с ферритно-бейнитной структурой величины

σ_r^{CT} и β_σ^{CT} выше при всех допусках, при которых определялся предел текучести при обратном нагружении (рисунок 4.3).

Таким образом, циклическая деформация состаренных образцов по схеме растяжение + сжатие вновь обнаруживает эффект Баушингера. Если непосредственно после растяжения имеются различия в σ_0^{CT} в зависимости от схемы нагружения перед старением, то циклирование приводит к исчезновению этого различия. Соответственно величина эффекта Баушингера β_σ^{CT} имеет близкие значения. Вероятно, это связано с тем, что не все дислокации при деформационном старении закреплены сегрегациями в равной мере [51]. Деформация непосредственно после старения обеспечивает отрыв дислокаций от мест закрепления и, тем самым, восстанавливает требуемую плотность подвижных дислокаций для проявления эффекта Баушингера в последующем цикле знакопеременной деформации.

Достаточно высокая склонность к проявлению эффекта Баушингера состаренной стали при всех видах структуры сохраняется при втором и третьем циклах нагружения, о чем свидетельствует изменение параметра напряжения β_σ^{CT} (рисунок 4.8). Такое циклирование сопровождалось некоторым снижением σ_p^{CT} и σ_r^{CT} . При смене знака нагружения происходит колебание σ_r^{CT} . Соответственно происходят колебания параметра напряжения β_σ^{CT} . Направление циклирования перед старением не оказало заметного влияния при втором и третьем циклах нагружения на величины σ_p^{CT} , σ_r^{CT} и β_σ^{CT} .

Как и в случае несостаренного состояния, рассмотрим влияние объемной доли бейнита стали 06Г2ФБ на проявление эффекта Баушингера в состаренном состоянии при одном цикле нагружения. Образцы после циклической обработки дополнительно подвергали нагреву. Характер зависимости величин σ_0^{CT} и σ_r^{CT} от объемной доли бейнита аналогичен тому, который наблюдался до старения: наиболее интенсивный их рост происходит при объемной доле бейнита от 60 до 90 % (рисунок 4.9). При этом эффект упрочнения при старении $\Delta\sigma^{CT} = \sigma_0^{CT} - \sigma_0$ повышается

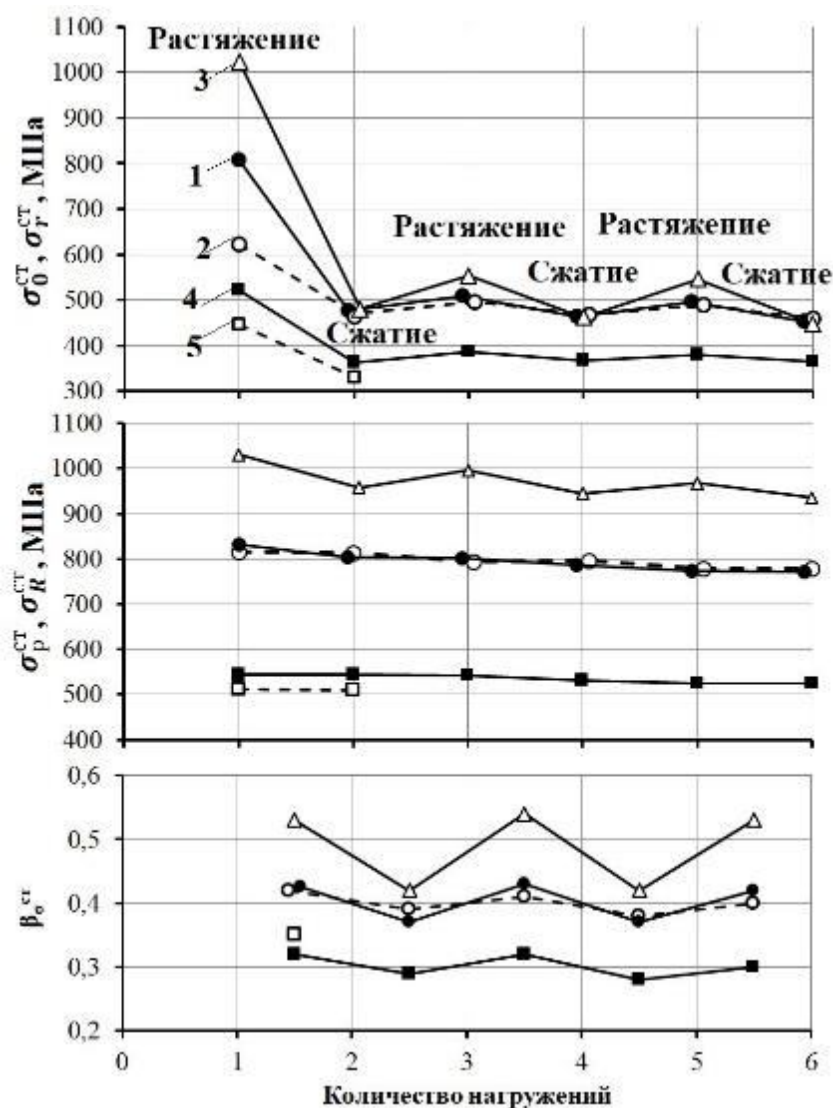


Рисунок 4.8 – Зависимость свойств состаренной стали 06Г2ФБ от шага нагружения по схеме нагрузки перед старением:

- 1, 3, 4 – сжатие + растяжение; 2, 5 – растяжение + сжатие
- (1, 2 – ферритно-бейнитная структура, аустенитизация 1000 °С;
- 3 – ферритно-бейнитная структура, аустенитизация 1150 °С;
- 4, 5 – ферритно-перлитная структура, аустенитизация 1000 °С)

прямо пропорционально объемной доли бейнитной составляющей. Что касается параметра β_{σ}^{CT} , то он как и до старения также увеличивается с повышением объемной доли бейнита.

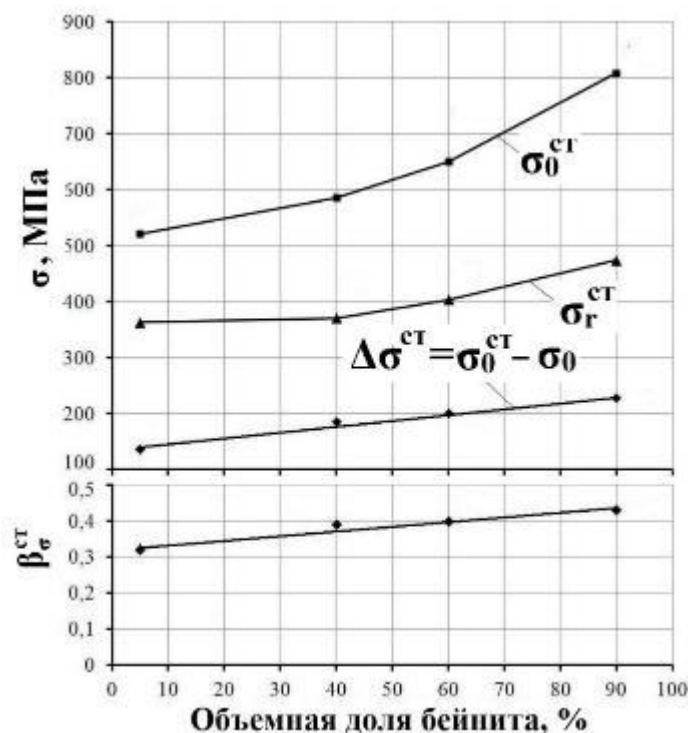


Рисунок 4.9 – Зависимость механических свойств состаренной стали 06Г2ФБ от объемной доли бейнита при циклическом нагружении (сжатие+растяжение + 250 °С, 1ч)

Сталь 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой, подвергнутая отпуску при 600 и 660 °С, после знакопеременной деформации и одночасового нагрева на 250 °С имеет тот же характер изменения свойств, что и в неотпущенном состоянии. Величина предела текучести $\sigma_0^{ст}$ и прирост $\Delta\sigma^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_0$ при нагреве на 250 °С больше, если циклическая деформация перед нагревом осуществляется по режиму сжатие + растяжение (таблица 4.2). Судя по изменению этих характеристик склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой уменьшается, если ее подвергнуть высокому отпуску. При циклической деформации отпущенной ферритно-бейнитной структуры по схеме растяжение + сжатие после старения вновь проявляется эффект Баушингера, причем параметр Баушингера β_σ мало изменяется по сравнению с несостаренным состоянием. Как и в случае неотпущенной структуры, при нагружении на втором и третьем циклах

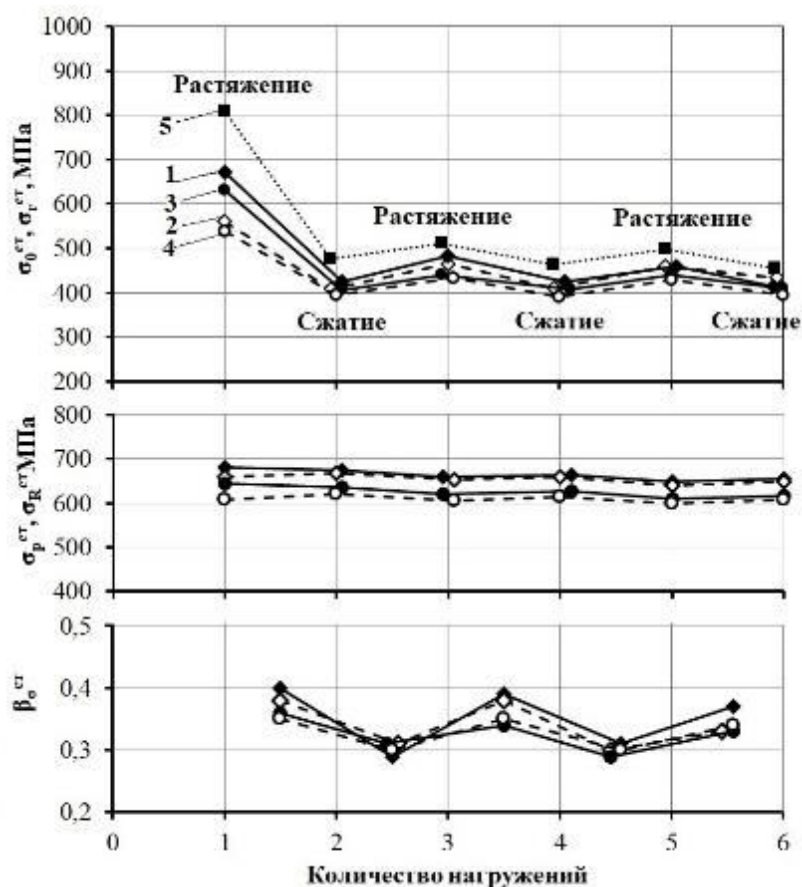


Рисунок 4.10 – Зависимость свойств стали 06Г2ФБ, подвергнутой нагреву на 1000 °С, охлаждению со скоростью 35 град/с и одночасовому отпуску при 600 (1, 2) и 660 °С (3, 4), от шага нагружения после старения по схеме нагрузки перед старением 1, 3 – сжатие + растяжение; 2, 4 – растяжение + сжатие. 5 – нанесена ферритно-бейнитная структура после предварительной деформации сжатие+растяжение и нагрева на 250 °С (аустенитизация 1000°С)

происходит некоторое снижение σ_p^{CT} и σ_r^{CT} , а также колебание σ_r^{CT} и β_{σ}^{CT} (рисунок 4.10).

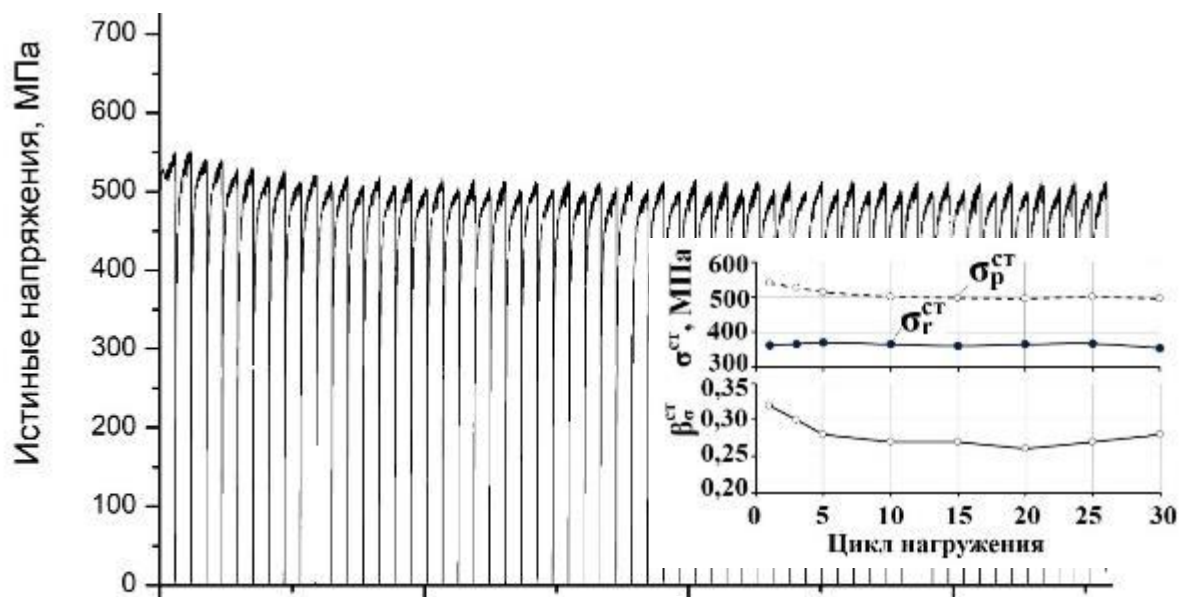
Сталь 06Г2ФБ с крупнозернистой структурой, содержащей преимущественно речный бейнит, после циклической деформации по режиму сжатие + растяжение и последующего одночасового нагрева на 250 °С обладает более высокой склонностью к деформационному старению по сравнению с преимущественно игольчатой структурой. Об этом свидетельствует большее изменение приростов

Таблица 4.3 – Изменение характеристик состаренной стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами (аустенитизация 1000 °С) при длительном циклировании: растяжение+сжатие (перед старением сжатие+растяжение)

