

Министерство экономического развития и торговли Украины
Государственное предприятие «Украинский научно-исследовательский институт
специальных сталей, сплавов и ферросплавов ГП «УкрНИИСпецсталь»

На правах рукописи

КУНИЦКАЯ ИРИНА НИКОЛАЕВНА

УДК 669.24:620.183

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ
ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ С УЧЕТОМ ИХ
ВЛИЯНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов

Диссертация на соискание научной степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
Климов Александр Владимирович
кандидат технических наук, доцент

Запорожье – 2016

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	5
Раздел 1 Влияние рекристаллизации аустенита при горячей деформации на формирование физико-механических свойств специальных сталей в процессе совмещенной деформационно-термической обработки.....	12
1.1 Рекристаллизация аустенита при горячей деформации.....	14
1.1.1 Структурные изменения при рекристаллизации в условиях горячей пластической деформации.....	15
1.1.2 Динамическая рекристаллизация.....	18
1.1.3 Кинетика рекристаллизации горячедеформированного аустенита.....	22
1.2 Микроструктура и свойства проката специальных сталей с совмещенной деформационно-термической обработкой.....	28
1.2.1 Влияние горячей деформации и рекристаллизации аустенита на кинетику выделения карбидной сетки, перлитного превращения и морфологию карбидов в подшипниковых сталях.....	29
1.2.2 Влияние измельчения зерна рекристаллизацией на повышение свойств специальных сталей.....	32
1.3 Современное состояние технологий и оборудования для совмещенной деформационно-термической обработки проката специальных сталей.....	36
1.4 Цель и задачи исследования.....	40
Раздел 2 Материалы и методы исследования.....	42
2.1 Материалы исследования.....	42
2.2 Методы исследования.....	44
2.2.1 Исследование кинетики рекристаллизации и построение термокинетических диаграмм рекристаллизации.....	44
2.2.2 Исследование процесса рекристаллизации стали 10X17H13M2T при многопроходной горячей деформации кручением.....	48
2.2.3 Моделирование технологии совмещенной деформационно-термической	

обработки специальных сталей.....	49
2.2.4 Металлографическая количественная микроскопия.....	51
2.2.5 Измерение твердости и микротвердости.....	53
2.2.6 Электронномикроскопические исследования.....	54
2.2.7 Электронная оже-спектроскопия.....	55
2.2.8 Определение стандартных характеристик механических свойств.....	58
Раздел 3 Исследование особенностей кинетики и механизма рекристаллизации аустенита при горячей прокатке коррозионностойких сталей.....	59
3.1 Кинетика рекристаллизации сталей 10X17H13M2T и 12X18H10MT.....	60
3.2 Металлографические особенности динамически рекристаллизованной структуры стали 10X17H13M2T.....	67
3.3 Механизм зарождения динамически рекристаллизованных зерен.....	79
3.4 Расчет эффективной энергии активации процессов динамической рекристаллизации и статической рекристаллизации при горячей прокатке стали 10X17H13M2T.....	84
3.5 Температурный критерий динамической рекристаллизации.....	91
3.6 Выводы.....	95
Раздел 4 Исследование распределения примесей и избыточных фаз в рекристаллизованном аустените горячедеформированных специальных сталей.....	98
4.1 Исследование распределения углерода, хрома и фосфора на границах зерен в подшипниковой стали.....	98
4.2 Выделение дисперсных фаз в рекристаллизованном аустените коррозионностойких сталей.....	107
4.3 Выводы.....	120
Раздел 5 Разработка ресурсосберегающей технологии совмещенной деформационно-термической обработки.....	122
5.1 Разработка технологии совмещенной деформационно-термической обработки проката подшипниковых сталей со сфероидизирующим отжигом.....	122

5.2 Технология совмещенной деформационно-термической обработки проката коррозионностойких сталей с закалкой.....	134
5.3 Экспериментальное опробование и разработка технологий заковки и нормализации конструкционных сталей с использованием тепла прокатного нагрева.....	135
5.4 Выводы.....	142
Выводы.....	145
Список использованной литературы.....	148
Приложения.....	168
Приложение А.....	169
Приложение Б.....	170
Приложение В.....	179
Приложение Г.....	180
Приложение Д.....	184