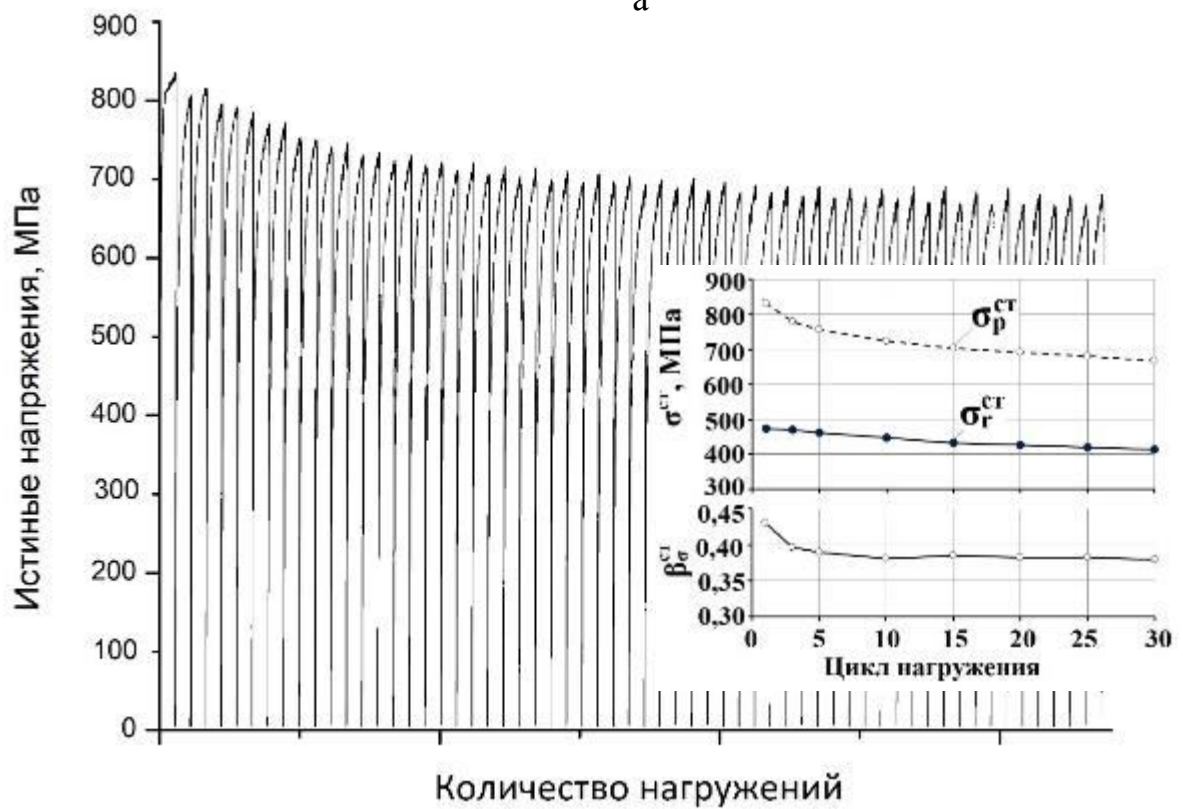
Количество циклов	Феррито-перлитная структура			Феррито-бейнитная структура		
	$\sigma_p^{ст}$, МПа	$\sigma_r^{ст}$, МПа	$\beta_\sigma^{ст}$	$\sigma_p^{ст}$, МПа	$\sigma_r^{ст}$, МПа	$\beta_\sigma^{ст}$
1	540	363	0,32	832	474	0,43
3	525	371	0,29	779	470	0,40
5	513	370	0,28	757	462	0,39
10	500	365	0,27	724	448	0,38
20	495	365	0,26	692	427	0,38
30	495	355	0,28	667	414	0,38

$\Delta\sigma^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_0$ и $\Delta\sigma_R^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_R$ (таблица 4.2). При последующем циклировании образцов, содержащих преимущественно речный бейнит, сохраняется высокая склонность к проявлению эффекта Баушингера. При этом параметр напряжения $\beta_\sigma^{ст}$ в состаренном состоянии равен параметру напряжения β_σ в несостаренном состоянии. При нагружении на втором и третьем цикле происходит небольшое понижение $\sigma_p^{ст}$ и $\sigma_r^{ст}$. При этом колебания $\sigma_p^{ст}$, $\sigma_r^{ст}$ и $\beta_\sigma^{ст}$ выражено значительно, чем у структуры с преимущественно игольчатым бейнитом (рисунок 4.8, линия 3).

Часть образцов с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами после знакопеременной деформации по режиму сжатие + растяжение и нагрева на 250 °С дополнительно подвергали 30 циклам деформации (растяжение+сжатие). При таком циклировании высокая склонность состаренной стали к проявлению эффекта Баушингера сохранилась, о чем свидетельствует достаточно большая величина $\beta_\sigma^{ст}$ (таблица 4.3). Тем не менее $\sigma_p^{ст}$ и $\sigma_r^{ст}$, претерпели существенные снижения (рисунок 4.11). Для ферритно-перлитной структуры $\sigma_p^{ст}$ уменьшилась с 540 до 495 МПа, а $\sigma_r^{ст}$ - с 363 до 355 МПа, для ферритно-бейнитной структуры величина $\sigma_p^{ст}$ - с 832 до 667 МПа, а $\sigma_r^{ст}$ - с 474 до 414 МПа. Значительное снижение $\sigma_p^{ст}$



а



б

Рисунок 4.11 – Диаграммы длительного циклирования (растяжение+сжатие) стали 06Г2ФБ с ферритно-перлитной (а) и ферритно-бейнитной (б) структурами (аустенитизация 1000 °С) после знакопеременной деформации (сжатие+растяжение) и одночасового нагрева на 250 °С

свидетельствует об уменьшении плотности дислокаций. Вероятно, знакопеременные циклы нагружения «разрушают» структуру игольчатого бейнита, ощутимо снижая плотность дислокаций в кристаллах бейнитной α -фазы. Однако судя по уменьшению σ_r^{CT} количество мобильных дислокаций растет. Если это так, то с таким фактором можно связать отсутствие снижения β_{σ}^{CT} . В связи с вышеуказанным отметим работу [67], где изучалось влияние знакопеременного нагружения и старения на свойства сталей X65 и X70. Авторы этой работы указывают, что дислокационная структура, ответственная за деформационное старение, при обратных напряжениях может быть недостаточно стабильной и после нескольких циклов нагружения может сформироваться новая дислокационная структура, которая содержит главным образом дислокационные диполи и мультиполи, в которых положительные и отрицательные дислокации запирают друг друга, пока напряжения не достигнут критического значения. Эта структура создает меньшие напряжения, чем монотонная деформация.

Нельзя исключать, что циклирование состаренного материала сопровождается «растягиванием» сегрегаций примесных атомов, образовавшихся у дислокаций, и повышением их концентрации в твердом растворе. Тогда при повторном нагреве снова должен наблюдаться эффект дисперсионного твердения. И действительно, если образцы с ферритно-бейнитной структурой после циклической обработки (сжатие+растяжение) подвергнуть нагреву на 250 °С, затем провести знакопеременное нагружение в 3,5 цикла, начинающегося и заканчивающегося растяжением, и далее вновь подвергнуть нагреву на 250 °С, то при окончательном растяжении можно наблюдать значительное увеличение предела текучести и максимального напряжения σ_p^{CT} . Если в исходном несостаренном состоянии σ_0 и σ_p равнялись 580 и 798 МПа, то после первого нагрева σ_0^{CT} и σ_p^{CT} равнялись 808 и 832 МПа, а после повторного нагрева – 813 и 822 МПа соответственно. На диаграмме растяжения после повторного нагрева также, как и после первого нагрева, появилась площадка текучести.

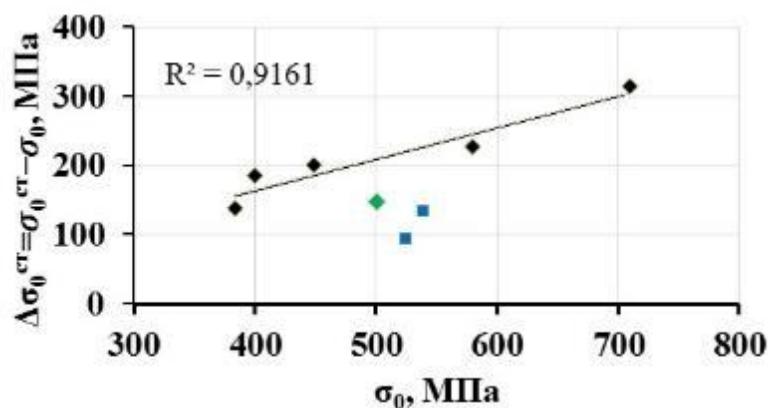


Рисунок 4.12 – Зависимость прироста прочности $\Delta\sigma^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_0$ сталей 06Г2ФБ (◆, ■) и 06Г2МБ с градиентной структурой (◆) после знакопеременной деформации по схеме сжатие + растяжение и охрупчивающего нагрева от предела текучести в исходном состоянии σ_0 : ■ - сталь 06Г2ФБ, подвергнутая аустенитизации 1000 °С, охлаждение со скоростью 35 град/с и высокому отпуску

Рассмотрим склонность к деформационному старению стали 06Г2МБ с градиентной структурой после знакопеременной деформации (сжатие + растяжение и растяжение + сжатие) и нагрева на 250 °С. Как и в случае выше описанных экспериментов, наибольшие величины приростов $\Delta\sigma^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_0$ и $\Delta\sigma_R^{ст} = \sigma_0^{ст} - \sigma_R$ наблюдались при знакопеременной деформации по схеме сжатие+растяжение (таблица 4.2). Сравним склонность к деформационному старению после знакопеременной деформации (сжатие + растяжение) стали 06Г2МБ с градиентной структурой и стали 06Г2ФБ после всех исследуемых режимов обработки. На рисунке 4.12 приведена зависимость прироста прочности после старения в зависимости от предела текучести в исходном состоянии. Для стали 06Г2ФБ на график дополнительно нанесены данные, полученные после высокого отпуска ферритно-бейнитной структуры. Можно видеть, что для стали 06Г2ФБ данные ложатся на прямую. При этом прирост прочности стали 06Г2МБ с градиентной структурой после старения находится ниже этой прямой. Это показывает, что для стали 06Г2ФБ с градиентной структурой характерна меньшая склонность

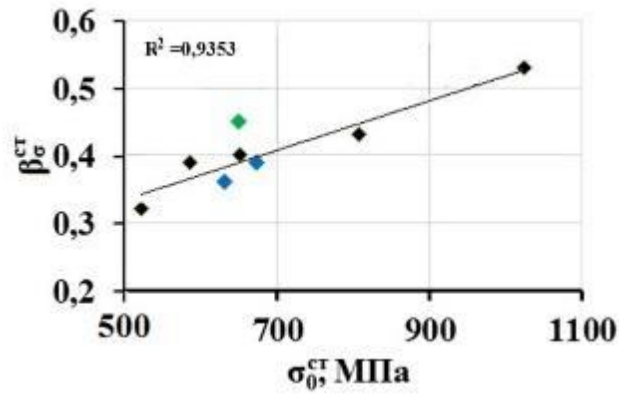


Рисунок 4.13 – Изменение параметра Баушингера после знакопеременной деформации сжатие + растяжение и охрупчивающего нагрева сталей 06Г2ФБ (◆, ◆) и 06Г2МБ с градиентной структурой(◆); ◆ - сталь 06Г2ФБ, подвергнутая аустенизации 1000 °С, охлаждение со скоростью 35 град/с и высокому отпуску

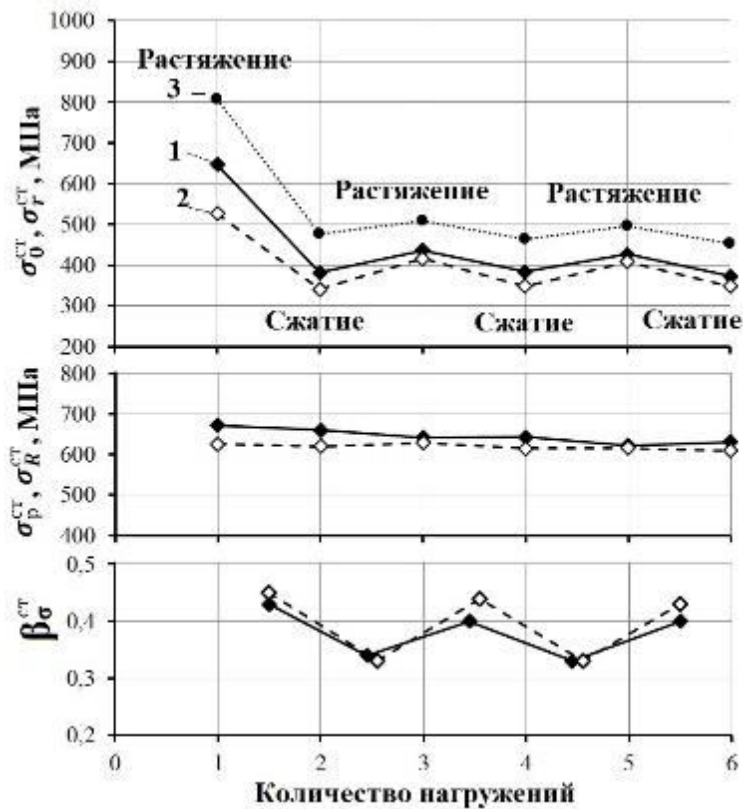


Рисунок 4.14 – Зависимость свойств состаренной стали 06Г2МБ с градиентной структурой от шага по схеме нагрузки перед старением: 1– сжатие + растяжение; 2– растяжение + сжатие. Нанесена линия 3 – сталь 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой (аустенизация 1000 °С), режим предварительного нагружения сжатие + растяжение

к деформационному старению по сравнению с ферритно-бейнитной структурой стали 06Г2ФБ не только при однонаправленной деформации, но и после знакопеременной. Как и в случае однонаправленной деформации, данные, полученные на стали 06Г2ФБ с отпущенной ферритно-бейнитной структурой располагаются рядом с данными для стали 06Г2МБ с градиентной структурой.

Если рассматривать склонность к проявлению эффекта Баушингера стали 06Г2МБ с градиентной структурой в состаренном состоянии, то ее параметр Баушингера β_{σ}^{CT} находится несколько выше данных, полученных на стали 06Г2ФБ после различных режимов обработки (рисунок 4.13). Отметим, что отпущенная ферритно-бейнитная структура стали 06Г2ФБ имеет более низкий параметр напряжения, чем градиентная структура стали 06Г2МБ.

Последующие второй и третий циклы (растяжение+сжатие), как и в случае ферритно-бейнитной структуры, вызывают некоторое снижение σ_p^{CT} и σ_r^{CT} (рисунок 4.14). При смене направления нагружения происходит колебание σ_r^{CT} и β_{σ}^{CT} , как и в случае ферритно-бейнитной структуры стали 06Г2ФБ.

Таким образом, полученные данные показывают, что обработка, обеспечивающая формирование градиентной структуры, характеризующейся значительным количеством мелкодисперсных карбидов и МА-составляющей, не оказывает заметного влияния на проявление эффекта Баушингера как в несостаренном, так и состаренном состояниях.

Выводы к главе 4

1. При приложении знакопеременной деформации, включающей одноосное растяжение и сжатие, наблюдается склонность стали 06Г2ФБ к проявлению эффекта Баушингера. При этом схема нагружения не оказывает существенного влияния на характеристики циклической деформации σ_0 , σ_r , σ_p и σ_R . Вне зависимости от последовательности приложения нагрузки параметр напряжения Баушингера стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой выше, чем с ферритно-перлитной.

2. С увеличением объемной доли бейнитной составляющей от 4 до 90 % в стали 06Г2ФБ склонность к проявлению эффекта Баушингера монотонно возрастает.

3. Высокий отпуск при 600 и 660 °С уменьшает склонность стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой к проявлению эффекта Баушингера. Тем не менее параметр напряжения высокоотпущенной стали остается выше, чем у ферритно-перлитной структуры.

4. Сталь 06Г2ФБ с крупнозернистой структурой, содержащей в основном речный бейнит, характеризуется большей склонностью к проявлению эффекта Баушингера по сравнению с относительно мелкозернистой структурой с преимущественно игольчатым бейнитом.

5. Сталь 06Г2ФБ, подвергнутая знакопеременной деформации обладает значительной склонностью к деформационному старению. Наибольший эффект упрочнения проявляется если деформация после охрупчивающего нагрева совпадает по знаку с последней деформацией предварительного цикла. Такая закономерность наблюдается как при ферритно-перлитной, так и ферритно-бейнитной структурах. Как и в случае однонаправленной деформации большей склонностью к деформационному старению после знакопеременной деформации обладает ферритно-бейнитная структура и еще более существенной склонностью к деформационному старению обладает крупнозернистая сталь с речным бейнитом.

6. Сталь 06Г2МБ с градиентной структурой обладает склонностью к проявлению эффекта Баушингера. При этом ее параметр напряжения близок по величине к параметру напряжения стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой.

7. Для стали 06Г2МБ с градиентной структурой после знакопеременной деформации характерна меньшая склонность к деформационному старению по сравнению со сталью 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой.

5 СКЛОННОСТЬ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ И ПРОЯВЛЕНИЮ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕСШОВНЫХ ТРУБ

В предыдущих разделах показано, что низкоуглеродистые стали, легированные ванадием, ниобием и молибденом, применяемые для изготовления сварных труб, обладают значительной склонностью к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера. Низкоуглеродистые стали используют также при изготовлении бесшовных труб, которые для достижения необходимого уровня свойств подвергают закалке и высокому отпуску.

В настоящей главе рассмотрена склонность к деформационному старению низкоуглеродистых сталей с различным содержанием углерода и легирующих элементов 07Г2МФБ, 08Г2ФБ, 10ГФБ и 14ГМБ, находящихся в высокоотпущенном состоянии. На стали 08Г2ФБ проводилась оценка склонности к проявлению эффекта Баушингера.

5.1 Влияние химического состава сталей на склонность к деформационному старению

Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 2.2. Заготовки сечением 20×18 мм в лабораторных условиях подвергали термической обработке по режиму: аустенитизация при 910 °С в течении 30 мин, охлаждение в воде и одночасовой отпуск при 620 °С и 660 °С. Нагрев на 910 °С привел к формированию во всех сталях небольшого аустенитного зерна средним размером 10 – 14 мкм. Исследованные стали после охлаждения в воде имеют те же структурные особенности, что и стали, рассмотренные в разделах 3.2 и 3.8. Основной структурной составляющей всех сталей является игольчатый бейнит, доля которого составляет 60 – 80 % (рисунок 5.1). Наряду с игольчатым бейнитом в структуре присутствуют в

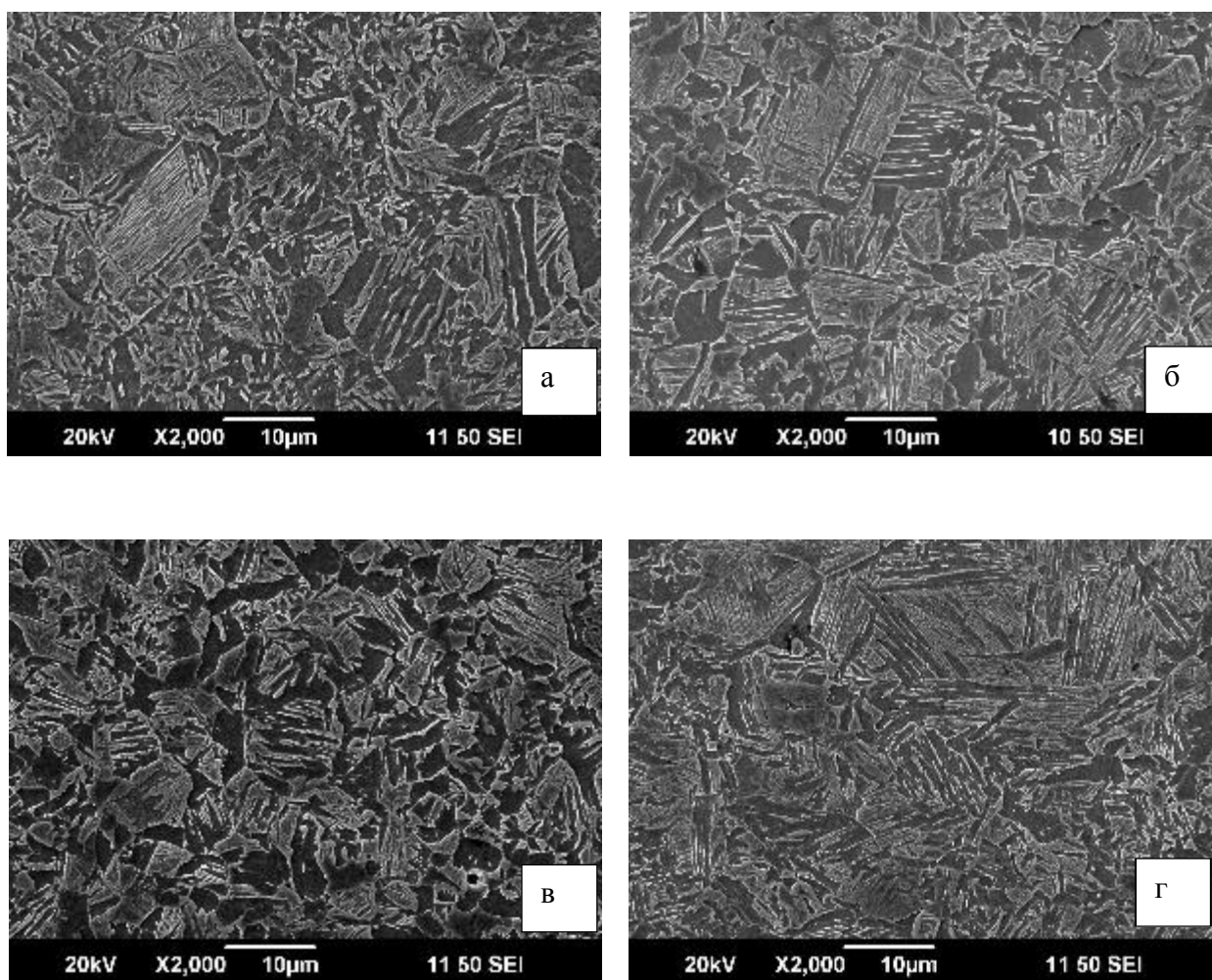


Рисунок 5.1 – Микроструктура сталей после аустенитизации при 910 °С и охлаждения в воде (РЭМ): а – сталь 07Г2МФБ; б – сталь 08Г2ФБ; в – сталь 10Г2ФБ; г – сталь 14ГМБ

небольшом количестве речный и глобулярный бейнит (до 6% каждого в отдельности). Доля ферритной составляющей не превышает 20 – 30 %. В структуре также присутствует небольшое количество участков мартенсита (не более 2 %). После отпуска при 620 °С бывшие бейнитные участки сохраняют кристаллографически подобное строение (рисунок 5.2). По границам пакетов и реек бейнитной α -фазы наблюдается выделение дисперсных карбидных частиц средним размером до 0,20 мкм. Плотность выделившихся при высоком отпуске частиц карбидов в стали

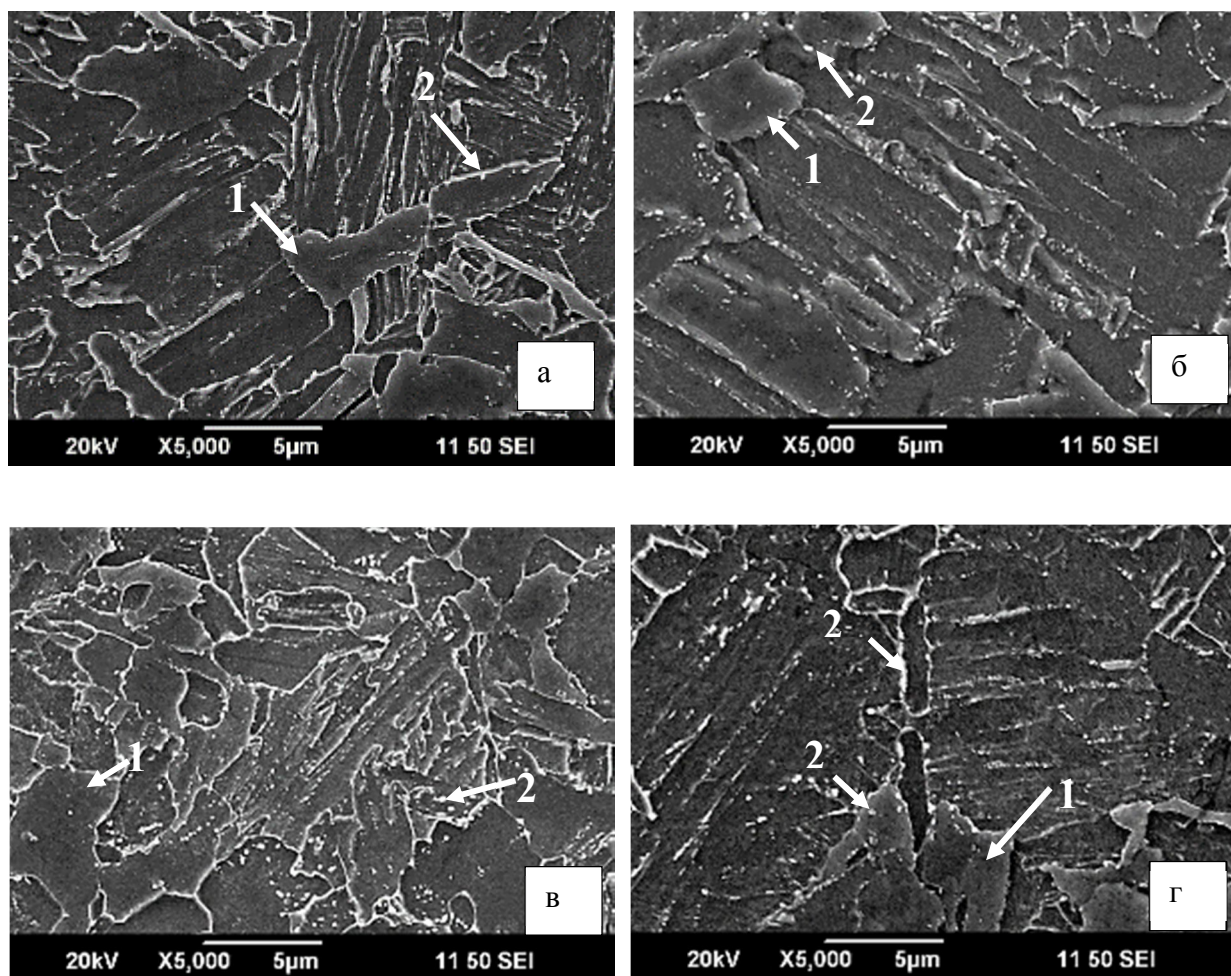


Рисунок 5.2 – Микроструктура сталей после аустенитизации при 910 °С, охлаждения в воде и одночасового отпуска при 620 °С (РЭМ):

а – сталь 07Г2МФБ; б – сталь 08Г2ФБ; в – сталь 10Г2ФБ; г – сталь 14ГМБ
(1 – участки рекристаллизации; 2 – крупные карбидные частицы)

14ГМБ была больше, чем в остальных исследуемых сталях. При этом не наблюдалось заметного различия в размерах карбидных частиц. Отпуск сопровождался развитием рекристаллизационных процессов, как и в случае экспериментов со сталью 06Г2ФБ (см. раздел 3.1). Повышение температуры отпуска от 620 до 660 °С приводит к увеличению рекристаллизованного объема от 17 до 35 % и увеличению размера карбидных частиц до 0,5 мкм (рисунок 5.3).

Результаты механических испытаний исследованных сталей после закалки

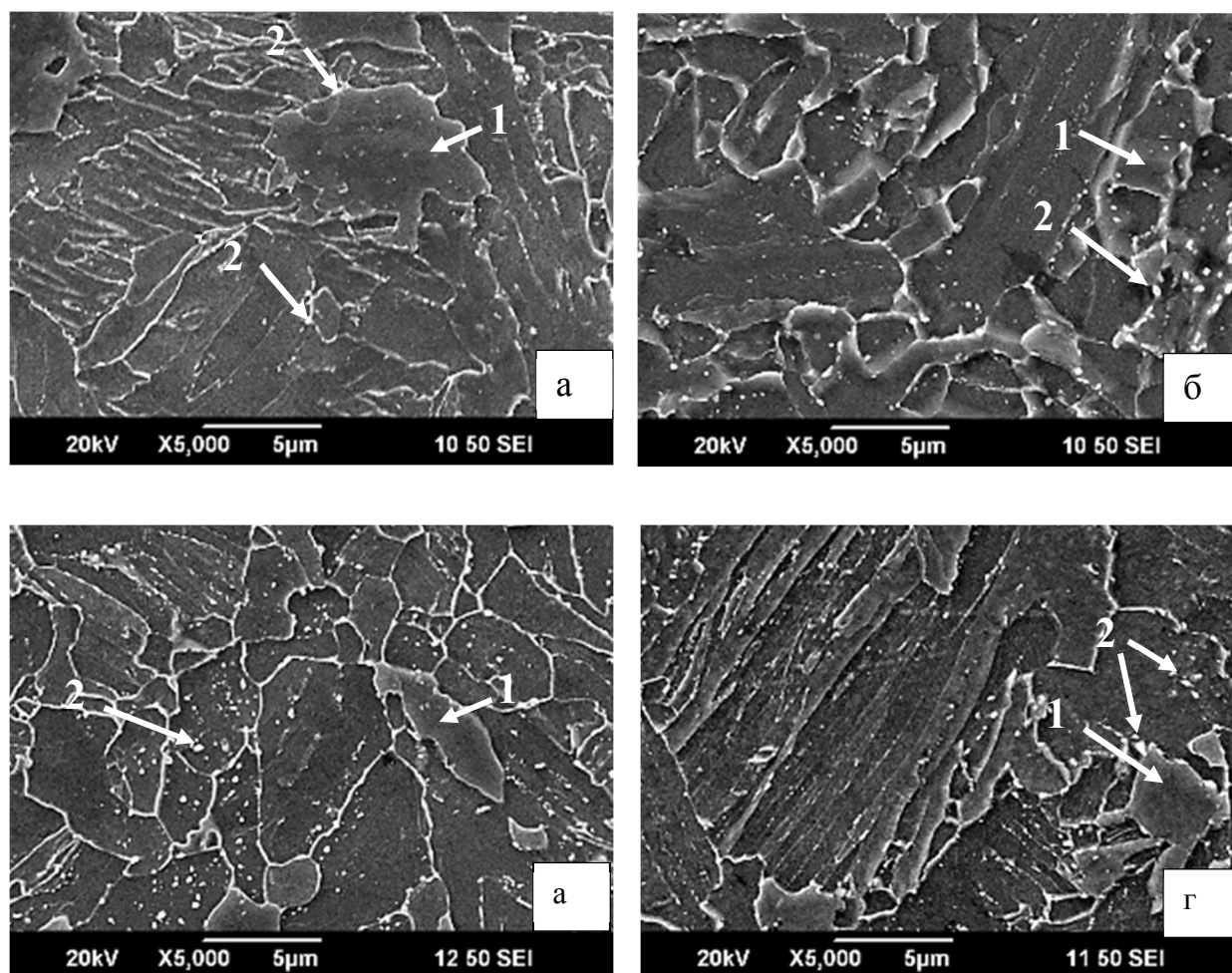


Рисунок 5.3 – Микроструктура сталей после аустенитизации при 910 °С, охлаждения в воде и одночасового отпуска при 660 °С (РЭМ):

а – сталь 07Г2МФБ; б – сталь 08Г2ФБ; в – сталь 10Г2ФБ; г – сталь 14ГМБ
(1 – участки рекристаллизации; 2 – крупные карбидные частицы)

и отпуска представлены в таблицах 5.1 и 5.2. Из полученных данных видно, что стали 07Г2МФБ и 14ГМБ легированные молибденом обладают более высокими пределом текучести и прочности, а также отношением предела текучести к пределу прочности по сравнению со сталями без молибдена 08Г2ФБ и 10Г2ФБ.