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. Исключительно важными проблемами производства конкурентоспособного сортового проката специальных сталей является обеспечение повышенного, регламентированного стандартами уровня физико-механических свойств и достижение ресурсосбережения при длительном деформационно-термическом переделе. Одной из эффективных технологий получения такого проката является высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО). Структура и свойства проката конструкционных, коррозионностойких, подшипниковых сталей после ВТМО определяются процессами рекристаллизации аустенита, которая при горячей прокатке является недостаточно изученной и заслуживает особого внимания.

Перспективным направлением развития ВТМО является реализация ресурсосберегающих технологий совмещенной (комплексной) деформационно-термической обработки в прокатных цехах, что позволит использовать тепло прокатного нагрева во время операций закалки, нормализации, отжига. При этом исключается термообработка или сокращается ее длительность в термических цехах. Важная роль в решении этих вопросов связана, во-первых, с проектированием и созданием современных модульных линий комплексной деформационно-термической обработки проката. Во-вторых – с использованием эффективных процессов формирования структуры в ходе горячей прокатки, что позволит получить наибольшие структурные и ресурсосберегающие эффекты при термообработке специальных сталей в линиях сортопрокатных станов.

В связи с этим актуальным становится установление влияния технологий совмещенной деформационно-термической обработки, с учетом особенностей структурообразования и кинетики рекристаллизации аустенита при многопроходной горячей деформации, на уровень физико-механических свойств сортового проката специальных сталей.

Связь работы с научными программами, планами, темами. Диссертация выполнена в рамках госбюджетных и хоздоговорных научно-исследовательских работ, проведенных Государственным предприятием «Украинский научно-исследовательский институт специальных сталей, сплавов и ферросплавов «ГП УкрНИИСпецсталь»: НИР «Разработка для запланированных при техперевооружении спецметаллургии новых сортопрокатных станов», 2003 г. (№ госрегистрации 0101U001685); НИР «Анализ современного состояния и прогнозирование развития перспективных технологий производства специальных сталей, сплавов и ферросплавов», 2005–2006 гг. (х/д № 337мч-05); НИОТР «Разработка ресурсосберегающей технологи регулируемой пластической деформации, совмещенной с термической обработкой проката для получения повышенных физико-механических свойств спецсталей», 2008–2009 гг. (№ госрегистрации 0108U006989); НИР «Анализ состояния и прогнозирование развития перспективных энергосберегающих деформационно-термических технологий производства конкурентоспособных спецсталей и сплавов», 2011 г. (№ госрегистрации 0111U009039); НИР «Экспертные исследования (анализ) состояния проектирования и эксплуатации в передовых странах линий для совмещенной деформационно-термической обработки проката специальных сталей», 2016 г. (х/д № 15/49-01).

Цель и задачи исследования. Цель работы – установить особенности структурообразования и кинетики рекристаллизации аустенита при многопроходной горячей деформации и разработать технологии совмещенной деформационно-термической обработки для получения сортового проката специальных сталей с повышенным уровнем физико-механических свойств.

Для достижения цели в работе были поставлены и решены такие **задачи**:

– выполнить анализ современных представлений о формировании микроструктуры и свойств проката специальных сталей в процессе многопроходной горячей пластической деформации, в том числе совмещенной с термической обработкой, выполняемой с использованием тепла прокатного нагрева.

- исследовать кинетику рекристаллизации аустенита и особенности формирования динамически рекристаллизованных зерен при многопроходной горячей деформации;
- установить особенности выделения в рекристаллизованном аустените вторичных карбидов, сульфидов и других фаз в горячедеформированных коррозионностойких и подшипниковых сталях;
- разработать модель структурообразования аустенита при горячей прокатке специальных сталей;
- разработать технологические схемы совмещенной деформационно-термической обработки; выполнить сравнительные исследования микроструктуры и механических свойств проката специальных сталей после совмещенной деформационно-термической обработки и традиционной термообработки с отдельного нагрева;
- разработать рекомендации к технологическим заданиям по температурным и деформационным режимам, оборудованию для проектирования новых модульных линий и реализации технологий комплексной деформационно-термической обработки сортового проката специальных сталей.