Стали 07Г2МФБ и 14ГМБ характеризуются более низкой пластичностью по сравнению с 08Г2ФБ и 10Г2ФБ. Относительное сужение у всех сталей находится на одном уровне. На диаграммах растяжения образцов всех исследуемых

Таблица 5.1 – Механические свойства исследуемых сталей, подвергнутых закалке от 910 °С и одночасовому отпуску при 620 °С в исходном состоянии (числитель) и после растяжения 3 % и нагрева на 250 °С, 1ч (знаменатель)

Механические свойства	07Г2МФБ	08Г2ФБ	10Г2ФБ	14ГМБ
σ_T , МПа	<u>650</u>	<u>575</u>	<u>580</u>	<u>688</u>
	806	735	738	884
σ_B , МПа	<u>724</u>	<u>661</u>	<u>682</u>	<u>773</u>
	806	735	738	884
$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	<u>0,90</u>	<u>0,87</u>	<u>0,85</u>	<u>0,89</u>
	1,00	1,00	1,00	1,00
$L_{лт}$, %	<u>1,5</u>	<u>1,6</u>	<u>1,7</u>	<u>1,6</u>
	-	-	-	-
$\Delta\sigma_T^B$, МПа	<u>21</u>	<u>19</u>	<u>17</u>	<u>19</u>
	46	30	33	45
δ , %	<u>20</u>	<u>25</u>	<u>24</u>	<u>20</u>
	12,1	14,8	15,2	10,5
$\delta_{равн}$, %	<u>7,5</u>	<u>9,5</u>	<u>8,5</u>	<u>7,2</u>
	-	-	-	-
ψ , %	<u>78</u>	<u>78</u>	<u>76</u>	<u>76</u>
	77	77	75	76

Таблица 5.2 – Механические свойства исследуемых сталей, подвергнутых закалке от 910 °С и одночасовому отпуску при 660 °С в исходном состоянии (знаменатель) и после растяжения 3 % и нагрева на 250 °С, 1ч (числитель)

Механические свойства	07Г2МФБ	08Г2ФБ	10Г2ФБ	14ГМБ
σ_T , МПа	<u>616</u>	<u>549</u>	<u>545</u>	<u>635</u>
	761	689	700	804
σ_B , МПа	<u>700</u>	<u>631</u>	<u>656</u>	<u>747</u>
	761	689	700	804
$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	<u>0,88</u>	<u>0,87</u>	<u>0,83</u>	<u>0,85</u>
	1,00	1,00	1,00	1,00
$L_{лт}$, %	<u>2,00</u>	<u>2,2</u>	<u>2,1</u>	<u>1,9</u>
	-	1,4	1,8	-
$\Delta\sigma_T^B$, МПа	<u>30</u>	<u>24</u>	<u>23</u>	<u>28</u>
	38	28	35	50
δ , %	<u>24</u>	<u>27,0</u>	<u>25,0</u>	<u>21,0</u>
	12,7	15,7	16,6	11,3
$\delta_{равн}$, %	<u>9,3</u>	<u>11,2</u>	<u>10,5</u>	<u>8,6</u>
	-	1,4	1,8	-
ψ , %	<u>77</u>	<u>79</u>	<u>78</u>	<u>76</u>
	76	78	77	76

сталей присутствуют зуб $\Delta\sigma_T^B$ и площадка текучести $L_{пт}$. С повышением температуры отпуска от 620 до 660 °С σ_T , σ_B и отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ снижаются, тогда как $L_{пт}$, δ и $\delta_{равн}$ повышаются, а ψ остается практически неизменным.

Для оценки склонности к деформационному старению исследованных сталей использовали холодную пластическую деформацию растяжением на 3 % с последующим одночасовым нагревом на 250 °С. После деформационного старения реализуются те же закономерности, что и для отпущенной ферритно-бейнитной структуры стали 06Г2ФБ (см. раздел 3.3). Для всех исследуемых сталей, подвергнутых отпуску при 620 °С, после деформационного старения наблюдается рост $\Delta\sigma_T^B$ и σ_T , который становится равен σ_B (таблица 5.1). Одновременно общее относительное удлинение существенно уменьшается, а равномерное удлинение практически отсутствует (рисунок 5.4).

У образцов всех исследуемых сталей, отпущенных при 660 °С, после деформационного старения также происходит повышение $\Delta\sigma_T^B$ и σ_T (таблица 5.2). У сталей без молибдена 08Г2ФБ и 10Г2ФБ, на кривых растяжения появляется площадка текучести и только затем происходит спад напряжений, что совпадает с данными полученными на стали 06Г2ФБ (раздел 3.3). У сталей с молибденом 07Г2МФБ и 14ГМБ площадка текучести в состаренном состоянии отсутствовала. Для всех исследуемых сталей с повышением температуры отпуска с 620 до 660 °С склонность к деформационному старению уменьшается, о чем свидетельствует уменьшение величин $\Delta\sigma = \sigma_T^{ст} - \sigma_d$ и $\Delta\sigma = \sigma_T^{ст} - \sigma_T$ (таблица 5.3).

Судя по величине прироста $\Delta\sigma = \sigma_T^{ст} - \sigma_d$ высокоотпущенные стали 07Г2МФБ, 08Г2ФБ и 10Г2ФБ с содержанием 0,7...0,11 % углерода обладают примерно одинаковой склонностью к деформационному старению (рисунок 5.5, таблица 5.3). Несколько больше величина прироста $\Delta\sigma = \sigma_T^{ст} - \sigma_d$ у стали 14ГМБ, содержащей 0,14 % углерода. Если сравнивать предел текучести после деформационного старения с исходным состоянием $\Delta\sigma_T = \sigma_T^{ст} - \sigma_T$, то наблюдается аналогичная зависимость (рисунок 5.5, таблица 5.3).

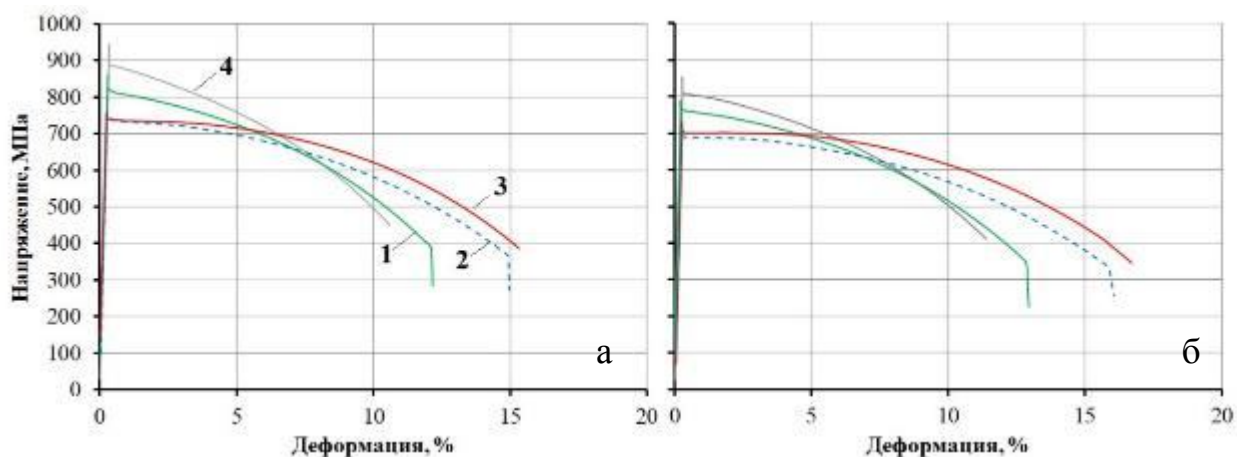


Рисунок 5.4 – Диаграммы растяжения образцов после деформации растяжением на 3 % и одночасового нагрева на 250 °С сталей 07Г2МФБ (1), 08Г2ФБ (2), 10Г2ФБ (3) и 14ГМБ (4), подвергнутых отпуску при 620 (а) и 660 °С (б)

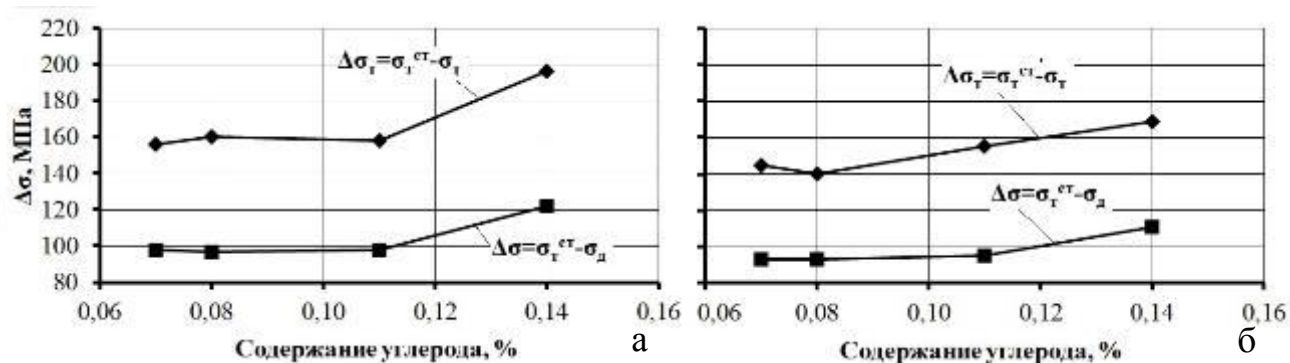


Рисунок 5.5 – Зависимость прироста предела текучести после растяжения 3 % и одночасового нагрева 250 °С от содержания углерода в сталях, подвергнутых отпуску при 620 °С (а) и при 660 °С (б)

Таблица 5.3 – Изменения при деформационном старении (растяжение 3 % + 250 °С, 1ч) предела текучести и прочности исследуемых сталей, подвергнутых отпуску при 620 (знаменатель) и 660 °С (числитель)

Изменение механических свойств	07Г2МФБ	08Г2ФБ	10Г2ФБ	14ГМБ
$\Delta\sigma = \sigma_T^{ст} - \sigma_d$, МПа	$\frac{98}{93}$	$\frac{97}{93}$	$\frac{98}{95}$	$\frac{122}{111}$
$\Delta\sigma_T = \sigma_T^{ст} - \sigma_T$, МПа	$\frac{156}{145}$	$\frac{160}{140}$	$\frac{158}{155}$	$\frac{196}{169}$

Таблица 5.4 – Характеристика стали 08Г2ФБ, подвергнутой закалке от 910 °С и отпуску при 660 °С, при циклическом нагружении (числитель сжатие + растяжение, знаменатель растяжение + сжатие)

Свойства	Степень деформации, %	
	2,5	5
σ_0 , МПа	$\frac{560}{560}$	$\frac{560}{560}$
σ_p , МПа	$\frac{575}{568}$	$\frac{642}{627}$
σ_r , МПа	$\frac{365}{359}$	$\frac{387}{370}$
β_σ	$\frac{0,37}{0,37}$	$\frac{0,40}{0,40}$
$\Delta\sigma_{p-o}=\sigma_p - \sigma_0$, МПа	$\frac{15}{8}$	$\frac{82}{67}$
$\Delta\sigma_{p-r}=\sigma_p - \sigma_r$, МПа	$\frac{210}{209}$	$\frac{363}{331}$
$\Delta\sigma_{o-r}=\sigma_0 - \sigma_r$, МПа	$\frac{195}{201}$	$\frac{173}{190}$

Таким образом, сталь 14ГМБ обладает большей склонностью к деформационному старению, чем стали с меньшим содержанием углерода 07Г2МФБ, 08Г2ФБ и 10ГФБ. Этот эффект по-видимому связан с более высоким содержанием углерода, обеспечивающим интенсивное взаимодействие этого элемента с дефектами кристаллического строения.

Оценка склонности к проявлению эффекта Баушингера проводилась на стали 08Г2ФБ, подвергнутой аустенитизации 910 °С, охлаждению в воде и одночасовому отпуску при 660 °С. Знакопеременную деформацию, как и в предыдущих экспериментах, осуществляли одноосным растяжением и сжатием на физическом симуляторе Gleeble 3800. Величина деформации одинаковая при сжатии и растяжении и составляла 2,5 и 5 %. Вне зависимости от режима знакопеременной деформации вид диаграмм одинаков. На кривых предварительного нагружения присутствует зуб высотой 10 – 15 МПа и площадка текучести длиной 1,3 – 1,9 %. Как и в случае экспериментов, изложенных в разделе 4.1 характеристики циклической деформации σ_0 , σ_r , σ_p и σ_R имеют близкие значения при нагружении по схемам сжатие +

растяжение и растяжение + сжатие (таблица 5.4). При смене знака деформации происходит резкое снижение предела текучести σ_r , что свидетельствует о проявлении эффекта Баушингера.

Величина упрочнения $\Delta\sigma_{p-0} = \sigma_p - \sigma_0$ на стадии первоначальной деформации невелика и возрастает с ростом степени деформации от 2,5% до 5%. При этом величина разупрочнения $\Delta\sigma_{p-r} = \sigma_p - \sigma_r$ за счет эффекта Баушингера значительно больше по сравнению с $\Delta\sigma_{p-0}$. Отметим, что сталь 08Г2ФБ характеризуется значительным падением предела текучести при обратной деформации относительно его исходного значения $\Delta\sigma_{0-r} = \sigma_0 - \sigma_r$. В виду этого параметр Баушингера β_σ стали 08Г2ФБ имеет достаточно высокое значение. При этом его значение несколько выше, чем в случае отпущенной ферритно-бейнитной структуры стали 06Г2ФБ, рассмотренной в разделе 4.1 (таблица 5.4). С повышением степени циклической деформации параметр Баушингера увеличивается.

Рассмотрим склонность стали 08Г2ФБ, подвергнутой отпуску при 660 °С, к деформационному старению после знакопеременной деформации. Как и в случае предыдущих экспериментов, образцы после знакопеременной деформации подвергали одночасовому нагреву на 250 °С. При этом наблюдаются те же закономерности изменения характеристик стали, что и в разделе 4.2. Наибольший эффект упрочнения $\Delta\sigma^{CT} = \sigma_0^{CT} - \sigma_0$ после старения наблюдается в случае циклической деформации по режиму сжатие + растяжение перед охрупчивающим нагревом. Его величина увеличивается с повышением степени деформации (таблица 5.5). Величина прироста предела текучести относительно напряжений достигнутых в конце цикла нагружения $\Delta\sigma_R^{CT} = \sigma_0^{CT} - \sigma_R$ практически не изменяется от степени деформации. В случае если перед старением циклическую деформацию осуществляли по режиму растяжение + сжатие величина σ_0^{CT} становится существенно ниже σ_0 . На диаграмме растяжения образцов, состаренных после цикла растяжение + сжатие, зуб и площадка текучести отсутствуют.

Последующая знакопеременная деформация состаренных образцов вновь обнаруживает эффект Баушингера. Параметр напряжения β_σ^{CT} после старения несколько возрастает (таблица 5.5).

Таблица 5.5 – Характеристики стали 08Г2ФБ, подвергнутой закалке от 910 °С и отпуску при 660 °С после циклического нагружения по схемам сжатие+растяжение (числитель), растяжение+сжатие (знаменатель) и одночасового нагрева на 250 °С

Свойства	Степень деформации, %	
	2,5	5
$\sigma_0^{\text{ст}}$, МПа	$\frac{635}{505}$	$\frac{695}{480}$
$\Delta\sigma^{\text{ст}} = \sigma_0^{\text{ст}} - \sigma_0$, МПа	$\frac{80}{-50}$	$\frac{130}{-85}$
$\Delta\sigma_R^{\text{ст}} = \sigma_0^{\text{ст}} - \sigma_R$, МПа	$\frac{65}{-65}$	$\frac{50}{-165}$
$\beta_{\sigma}^{\text{ст}} = \frac{\sigma_p^{\text{ст}} - \sigma_r^{\text{ст}}}{\sigma_p^{\text{ст}}}$	$\frac{0,40}{0,40}$	$\frac{0,42}{0,42}$

Таким образом, для стали 08Г2ФБ с отпущенной ферритно-бейнитной структурой установлена достаточно высокая склонность к проявлению эффекта Баушингера. Как уже упоминалось в разделе 4.1, большое количество дисперсных карбидов, выделившихся во время высокого отпуска, способствует увеличению количества «стопоров» для движения дислокаций, что в свою очередь повышает величину эффекта Баушингера. Сопоставление результатов исследования, приведенных в разделах 3.3, 4.1, 4.2 и 5.1, показывает, что нет принципиальных различий в склонности к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера низкоуглеродистых сталей, используемых как для сварных, так и бесшовных труб.

5.2 Результаты исследования свойств полнотолщинных образцов, подвергнутых циклическому нагружению

На основании анализа результатов лабораторных экспериментов, представленных в предыдущей главе, для изготовления морских трубопроводов была предложена низкоуглеродистая марганцевая сталь, содержащая 0,08 % углерода и комплексно легированная молибденом, ванадием и ниобием [139]. В условиях АО «ВТЗ» из данной стали изготовлена партия бесшовных труб размерами

426×24 мм с учетом современных требований ПАО «Газпром» и стандарта DNV- OS-F101. Данные трубы подвергались закалке и высокому отпуску. Механические свойства при статическом и динамическом нагружении оценивали на продольных образцах, вырезанных из центральных слоев стенки трубы. Изготавливались цилиндрические образцы диаметром рабочей части 8,75 мм и длиной 45 мм в соответствии с ASTM A370, а также образцы на ударный изгиб размерами 10×10×55 мм с V-образным надрезом по ГОСТ 9454-78.

Нагрев труб под закалку сопровождался образованием аустенитного зерна 9 – 10 номера по ГОСТ 5639-82. При использованном режиме охлаждения в стенках труб сформировалась сложная структура, в которой присутствовали феррит, бейнит и мартенсит. Характер структуры менялся по толщине стенки трубы. Наименьшее количество феррита наблюдалось около наружной поверхности трубы (5 – 8 %), а наибольшее в центральных слоях (18 – 20 %). Мартенсит в небольшом количестве (до 5 – 8 %) присутствовал в основном в слоях наружной поверхности трубы. Основной структурной составляющей является бейнит, его объемная доля достигает 76 – 87 %. Бейнит имеет игольчатую и речную морфологию. Наибольшее количество игольчатого бейнита образовалось в центральных слоях стенки трубы и около ее внутренней поверхности. Во внешних слоях стенки трубы, претерпевающей наиболее интенсивное охлаждение при закалке, превалирует речной бейнит. Высокий отпуск стали приводит к формированию структуры сорбита отпуска. Для этой структуры характерно преимущественное выделение дисперсных частиц цементита по бывшим границам пакетов и реек бейнитной α -фазы и ферритных зерен (рисунок 5.6). Как и в случае вышеописанных экспериментов, при выбранном режиме отпуска в микроструктуре исследуемой стали обнаружено развитие рекристаллизационных процессов: рекристаллизованные зерна α -фазы и крупные карбиды размерами до 0,5 мкм вблизи ее границ (рисунок 5.6).

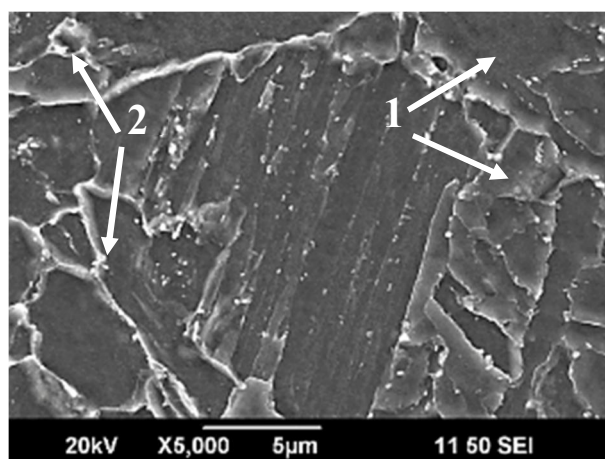


Рисунок 5.6 – Типичная микроструктура опытной партии труб размером 426×24 мм после закалки и высокого отпуска в условиях АО «ВТЗ» (РЭМ):

1 – участки рекристаллизации; 2 – крупные карбидные частицы

Таблица 5.6 – Механические свойства высокоотпущенной низкоуглеродистой марганцовистой стали, комплексно легированной молибденом, ванадием и ниобием

Механические свойства		Требования DNV-OS-F101-2013	
		X65	
$\sigma_{0,5}$, МПа		<u>518</u>	<u>450-570</u>
		550	≥ 450
σ_B , МПа		<u>600</u>	<u>535-760</u>
		592	≥ 535
$\sigma_{0,5} / \sigma_B$		<u>0,86</u> 0,93	$\leq 0,93$
δ_5 , %		<u>27</u> 25	≥ 15
ψ , %		<u>78</u> 80	-
HV ₁₀	НП	<u>198</u> <u>205</u>	≤ 300
	Ц	<u>187</u> 203	
	ВП	<u>200</u> 202	

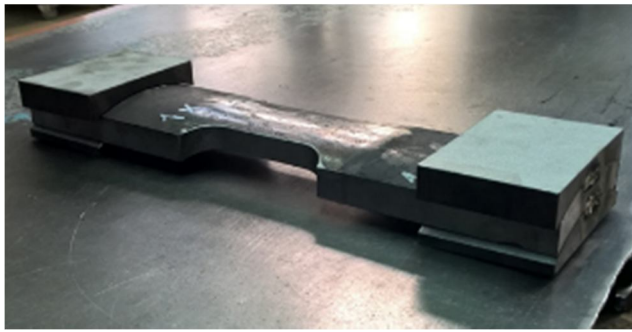
Примечание: в числителе – исходные значения;
в знаменателе – после циклического нагружения с деформацией 2,5 % по схеме сжатие+растяжение+сжатие+растяжение и нагрева 250°C, 1ч;
НП – наружная поверхность; Ц – центр; ВП – внутренняя поверхность.

В высокоотпущенном состоянии сталь имела достаточно высокие значения прочности при относительно невысоком значении $\sigma_{0,5} / \sigma_B$. Выбранный режим отпуска обеспечил получение высокого уровня пластичности (таблица 5.6). Ударная вязкость стали оказалась высокой: образцы не претерпевали полного разрушения до минус 40 °С ($KCV^{40} > 350$ Дж/см²). Полученный уровень механических характеристик соответствовал уровню прочности X65 стандарта DNV-OS-F101-2013.

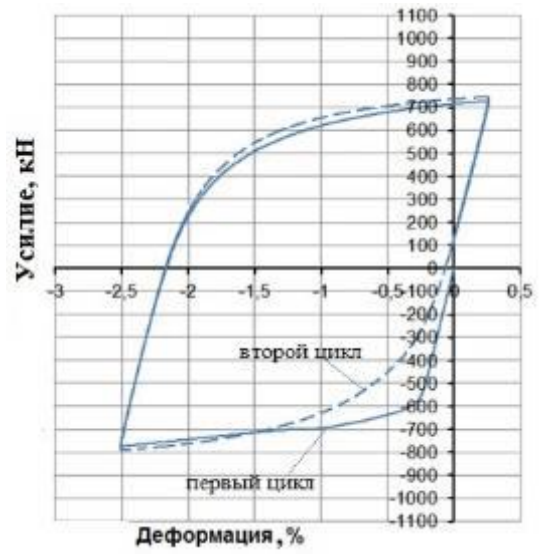
В заводских условиях испытания на склонность к проявлению эффекта Баушингера проводили на полнотолщинных сегментах с размерами рабочей части 40x60x24 мм, согласно методике, разработанной в ОАО «РосНИТИ» (рисунок 5.7 а) [140]. Настоящая методика устанавливает метод определения склонности металла труб к деформационному старению в соответствии с DNV-OS-F101-2013. Сегменты подвергались знакопеременной нагрузке по схеме «сжатие+растяжение+сжатие+растяжение» со степенью деформации 2,5 %, выбранной с учетом данных работы [67] и современных требований крупных компаний. На рисунке 5.7, б приведен пример диаграммы в координатах нагрузка–деформация. По такой диаграмме определяли условные пределы текучести $\sigma_{0,5}$ и наибольшие напряжения, достигаемые при нагружении σ_p . Далее рассчитывали параметр напряжения β_σ . После знакопеременной деформации осуществляли охрупчивающий нагрев на 250 °С в течении одного часа. Затем из середины толщины сегментов вырезались образцы на растяжение диаметром рабочей части 8,75 мм и длиной 45 мм в соответствии с ASTM A370 и на ударный изгиб в соответствии с ГОСТ 9454-78.

Изменение основных характеристик при циклическом нагружении проиллюстрировано на рисунке 5.8. Судя по величине параметра напряжения β_σ высокоотпущенная сталь имеет достаточно заметную склонность к проявлению эффекта Баушингера.

После циклической деформации и одночасового охрупчивающего нагрева на 250 °С при испытании на растяжение наблюдалось лишь небольшое повышение предела текучести и незначительное уменьшение относительного удлинения (таблица 5.6). При испытании на ударный изгиб образцы, подвергнутые



а



б

Рисунок 5.7 – Полнотолщинный сегмент перед проведением знакопеременной нагрузки (а) и типичная схема нагружения образцов (б)

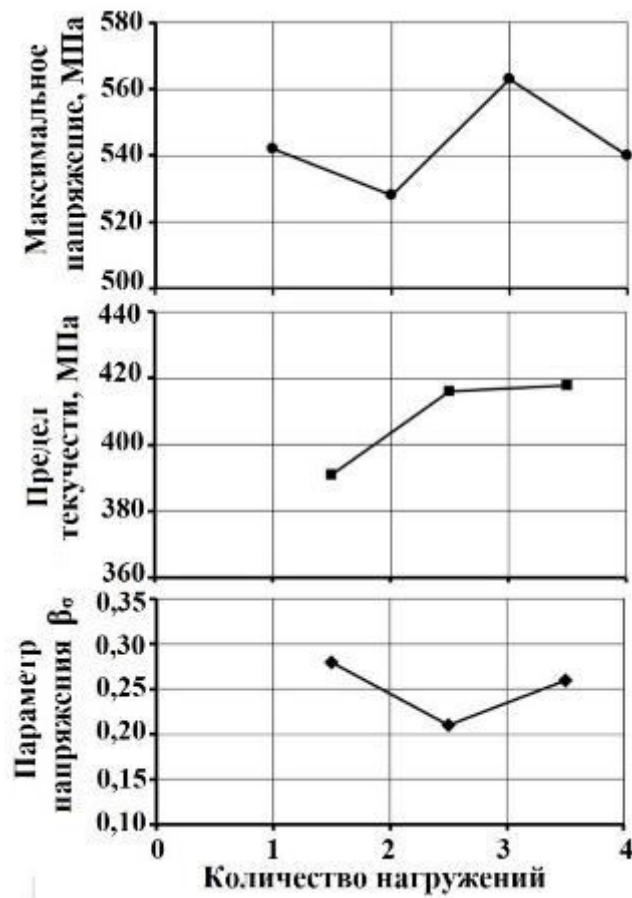


Рисунок 5.8 – Изменение свойств стали при циклическом нагружении по схеме «сжатие+растяжение+сжатие+растяжение»

охрупчивающей обработке, не разрушились полностью, как и в исходном состоянии. Анализ полученных результатов позволяет считать, что исследуемая сталь после циклического нагружения характеризуется малой склонностью к деформационному старению. В исходном и состаренном состояниях комплекс механических свойства исследуемой стали соответствует требованиям DNV-OS-F101-2013 для групп прочности X65.

На основании результатов проведенных исследований была предложена низкоуглеродистая марганцевая сталь для производства труб групп прочности X65 в соответствии с DNV-OS-F101-2013 для производства морских трубопроводов.

Акт о внедрении результатов кандидатской диссертационной работы приведен в приложении А. Справка об использовании результатов НИР представлена в приложении Б.

Выводы к главе 5

1. Стали 07Г2МФБ, 08Г2ФБ, 10Г2ФБ и 14ГМБ, используемые для изготовления бесшовных труб, после закалки и высокого отпуска обладают достаточно высокой склонностью к деформационному старению. При этом наибольшую склонность к деформационному старению имеет сталь 14ГМБ с наиболее высоким содержанием углерода. Склонность к деформационному старению остальных сталей, несмотря на определенные различия в легировании, примерно одинакова.