Объект исследования – процессы структурообразования и кинетика рекристаллизации аустенита при многопроходной горячей деформации специальных сталей.

Предмет исследования – закономерности влияния температурно-деформационных параметров прокатки на формирование физико-механических свойств сортового проката специальных сталей с совмещенной деформационно-термической обработкой.

Методы исследований. Металлографические исследования выполнены оптической световой микроскопией. Структуру границ зерен, дислокационную структуру, строение и состав фаз исследовали методами электронной и растровой микроскопии, оже-спектроскопии, микрорентгеноспектрального анализа. Изучение кинетики процесса рекристаллизации осуществлено с помощью

количественной металлографии, дюрOMETрии и микродюрOMETрии. Определены механические свойства при нормальных температурах.

Научная новизна полученных результатов. В работе рассмотрены пути дальнейшего развития представлений о структурообразовании и кинетике рекристаллизации аустенита в процессе многопроходной горячей пластической деформации. Уточнено влияние динамической рекристаллизации при горячей прокатке на уровень физико-механических свойств специальных сталей после комплексной (совмещенной) деформационно-термической обработки.

Основные положения научной новизны:

1. Впервые построена диаграмма кинетики рекристаллизации горячедеформированного аустенита стали 10X17H13M2T, позволяющая определить развитие процесса рекристаллизации при температурах горячей прокатки.

Уточнены процессы структурообразования аустенита при горячей прокатке с температурно-деформационными режимами, используемыми в условиях сортопрокатных станов. Установлено, что в коррозионностойких аустенитных сталях 10X17H13M2T и 12X18H10MT рекристаллизация может начинаться уже в очаге деформации за счет динамической рекристаллизации, а в течение последеформационной выдержки она идет значительно медленнее. Полученные данные указывают на возможность использования динамической рекристаллизации в каждом проходе для получения наибольшего объема рекристаллизации при горячей прокатке.

2. Впервые подтвержден эффект формирования зародышей рекристаллизованных зерен аустенита в очаге деформации на основе расчетов энергии активации процесса динамической рекристаллизации для условий горячей прокатки стали 10X17H13M2T.

3. Впервые предложено для оценки развития рекристаллизации при горячей прокатке использовать температурный критерий, представляющий собой температуру, при которой образуется 50 % динамически рекристаллизованных зерен. Это позволяет оптимизировать температурно-деформационные параметры

и уменьшить размер зерна специальных сталей за счет развития процесса динамической рекристаллизации.

4. Предложен пакетный механизм и уточнены процессы динамической рекристаллизации: локализация горячей деформации в грубых полосах (пакетах) скольжения, перераспределение и взаимодействие дислокаций вследствие разной плотности дефектов по обе стороны границы сдвигового пакета, формирование зародышей динамически рекристаллизованных зерен с большеугловыми границами. Получены новые экспериментальные данные, указывающие на возможность существования связи между сдвиговым механизмом горячей деформации и образованием динамически рекристаллизованных зерен.

5. Расширены представления об особенностях диффузионных процессов на границах аустенитного зерна под действием горячей деформации и рекристаллизации подшипниковых сталей типа ШХ15. Установлено повышение концентрации углерода и хрома на границах исходных и динамически рекристаллизованных зерен, что указывает на значительное влияние динамической рекристаллизации на возможность уменьшения протяженности и толщины карбидной сетки при последующем охлаждении. Это будет способствовать ускорению процессов сфероидизации карбидов во время отжига проката подшипниковых сталей.

Практическое значение полученных результатов заключается в разработке усовершенствованных технологий комплексной деформационно-термической обработки проката коррозионностойких, подшипниковых и конструкционных сталей. Предложены технологические схемы, схемы размещения оборудования, разработаны рекомендации для технологических заданий (ТЛЗ) на проектирование модульных линий совмещенной обработки.