2. Закаленная и высокоотпущенная сталь 08Г2ФБ обладает при знакопеременной деформации заметной склонностью к проявлению эффекта Баушингера. Знакопеременная деформация стали 08Г2ФБ с последующим охрупчивающим нагревом вызывает развитие деформационного старения. При этом, как и в случае сварных труб, эффект повышения предела текучести при деформационном старении определяется направлением нагружения перед охрупчивающим нагревом.

3. Предложен состав низкоуглеродистой марганцевой стали комплексно легированной молибденом, ванадием и ниобием и разработан режим термической обработки бесшовных труб размером 426×24 мм класса прочности X65, что позволило освоить в условиях АО «ВТЗ» новый вид трубной продукции для потребностей ПАО «Газпром».

4. Разработана методика механических испытаний с использованием полнотолщинных сегментов для оценки склонности металла труб к деформационному старению № РосНИТИ 16-06-13 (редакция 2) «Оценка склонности металла труб к деформационному старению в соответствии с DNV-OS-F101, с дополнительным требованием «Р» - Трубы с повышенной деформационной способностью».

Выводы по работе

1. Низкоуглеродистые стали, применяемые для изготовления сварных и бесшовных труб, склонны к деформационному старению. Это установлено при различных видах небольшой деформации (растяжение, прокатка и сжатие) и последующего низкотемпературного нагрева. Развитие деформационного старения оказывает существенное влияние на механические свойства, определяемые как при статическом, так и динамическом нагружениях. Оно сопровождается ростом пределов текучести и прочности, увеличением их отношения, снижением общего и равномерного относительных удлинений, показателя деформационного упрочнения, величины критического раскрытия трещины при статическом нагружении (CTOD), а также понижением ударной вязкости и повышением температуры вязкохрупкого перехода.

2. Склонность к деформационному старению низкоуглеродистых трубных сталей в существенной мере определяется исходной структурой. При исходной ферритно-бейнитной структуре, основной составляющей которой является игольчатый бейнит, склонность к деформационному старению значительно выше, чем при ферритно-перлитной структуре, состоящей из полигонального феррита и небольшой объемной доли вырожденного перлита. В случае ферритно-бейнитной структуры с увеличением объемной доли бейнитной составляющей склонность к деформационному старению возрастает. Наиболее существенное его развитие проявляется при объемной доле бейнита более 50 – 60 %.

При анализе свойств охрупченных сталей следует также учитывать дисперсность и морфологию МА-составляющей. Присутствие в структуре крупных участков МА-составляющей приводит к уменьшению объемной доли бейнита (до 40 %), при которой происходит снижение статической трещиностойкости.

3. Склонность к деформационному старению низкоуглеродистых сталей в существенной мере зависит и от условий их обработки. Установлено, что высокий отпуск не устраняет полностью склонность к деформационному старению сталей с

ферритно-бейнитной структурой, но заметно ее уменьшает. Склонность к деформационному старению стали возрастает, если при аустенитизации формируется крупнозернистая структура и происходит более полное растворение карбидов, а при последующем охлаждении увеличивается объемная доля речного бейнита за счет уменьшения объемной доли игольчатого. Горячая пластическая деформация крупнозернистой стали с рекристаллизацией и измельчением аустенитного зерна обеспечивает при последующем ускоренном охлаждении уменьшение объемной доли речного бейнита и увеличение количества игольчатого бейнита и феррита, снижая склонность к деформационному старению.

4. ВТМО, сопровождающаяся при охлаждении после горячей пластической деформации формированием ферритно-бейнитной структуры, ослабляет развитие обратимой отпускной хрупкости в низкоуглеродистой стали, заменяя интеркристаллитное разрушение транскристаллитным. При этом ВТМО не оказывает существенного влияния на склонность к деформационному старению.

5. В сталях, применяемых для сварных труб, наличие молибдена и повышенного количества ванадия и ниобия способствует меньшей склонности к деформационному старению при высокой объемной доле бейнитной составляющей в структуре. Существенного влияния легирования сталей, используемых для изготовления бесшовных труб и подвергаемых закалке и высокому отпуску, не выявлено. Более заметное развитие деформационного старения наблюдалось лишь в стали с повышенным содержанием углерода.

6. Низкоуглеродистые стали обладают заметной склонностью к проявлению эффекта Баушингера в условиях знакопеременной деформации растяжением и сжатием. Параметр Баушингера практически не зависит от последовательности нагружения (растяжение + сжатие или сжатие + растяжение). При ферритно-бейнитной структуре, содержащей преимущественно игольчатый бейнит, он выше, чем при ферритно-перлитной. С увеличением объемной доли бейнитной составляющей склонность к проявлению эффекта Баушингера возрастает.

Высокий отпуск низкоуглеродистой стали с ферритно-бейнитной структурой уменьшает склонность к проявлению эффекта Баушингера. В случае формирования

в стали крупнозернистой структуры, содержащей преимущественно речный бейнит, склонность к проявлению эффекта Баушингера возрастает.

7. Существенное развитие деформационного старения происходит не только при однонаправленной деформации, но и при знакопеременной. Наблюдаемый при этом рост предела текучести наиболее значителен, если направление деформации после старения совпадает по знаку с направлением деформации в последней фазе предварительного знакопеременного нагружения. Знакопеременная деформация сталей, подвергнутых деформационному старению, также сопровождается проявлением эффекта Баушингера. При этом величина параметра Баушингера состаренной стали не зависит от схемы циклического нагружения до старения.

8. На основании проведенных исследований разработана методика механических испытаний № РосНИТИ 16-06-13 (редакция 2) «Оценка склонности металла труб к деформационному старению в соответствии с DNV-OS-F101, с дополнительным требованием «Р» - Трубы с повышенной деформационной способностью». Согласно этой методике знакопеременная деформация при проведении деформационного старения осуществляется на полнотолщинных сегментах, вырезанных из труб.

Рекомендован и опробован химический состав стали и технология термической обработки бесшовных горячекатаных труб класса прочности X65, предназначенных для строительства морских трубопроводов с укладкой с барабана в соответствии с требованиями международного стандарта DNV-OS- F101-2013.

Автор выражает глубокую благодарность научному руководителю доктору технических наук Пышминцеву И.Ю. и профессору, доктору технических наук Смирнову М.А., а также сотрудникам кафедры «Материаловедения и физико-химии материалов» ФГАОУ ВО «ЮУрГУ» (НИУ) и коллективу ОАО «РосНИТИ» за содействие в выполнении работы и ценные замечания по содержанию диссертации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. API Specification 5L Магистральные трубы. – Вашингтон: Американский нефтяной институт, 2018. – 194 с.
2. Матросов, М. Ю. Влияние термической обработки на механические свойства и структуру высокопрочных сталей с ферритно-бейнитной структурой / М. Ю. Матросов, О. П. Талантов, И. В. Лясоцкий, Д. Л. Дьяконов, Е. И. Хлусова, В. В. Орлов, А. М. Корчагин, Д. С. Цветков, С. Д. Попова // *Металлург.* – 2011. – №7. – С. 54 – 58.
3. Мартынов, П. Г. Исследование трубных сталей категории прочности X100 – X120 / П. Г. Мартынов, И. А. Симбухов, Ю. Д. Морозов // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* – 2012. – №3. – С. 66 – 70.
4. Матросов, Ю. И. Сталь для магистральных трубопроводов / Ю. И. Матросов, Д. А. Литвиненко, С. А. Голованенко. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
5. Смирнов, М. А. Основы термической обработки / М. А. Смирнов, В. М. Счастливец, Л. Г. Журавлев. – М.: Наука и технологии, 2002. – 519 с.
6. Пумпянский, Д. А. Методы упрочнения трубных сталей / Д. А. Пумпянский, И. Ю. Пышминцев, В. М. Фарбер // *Сталь.* – №7. – 2005. – С. 67 – 74.
7. Солнцев, Ю. П. Хладостойкие стали и сплавы / Ю.П. Солнцев– СПб.: ХИМИЗДАТ, 2005. – 480 с.
8. Столхейм, Д. Д. Современные схемы легирования и практика производства высокопрочных сталей для магистральных нефтегазопроводов. Часть I / Д. Д. Столхейм // *Металлург.* – 2013. - № 11. – С. 53 – 66.
9. Матросов, М. Ю. Особенности и классификация структур низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных трубных сталей / М. Ю. Матросов, И. В. Лясоцкий, А. А. Кичкина, Д. Л. Дьяконов // *Сталь.* – №1. – 2012. – С. 65 – 74.
10. Одесский, П. Д. Стали с высоким сопротивлением экстремальным воздействиям / П. Д. Одесский, В. Д. Кулик. – М.: Интернет Инжиниринг, 2008. – 239 с.

11. Матросов, Ю. И. Использование ускоренного охлаждения для повышения механических и технологических свойств толстолистового проката для изготовления газопроводных труб большого диаметра / Ю. И. Матросов, Л. И. Эфрон, В. И. Ильинский, И. Ю. Северинец., Ю. И. Липунов, К. Ю. Эйсмонтдт // *Металлург.* – 2005. – № 6. – С. 49 – 54.
12. Матросов, Ю. И. Ускоренное охлаждение после контролируемой прокатки при производстве толстолистовых трубных сталей на стане 3600 ПАО «МК «АЗОВСТАЛЬ» / Ю. И. Матросов, Э. О. Цкитишвили, Е. С. Попов, Г. Н. Коновалов, А. А. Холодный // *Металлург.* – 2013. – № 9. – С. 77 – 83.
13. Эфрон, Л. И. *Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали* / Л. И. Эфрон – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
14. Ishikawa, N. High Performance UOE Linerpipes / N. Ishikawa, S. Endo, J. Kondo // *JFE Technical Report.* – 2006. – № 7. – P. 20 – 26.
15. Окатцу, М. Разработка высокопрочных, с высокой деформируемостью и стойкостью к упрочнению при деформационном старении труб для магистральных трубопроводов / М. Окатцу, Н. Шиканаи, Д. Кондо // *ОАО «Черметинформация».* – 2008. – № 4. – С. 59 – 63.
16. Ишикава, Н. Разработка высокопрочных труб для магистральных трубопроводов, рассчитанных на эксплуатацию в тяжелых геолого-климатических условиях / Н. Ишикава, М. Окатцу, Д. Кондо // *Наука и техника в газовой промышленности.* – 2009. – С. 92 – 99.
17. Фарбер, В. М. Влияние термической обработки на комплекс механических свойств сталей класса прочности К65 (X80) / В. М. Фарбер, О. В. Селиванова, А. Б. Арабей, О. Н. Полухина, А. С. Маматназаров // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2014. – № 8. – С. 53 – 55.
18. Хлусова, Е. И. Влияние отпуска на изменение структуры и свойств высокопрочной штрипсовой стали категории прочности X90 – X100 после термомеханической обработки / В. В. Орлов, Г. Д. Мотовилина, А. М. Корчагин, М. Ю. Матросов // *Металлург.* – 2010. - № 11. – С – 68 – 73.

19. Таланов, О. П. Изменение структуры и механических свойств высокопрочных трубных сталей с бейнитной структурой в результате дополнительной термообработки / О. П. Таланов, М. Ю. Матросов, И. В. Лясоцкий // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2011. - № 1. – С. 77 – 84.
20. Матросов, Ю. И. Возможности повышения предела текучести листов из высокопрочных трубных сталей X70 и X80 / Ю. И. Матросов, И. В. Ганошенко, О. А. Багмет, Т. Ю. Иванова // Сталь. – 2005. – № 2. – С.74 – 78.
21. Anelli, E. Sour service X65 seamless linepipe for offshore special applications / E. Anelli, D.Colleluori, J.C. Gonzalez, G.Cumino, H.Quintanilla, M/Tivelli // Proceedings of 11-th International offshore and polar engineering conference – Stavanger, Norway: Copyright by the International society of offshore and polar engineering, 2001. – С. 242 – 249.
22. Paravicini, B. E. Development of heavy-wall seamless pipes with improved toughness and hardness control / B. E. Paravicini, E. Anelli, A. Paggi, S. D. Cuonzo // 6- th International pipeline technology conference. – Ostend, Belgium, 2013. – P. 3-13.
23. Anelli, E. Development of high grade seamless pipes for deepwater application be metallurgical design / E. Anelli, D. Colleluori, G. Cumino, A. Izquierdo, H. Quintanilla // La metallurgia italiana. – 2005. – № 1.– P. 33-40.
24. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: справочник. В 3 т. Т. 2. Строение стали и чугуна / М. Л. Бернштейн, Г. В. Курдюмов, В. С. Меськин, А. А. Попов и др.: под ред. А. Г.Рахштадта и др. – М.: Интермет Инжиниринг, 2005. –528 с.
25. Бабич, В.К., Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков – М.: Металлургия, 1972. –320 с.
26. Ямалеев, К. М. Старение металлов труб в процессе эксплуатации нефтепроводов при длительной эксплуатации / К. М. Ямалеев. М.: ВНИИОЭНГ, 1990. – 64 с.
27. Гумеров, А. Г. Трещиностойкость металла труб нефтепроводов / А. Г. Гумеров, К. М. Ямалеев, Г. В. Журавлев, Ф. И. Бадиков. – М.: ООО «Недра-Бизнес-центр», 2001. – 231 с.

28. Филиппов, Г. А. Взаимодействие дефектов структуры и деградация свойств конструкционных материалов / Г. А. Филиппов, О. В. Ливанова // Материаловедение. – 2002. – № 10. – С. 17 – 21.
29. Одесский, П. Д. О деградации свойств сталей для металлических конструкций / П. Д. Одесский // Заводская лаборатория – 2003. – Т. 6. – № 10. – С. 41–49.
30. Ливанова, О. В. Деградация свойств металлов при длительной эксплуатации трубопроводов / О. В. Ливанова, Г. А. Филиппов, В. Ф. Дмитриев // Сталь. – 2003. – № 2. – С. 84–87.
31. Филиппов, Г. А. Деградиционные процессы при эксплуатации и сопротивление хрупкому разрушению трубных сталей / Г. А. Филиппов, О. В. Ливанова, О. Н. Чевская, И. П. Шабалов // Металлург. – 2013. – № 7. – С. 51 – 60.
32. Ishikawa, N. Design concept and production of high deformability linepipe / M. Okatsu, S. Endo. Proceedings of IPC 2006 6-th International Pipeline Conference. – Calgary, Alberta, Canada. – 2006. – P. 1 – 8.
33. Seismic Design Codes for High-Pressure Gas Pipelines JGA-206-03. JGA (Japan Gas Association), 2004.
34. Seismic Design Codes for High-Pressure Gas Pipelines Considering Liquefaction-Induced Permanent Ground Deformation JGA-207-01. JGA (Japan Gas Association), 2001.
35. Пышминцев, И. Ю. Освоение производства труб большого диаметра с повышенной деформационной способностью / И. Ю. Пышминцев, А. О. Струин, А. М. Гервасьев, Е. Р. Струина, А. О. Худяков, В. В. Микуров, П. А. Стеканов, А. В. Мозговой // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2016. – Т. 16. – № 1. – С. 82 – 90.
36. Гольдштейн, М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. М.: Металлургия. – 312 с.
37. Суворова, С. О. Исследование деформационного старения технического железа / С. О. Суворова, В. И. Саррак, Р. И. Энтин // Физика металлов и материаловедение. – 1964. – Т. 17. – № 1. – С. 106 – 111.

38. Саррак, В. И. Первая стадия деформационного старения железа / В. И. Саррак, С. О. Суворова // Физика металлов и металловедение. – 1972. – Т. 33. – № 6. – С. 1302 – 1302.
39. Саррак, В.И. Исследование явления деформационного старения железа / В.И. Саррак, С.О. Суворова, Р.И. Энтин // Проблемы металловедения и физики металлов. – М.: Metallurgiya, 1964. - № 8. – С. 125 – 143.
40. Нечаев, Ю. С Актуальные проблемы старения, водородного охрупчивания и стресс-коррозионного поражения сталей и эффективные пути их решения / Ю. С. Нечаев // Альтернативная энергетика и экология. – 2007. – №11. – С. 108 – 118.
41. Гуль, Ю. П. Изменение плотности зернограницных сегрегаций при деформационном старении технического железа / Ю. П. Гуль, М. А. Криштал, В. А. Чиж // Физика и химия обработки материалов. – 1976. – № 2. – С. 53 – 56.
42. Гуль, Ю. П. Теория и практика эффективной концентрации примесных атомов внедрения при деформационном старении стали / Ю. П. Гуль // Теория и практика металлургии. – 2008. – №3. – С. 56 – 60.
43. Мак Лин, Д. Границы зерен в металлах / Д. Мак Лин. М.: Metallurgiya, 1960. – 295 с.
44. Чувильдиев, В. Н. Влияние старения на эксплуатационные свойства сталей магистральных газопроводов / В. Н. Чувильдиев // Труды научно-практического семинара «Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов»: Сборник докладов. – Нижний Новгород, 2006. – С. 18 – 67.
45. Ковалев, А. Н. Исследования многокомпонентных сегрегаций на границах раздела в высокопрочной штрипсовой стали / А. Н. Ковалев, Д. Л. Вайнштейн, А. Ю. Рашковский // Металлург. – 2012. - №2. – С. 82 – 85.
46. Нечаев, Ю. С. Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетике и магистральных трубопроводов / Ю. С. Нечаев // Успехи физических наук. – 2008. – Т. 178. - №7. – С. 709 – 725.

47. Köster, W. Dampfungsmessugen and electronemikrosropische Untersuchung an aufgesticktem Reinisen / W. Köster, W. Horn. // Archiv fur das Eisenhüttenwesen. – 1966. –Half 2. - №2 – S. 155 – 160.
48. Бронфин, Б. М. Влияние скорости охлаждения из межкритического интервала температур на микроструктуру и свойства низколегированных сталей / Б.М. Бронфин, М.И. Гольдштейн // Известия АН СССР, Металлы. – 1985. - №6. – С. 61 – 68.
49. Штремель, М. А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация / М. А. Штремель. М.: МИСИС, 1997. –208 с.
50. Бернштейн, М. Л. Механические свойства металлов / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский М.: Metallurgiya, 1979 –497 с.
51. Смирнов, Б. И. О площадке текучести железа после деформационного старения / Б. И. Смирнов // Физика металлов и металловедение. – 1960. – Т 10. – № 5. – С. 763 – 766.
52. Голованенко, С. А. Двухфазные низколегированные стали / С. А Голованенко, Н. М Фонштейн. М.: Metallurgiya. – 1986. – 207 с.
53. Брайнин И. Е., Губенко Н. В. Влияние термического упрочнения на механические свойства и склонность к старению малоуглеродистой стали // Сталь. Сборник статей. М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии. – 1961. – С. 395 – 411.
54. Мишетьян, А. Р. Деформационное старение и свойства низколегированных трубных сталей / А. Р. Мишетьян, Г. А. Филиппов, Ю. Д. Морозов, О. Н. Чевская // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2011. – №2. – С. 12 – 19.
55. Мишетьян, А.Р. Исследование влияния условий последеформационного охлаждения на склонность к деформационному старению низколегированных сталей / А.Р. Мишетьян, Г.А. Филиппов, Ю. Д. Морозов, О. Н. Чевская // Деформация и разрушение материалов. – 2011. - №8. – С. 40 – 43.

56. Ефименко, Л. А. Влияние деформационного старения высокопрочных трубных сталей на их свариваемость / Л. А. Ефименко, О. Ю. Елагина, А. А. Шкапенко, В. Ю. Илюхин // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2011. - №5. – С. 44 – 47.
57. Гуль, Ю. П. Влияние степени предварительной деформации на упрочнение технического железа при естественном старении / Ю. П. Гуль // Проблемы прочности. – 1971. – №5. – С. 94 – 97.
58. Гуль, Ю.П. О влиянии степени деформации на эффект деформационного старения низкоуглеродистой стали / Ю. П. Гуль, Ю. А. Криштал. Сб. статей. Взаимодействие между дислокациями и атомами примесей в металлах и сплавах. – Тула, 1969. – С. 226 – 234.
59. Гуль Ю. П. О методике определения склонности к деформационному старению термически упрочненной низкоуглеродистой стали // Термическое упрочнение проката. Сборник трудов ИЧМ. М.: Металлургия, 1970. – С. 131 – 137.
60. Макклинтон, Ф. Деформация и разрушение материалов / Ф. Макклинтон, А. Аргон. – М.: Мир, 1970. – 443 с.
61. Sadagoran, S. Formability characterization of a new generation of high strength steels / S. Sadagoran, D. Urban // American Iron and Steel Institute. – 2003. – № 5. – P. 34 – 46.
62. Lemoine, A. Bauschinger effect correspondence of experimental tests / A. Lemoine, X. Aouafi // International Journal of Material Forming. – 2008. – Vol. 1. – №1. – P. 241 – 244.
63. Сейдж, А. М. Металлургический обзор высокопрочных низколегированных сталей труб и фитингов / А. М. Сейдж. Стали для газопроводных труб и фитингов. Труды конференции. – М.: Металлургия, 1985. – С. 38 – 60.
64. Glover, A. Yield strength and plasticity of high strength pipelines // 4th International Conference on Pipeline Technology, Ostende. Belgium. – 2004. – Vol. 1. – P. 65 – 79.
65. Пумпянский, Д. А. Особенности проявления эффекта Баушингера в высокопрочных трубных сталях / Д. А. Пумпянский, И. Ю. Пышминцев, В. А. Лупин,

Л. Г. Марченко // ОАО «Черметинформация», Бюллетень «Черная металлургия». – 2005. – №9. – С. 35 – 41.

66. Kostryzhev, A. G. Bauschinger Effect in microalloyed Steels: Part II. Influence of Work Softening on Strength Development During UOE Line-Pipe Forming / A. G. Kostryzhev, M. Strangwood, C. L. Davis // Metallurgical and materials transactions A. – 2011. – Vol. 42A. – №10. – P. 3170 – 3177.

67. Anelli, E. Effect of reel-laying simulation on mechanical performance of flowlines / E. Anelli, M. Tivelli, A. Izquierdo, H. Quintanilla. // International Pipeline conference. – Canada, 2006 – P. 1- 10.

68. DNV-OS-F101-2013. Подводные трубопроводные системы. – Введ. 01.10. 2013. – Det Noeske Veritas AS. – 2013. –372 с.

69. Kostryzhev, A. G. Bauschinger effect in Nb- and V-alloyed line-pipe steels / A. G. Kostryzhev, M. Strangwood, C. L. Davis // Ironmaking and Steelmaking. – 2009. – Vol. 36. – № 3. – 186 – 192.

70. Ono, T. In situneutron diffraction during tensile straining of fine grained ferrite-pearlite steel / T. Ono, Y. Tomota, P. Lukas, D. Neov, N. Nagai // Material Science and Technology. – 2004. – Vol. 20. – №1. – P. 121 – 125.

71. Haseqawa, T. Deformation Behaviour and Dislocation Structures upon Stress Reversal in Polycrystalline Aluminium / T. Haseqawa, T. Yakou, S. Karashima // Materials Science and Engineering. – 1975. – Vol. 20. – P. 267 – 276.

72. Queyrean S., Devinere B. Bauschinger effect in precipitation-strengthened materials: a dislocation dynamics investigation / S. Queyrean, B. Devinere // Philosophical Magazine Letters. – 2009. – Vol. 89. – № 7. –P. 419 – 430.

73. Sohn, S. S. Effect of microstructure and Pre-strain on Baushinger effect in API X70 and X80 Linepipe steels / S. S. Sohn, S. Y. Han, S. Y. Shin, J. Bae, S. Lee // Met. Mater. Int. – 2013. – Vol. 19. – № 3. – P. 423-431.

74. Han, S. S. Effects of microstructure and yield ratio on strain hardening and Bauschinger effect in two API X80 linepipe steels / S.S. Han, S.S. Sohn, S. Y. Shin, J. Bae, Kim H.S., S. Lee. // Materials Science and Engineering. – 2012. – Vol. A551. – P. 192-199.

75. Poruks, P. Martensite–ferrite interface strength in a low carbon bainitic steel / P. Poruks, I. Yakubtsov, J. D. Boyd // *Scripta Materialia*. – 2006. – Vol. 54. – P. 41–45.
76. Han K., Tyne C.J., Levy B.S., Effect of strain and Strain Rate on the Bauschinger Effect Response of Three Different Steels // *Metallurgical and Materials Transactions, A*, 2005, V. 36 A, - - P. 2379 – 2384.
77. Колбасников, Н. Г. Исследование эффекта Баушингера, физическое моделирование формирования свойств микролегированной стали в процессе изготовления труб / Н. Г. Колбасников, О. Г. Зотов, И. С. Мартяшов, Р. В. Сулягин // *Сталь*. 2012.—№8. – С. 56 – 60.
78. Zhonqua, L. Bauschinger Effect and Residual Phase Stresses in Two Ductile-Phase Steels. Part II / L. Zhonqua, G. Haicheng // *Metallurgical Transaction A*. – 1990. – Vol. 21 A. –№3. – P. 725 – 732.
79. Steven, W. The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low Alloy Steel / W. Steven, A.G. Haynes // *Journal of Iron and Steel Institute* – Vol. 183. – 1956. – P. 349 – 359.
80. Andrews, K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures / K. W. Andrews // *Journal of Steel Institute*. – 1965. – Vol. 203. – P. 721 – 727.
81. Горынин, И. В. Принципы легирования, фазовые превращения, структура и свойства хладостойких свариваемых судостроительных сталей / И. В. Горынин, В. В. Рыбин, В. А. Малышевский, Е. И. Хлусова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2007. - №1. – С. 9 – 15.
82. Le Pera, F.S. Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel / F.S. Le Pera // *J. Metals*. – 1980.– Vol. 32. – № 3. – P. 38-39.
83. Попилов, Л.Я. Электрополирование и электротравление металлографических шлифов / Л.Я. Попилов, Л.П. Зайцева. М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1963. – 411 с.

84. Миронов, С. Ю. Анализ пространственного распределения ориентировок элементов структуры поликристаллов, получаемого методами просвечивающей микроскопии и обратно рассеянного пучка электронов в сканирующем электронном микроскопе / С. Ю. Миронов, В. Н. Даниленко, М. М. Мышляев, А. В. Корнева // Физика твердого тела. – 2005. – Т. 47. – № 7. – С. 1217 – 1225.
85. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
86. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть I. / М.А. Штремель. – М.: МИСиС, 1999. – 384 с.
87. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова // Металлург. – 2010. – №7. – с. 45-51.
88. Журавлев, Л. Г. Физические методы исследования металлов и сплавов / Л. Г. Журавлев, В. И. Филатов. – Челябинск: Издательство ЮУрГУ, 2004. – 165 с.
89. Уманский, Я. С., Скаков Ю. А., Иванов А. Н., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, А. Н. Иванов, Л. Н. Расторгуев. – М.: МИСиС, 2002. – 360 с.
90. Архангельская, А. А. Рентгенографическое исследование тонкой структуры и текстуры стали 05Г2ДБ после контролируемой прокатки / А. А. Архангельская, В. М. Фарбер, И. П. Конакова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – №9. – С. 48 – 54.
91. Ершова, Л.С. Влияние деформации на образование ϵ -фазы в марганцовистых сталях / Л. С. Ершов, И. Н. Богачев, Р. С. Шкляр // Физика металлов и металловедение. – 1961. – Т. 12. - № 5. – С. 670-677.
92. Шабалов, И. П. О стандартных оценках сопротивления разрушению металла газопроводных труб К65 и штрипса для них / И. П. Шабалов, М. В. Лихачев, П. Д. Одесский // Сталь. 2013. – №12. – С. 51 – 61.
93. Дубовой, В.Я. Влияние водорода на механические свойства стали / В. Я. Дубовой, В. А. Романов // Сталь. – 1974. – Т.4. – №8. – С. 727 – 732.

94. Захаров, Ю. В. Влияние напряжений на пластичность стали в растворе сероводорода / Ю. В. Захаров // Коррозия и защита в нефтегазовой промышленности. – 1975. - №10. – С. 18 – 20.
95. Смирнов, М. А. Влияние структуры на деформационное старение низкоуглеродистой стали / М. А. Смирнов, И. Ю. Пышминцев, О. В. Варнак, А. Н. Мальцева // Деформация и разрушение материалов. – 2014. - №8. – С. 9 – 15.
96. Смирнов, М. А. Исследование склонности низкоуглеродистой стали к деформационному старению и проявлению. Эффекта Баушингера / М. А. Смирнов, И. Ю. Пышминцев, О. В. Варнак, А. Н. Мальцева, Ю. Н. Гойхенберг // Сталь. – 2016. – №1. – С. 39 – 45.
97. Пышминцев, И. Ю. Исследование деформационного старения низкоуглеродистых трубных сталей / И. Ю. Пышминцев, М. А. Смирнов, О. В. Варнак, А. Н. Мальцева, Ю. Н. Гойхенберг // Metallurg. – №12. – 2017. – С. 51 – 59.
98. Варнак, О. В. Свойства низкоуглеродистой трубной стали, подвергнутой деформационному старению / О. В. Варнак, М. А. Смирнов, И. Ю. Пышминцев, А. Н. Мальцева, А. А. Жукова // Труды XXI Международной научно-технической конференции «Трубы 2014»: сборник научных трудов. – Челябинск: ОАО «РосНИТИ», 2014. – Ч. 2. – С. 264 – 271.
99. Матросов, М. Ю. Влияние термической обработки на механические свойства и структуру высокопрочных трубных сталей с ферритно-бейнитной структурой / М. Ю. Матросов, О.П. Таланов, И.В. Лясоцкий, Д.Л. Дьяконов, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов, А.М. Корчагин, Д.С. Цветков, С.Д. Попова // Metallurg. – 2011. - №8. – С. 62 – 68.
100. Nobuyuki, S. High Strength and Heavy Wall Thickness Steel Pipes For Building Structures / S. Nobuyuki, A. Takekazu, O. Akio, M. Tokumi // JFE Technical report. – 2009. – № 14.– P. 9 –15.
101. Субраманиан, С. Использование метода ДОЭ в исследовании высокоугловых границ для борьбы с хрупким разрушением трубных сталей, микролегированных ниобием / С. Субраманиан, Л. Коллинз, Ч. Мяо, И. Ян, Ч. Шан // Сборник трудов международной конференции «Производство, испытания и практическое

использование труб большого диаметра категорий прочности X80/X90». М.: Металлургиздат. – 2013. – С. 57 – 67.

102. Maki, T. The morphology of microstructure Composed of Lath Martensites in steels/ T. Maki, K. Tsuzaki, I. Tamura // Transactions ISIJ. – Vol. 20. – 1980. – P. 207 – 214.

103. Morito, S. The morphology and crystallography of lath martensite Fe-C alloys / S. Morito, H. Tanaka, R. Konishi, T. Furuhashi, T. Maki. // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51. – P. 1789 – 1799.

104. Счастливец, В. М. Особенности структуры бейнита в низкоуглеродистых сталях после термомеханической обработки / В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова, И. Л. Яковлева, А. А. Круглова, Е. И. Хлусова, В. В. Орлов // Вопросы материаловедения. – 2009. - №3. – С. 26 – 38.

105. Счастливец, В. М. Влияние температуры распада аустенита на морфологию бейнита и свойства низкоуглеродистой стали после термомеханической обработки / В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова, И. Л. Яковлева, С. Ю. Клюева, А.А. Круглова, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т.114. – №5. – С. 457–467.

106. Пышминцев, И. Ю. Структура и свойства низкоуглеродистых трубных сталей, подвергнутых пневматическим испытаниям / И. Ю. Пышминцев, А. Н. Мальцева, А. М. Гервасьев, М. А. Смирнов, А. В. Корзников // Сталь. – 2011. - №2. – С. 75 – 81.

107. Krause, G. Ferritic Microstructures in Continuous Cooled Low-and Ultralowcarbon Steels / G. Krause, S.W. Thompson // JSIJ Int, Met. – 1995. – Vol. 35. – № 8. – P. 937 – 945.

108. Матросов, М. Ю. Особенности и классификация структур низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных трубных сталей / М. Ю. Матросов, И. В. Лясоцкий, А. А. Кичкина, Д. Л. Дьяконов, А. А. Ефимов // Сталь. – 2012. – №1. – С. 65 – 74.

109. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пикеринг, М.: Металлургия. – 1982. – 184 с.

110. Большаков, Б. И. Исследование тонкой структуры игольчатого феррита. Часть 2 / Б. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, В.И. Куксенко // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2009. – № 10. – С. 3 – 9.

111. Коттрелл, А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А.Х. Коттрелл, М.: Государственное научно-техническое издательство по черной и цветной металлургии. – 1958. – 267 с.

112. Фарбер, В.М. Влияние низкотемпературного нагрева на механические свойства трубных сталей категории прочности К65 (Х80) / В. М. Фарбер, А. Б. Арабей, И. Ю. Пышминцев, В. А. Хотинов, О. В. Селиванова, Н. В. Лежнин, М. А. Валов // *Производство проката.* – 2012. – №11. – С. 35 – 39.

113. Хлусова, Е.И. Исследование влияния технологии производства и уровня легирования высокопрочных сталей на их способность к холодной деформации / Е. И. Хлусова, В. В. Рябов // *Сталь.* – 2013. – №4. – С. 63 – 66.

114. Karimi, M.M. Comparison of Work Hardening Behaviour of Ferritic-Bainitic and Ferritic-Martensitic Dual Phase Steels / M. M. Karimi, Sh. Kheirandish // *Materials Technology.* – 2009– №2. – P. 160 – 164.

115. Ботвина, Л. Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов / Л. Р. Ботвина. – М.: Наука. – 1989. – 230 с.

116. Одесский, П. Д. Ударная вязкость сталей для металлических конструкций / П. Д. Одесский, И. И. Ведяков. – М.: Интермет Инжиниринг, 2003. – 232 с.

117. Фарбер В.М., Хотинов В.А., Морозова А.Н., Лежнин Н.В и др. Диагностика изломов и энергоемкости разрушения высоковязких сталей при инструментальных испытаниях на ударный изгиб / В. М. Фарбер, В. А. Хотинов, А. Н. Морозова, Н. В. Лежнин, Т. Мартин // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2015. – №6. – С. 22 – 25.

118. Хотинов В.А., Фарбер В.М., Морозова А.Н., Лежнин Н.В. Использование осциллограмм ударного изгиба образцов Шарпи для оценки энергоемкости разрушения высоковязких сталей / В. А. Хотинов, В. М. Фарбер, А. Н. Морозова, Н. В. Лежнин // *Производство проката.* – 2013. - № 11. – С. 28 – 34.

119. Лившиц, Б. Г. Физические свойства металлов и сплавов / Б. Г. Лившиц, В. С. Крапошин, Я. Л. Линецкий. М.: Metallurgy, 1980. – 317 с.
120. Ormandy, J. P. Effect of microalloying additions on steel plate to pipe property variations during UOE linepipe processing / J. P. Ormandy, M. Strangwood, C. L. Davis // *Materials Science and Technology*. – 2003. – Vol. 19. – №5. – P. 595 – 601.
121. Kostryzhev, A.G. Baushinger effect in Nb and V microalloyed line pipe steels: degree doctor of philosophy / Kostryzhev Andrill Gennadiovych. – Birmingham, 2009. – 198 p.
122. Смирнов, М.А. Влияние ферритно-бейнитной структуры на свойства высокопрочной трубной стали / М. А. Смирнов, И. Ю. Пышминцев, А. Н. Мальцева, О. В. Мушина // *Металлург*. – 2012. - №1. – С. 55 – 62.
123. Зикеев, В.Н. Закономерности изменения механических свойств конструкционных сталей в ходе длительной эксплуатации и моделирование процессов старения / В. Н. Зикеев, Г. А. Филиппов, И. П. Шабалов, Д. М. Соловьев, О. В. Ливанова // *Проблемы черной металлургии и материалловедения*. – 2014. – №4. – С. 74 – 82.
124. Ефименко, Л. А. Склонность к деформационному старению и водородному охрупчиванию высокопрочной стали X80 для магистральных трубопроводов / Л.А. Ефименко, В. Ю. Илюхин, В. М. Горицкий, Г. Р. Шнейдеров, А. М. Кулемин // *Химическое и нефтегазовое машиностроение*. – 2008. - №9. – С. 43 – 47.
125. Круглова, А. А. Влияние горячей пластической деформации в аустенитной области на формирование структуры низколегированной стали / А. А. Круглова, Орлов В. В., Хлусова Е. И. // *Металловедение и термическая обработка*. – 2007. - №12. – С. 8 – 12.
126. Частухин, А. В. Кинетика статической рекристаллизации аустенита микролегированных ниобием трубных сталей / А. В. Частухин, Д. А. Рингинен, Г. Е. Хадеев, Л. И. Эфрон // *Металлург*. – 2015. - № 12. – С. 33 – 38.

127. Матросов, Ю. И. Влияние деформации на распад аустенита низколегированных строительных сталей / Ю. И. Матросов, В. Н. Филимонов, С. С. Голованенко // Известия вузов. Черная металлургия. – 1981. - № 7. – С. 99 – 103.
128. Хлестов, В. М. Изменение кинетики превращений аустенита и структуры стали 17Г1С под действием деформации / В. М. Хлестов, Г. К. Дорожко, М. С. Подгайский, В.И. Иконников, Р.П. Малова // Физика металлов и металловедение. – 1979. – Т. 47. – № 5. – С. 998 – 1004.
129. Смирнов, Л. В. Влияние пластической деформации в аустенитном состоянии на хрупкость при отпуске конструкционных сталей / Л. В. Смирнов, Е. Н. Соколов, В. Д. Садовский // ДАН СССР. – 1955. – Т. 103. – №4. – С. 609 – 610.
130. Смирнов, М. А. Высокотемпературная термомеханическая обработка и хрупкость сталей и сплавов / М. А. Смирнов, С. Н. Петрова, Л. В. Смирнов. – М.: Наука, 1991. – 167 с.
131. Briant, C.L. Intergranular failure in steel: the role of grainboundary composition / C.L. Briant, S.K. Banerji // Inst. Met. Rev. – 1978. - Vol. .23. – № 4. P. 164 – 196.
132. Ковалев, А. И., Исследование многокомпонентных сегрегаций на границах раздела в высокопрочной штрипсовой стали / А. И. Ковалев, Д. Л. Ванштейн, А. Ю. Рашковский, Е. И. Хлусова, В. В. Орлов // Металлург. – 2012. – № 2. – С. 82 – 85.
133. Соколов, Е. Н. Влияние пластической деформации в аустенитном состоянии на характер разрушения стали 35ХГСА в состоянии отпускной хрупкости / Соколов Е. Н., Петрова С. Н. // Физика металлов и металловедение. – 1959. – Т. 7. – № 2. – С. 306–308.
134. Смирнов, М. А. Исследование склонности низкоуглеродистых трубных сталей к проявлению эффекта Баушингера / М. А. Смирнов, О. В. Варнак, А. А. Жукова, А. Н. Мальцева, С. В. Рушиц, А. М. Ахмедьянов // Деформация и разрушение материалов. – 2015. – № 10. – С. 14 – 20.

135. Смирнов, М. А. Склонность низкоуглеродистой трубной стали к проявлению эффекта Баушингера / М.А. Смирнов, А. М. Ахмедьянов, О.В. Варнак, А.Н. Мальцева // Вестник ЮУрГУ, Серия «Металлургия». – 2015. – №2. – С. 26 – 32.
136. Abel, A. The Bauschinger effect and discontinuous yielding / A. Abel, H. Muir // Philosophical Magazine. – 1972. - Vol. 26. – P. 489 – 504.
137. Brown, L. M. Orowan's explanation of the Bauschinger effect / L. M. Brown // Scripta Metallurgica. – 1977. – Vol. 11. – P. 127 – 131.
138. Sohn, S. S. Analysis and Estimation of the Yield Strength of API X70 and X80 Linepipe Steels by Double-Cycle Simulation Tests / S. S. Sohn, S. Y. Han, S.Y. Shin, J. Bae, S. Lee1 // Met. Mater. Int. – 2013. – Vol. 19. – № 3. – P. 377 – 388.
139. Мальцева, А.Н. Освоение производства труб, предназначенных для строительства морских трубопроводов / А.Н. Мальцева, И.Ю. Пышминцев, М.А. Смирнов, О.В. Варнак, Р.Е. Мухамеджанов, Д.П. Усков, М.Ю. Чубуков, И.В. Мякотина // Труды XXII Международной научно-технической конференции «Трубы 2016»: сборник научных трудов. – Челябинск: ОАО «РосНИТИ», 2016. – Ч. 2. – С. 228 – 230.
140. Оценка склонности металла труб к деформационному старению в соответствии с DNV OS-F101, дополнительным требованием «Р» - «Магистральные трубы с повышенной пластической деформацией»: методика РосНИТИ №16-06-16 (редакция 2). – Челябинск: ОАО «РосНИТИ». – 2015. – 19 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А – АКТ ВНЕДРЕНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ



УТВЕРЖДАЮ

Главный инженер АО «ВТЗ»

Н. В. Трутнев

« 03 » _____ 2017 г.

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов кандидатской диссертации О. В. Варнак на тему:

«Влияние структуры на склонность к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера в низкоуглеродистых сталях, предназначенных для магистральных трубопроводов»

Настоящим актом подтверждаем, что АО «Волжский трубный завод» внедрены результаты исследования, выполненные соискателем ученой степени канд. техн. наук О. В. Варнак, проводимые в Российском научно-исследовательском институте трубной промышленности в соответствии с договором № 1.21.4-М-10/13 от 01.06.2014 г. по теме: «Освоение производства труб для подводных трубопроводов с укладкой трубопровода с барабана».

Результаты исследования позволили установить закономерности развития деформационного старения в трубных сталях. При этом, анализ выявленных существенных отличий протекания процессов деформационного старения, при наличии в таких сталях феррито-перлитных и феррито-бейнитных структур, позволил обосновать необходимость их учета при изготовлении сварных труб из горячекатаного листа, подвергнутого контролируемой (термомеханической) прокатке.

Исследованиями, проведенными О. В. Варнак, по изучению свойств сталей, подвергнутых циклической деформации, сопровождающейся появлением эффекта Баушингера, установлено, что направление цикла последней деформации в существенной мере (до 30 – 40 %) определяет механические свойства сталей как в состаренном, так и не состаренном состояниях.

Комплексный результат диссертационного исследования О. В. Варнак обеспечил АО «ВТЗ» освоение нового вида трубной продукции для потребностей ПАО «Газпром» в объеме до 7 тыс. т/год. В частности, результаты исследования использованы ЭСПЦ при разработке технологии выплавки новой низкоуглеродистой марганцевой стали, комплексно легированной молибденом, ванадием и ниобием, и изготовлении заготовки диаметром 410 мм для последующего производства в условиях ТПЦ-3 бесшовных горячекатаных труб размерами 426×24 мм, предназначенных для обустройства морских трубопроводов с укладкой с барабана в соответствии с современными требованиями международного стандарта DNV-OS-F101-2013.

Начальник технического управления

Д. В. Лоханов

Заместитель начальника технического отдела
по новым видам продукции

Е. А. Алюшкаев

Главный специалист ЦЗЛ по материаловедению

Д. П. Усков

ПРИЛОЖЕНИЕ Б – СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ НИР

УТВЕРЖДАЮ:

Заместитель генерального директора
по научной работе ОАО «РосНИТИ»

_____ А.В. Выдрин
«05» _____ 08 2018 г.



СПРАВКА

об использовании результатов НИР

В диссертационной работе Варнак О.В. «Влияние структуры на склонность к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера в низкоуглеродистых сталях, предназначенных для магистральных трубопроводов» представлены результаты исследования развития деформационного старения и проявления эффекта Баушингера в трубных сталях. Показано, что низкоуглеродистые трубные стали обладают склонностью к деформационному старению не только после однонаправленной деформации, но и после знакопеременной деформации, сопровождающейся эффектом Баушингера. При этом склонность к деформационному старению после знакопеременной деформации в существенной мере зависит от направления последней деформации цикла перед старением.

Полученные в ходе исследования результаты использованы при разработке методики № РосНИТИ 16-06-13 (редакция 2) «Оценка склонности металла труб к деформационному старению в соответствии с DNV-OS-F101, дополнительным требованием «Р» – «Магистральные трубы с повышенной пластической деформацией».

Заместитель начальника отдела
по материалам – Заведующий лабораторией
металловедения и термической обработки

А.Н. Мальцева