В результате опытно-промышленного и лабораторного опробования закалки, нормализации, отжига в условиях прокатных станов ПАО «Днепропетцсталь» и ГП «УкрНИИИспецсталь» получено повышение уровня физико-механических свойств проката специальных сталей. Улучшены технико-экономические показатели производства проката за счет уменьшения

длительности термообработки на 77 % для термоулучшаемых конструкционных сталей; на 27 % для подшипниковых сталей со сфероидизирующим отжигом. Показана возможность исключения отдельного нагрева в термических цехах под нормализацию конструкционных сталей и закалку коррозионностойких сталей.

При использовании режимов деформационно-термической обработки в подшипниковых сталях уменьшены выделения карбидной сетки по границам зерна и размер карбидов, улучшена микроструктура зернистого перлита после отжига, обеспечены нормативные требования современных стандартов. Технология деформационно-термической обработки внедряется в производство сортового проката подшипниковых сталей со сфероидизирующим отжигом на стане 325 на ПАО «Электрометаллургический завод «Днепроспецсталь» им. А.Н. Кузьмина» (акт от 16.08.2016 г.).

Полученные в работе результаты могут быть использованы на действующем оборудовании и после реконструкции прокатно-термического производства металлургических заводов. Получение наиболее конкурентоспособной продукции возможно в условиях создания новых модульных линий совмещенной деформационно-термической обработки проката специальных сталей.

Личный вклад соискателя. Основные результаты научных исследований получены автором лично. В печатных работах по теме диссертации, опубликованных с соавторами, соискателю принадлежат: выбор методики и проведение промышленных и лабораторных экспериментов [76, 131, 142, 144, 149, 151, 153, 157, 165, 167]; металлографические и дюрOMETрические исследования образцов, графические зависимости кинетики рекристаллизации, изменения твердости и микротвердости [142, 144, 149, 150, 152], перераспределения углерода и хрома [76, 157, 163] под действием горячей деформации коррозионностойких и подшипниковых сталей; расчет эффективной энергии активации процессов рекристаллизации [153]; разработка, опробование и внедрение в производство сортового проката технологий совмещенной деформационно-термической обработки специальных сталей [76, 79, 132, 165–167]. Научные и экспериментальные результаты работы получены при поддержке

руководителя НИР по данному направлению в ГП «УкрНИИ Спецсталь» – заведующего лабораторией физического металловедения, главного метролога, к.т.н. Спектора Якова Исааковича.

Апробация результатов работы. Результаты исследований и материалы диссертации докладывались и обсуждались на Международной научно-технической конференции «Теория и практика процессов пластической деформации» (Москва, 2004), Международных научно-технических семинарах «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов» (Москва, 2006, 2011, 2014), IV-й Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» (Москва, 2008), VI-й Международной конференции «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов» (Харьков, 2005), Международных конференциях «Современное материаловедение: достижения и проблемы» (Киев, 2005), «HighMatTech» (Киев, 2007, 2009, 2011, 2013), Международных научно-практических конференциях «Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий» (Запорожье, 2005, 2008, 2010, 2014), «Строительство, материаловедение, машиностроение (Серия: Стародубовские чтения)» (Днепропетровск, 2011). В полном объеме работа обсуждалась на расширенном семинаре кафедры физического материаловедения и заседании межкафедрального тематического семинара Запорожского национального технического университета.

Публикации. Основное содержание и результаты работы приведены в 17 печатных работах, из них 5 в научных зарубежных изданиях, 5 в научных специализированных изданиях Украины, 7 в материалах и тезисах докладов на научно-технических конференциях.

РАЗДЕЛ 1

ВЛИЯНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АУСТЕНИТА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ СОВМЕЩЕННОЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Развитие современного производства конкурентоспособного проката специальных сталей для стратегических отраслей машиностроения связано как с необходимостью снижения энергозатрат, так и с повышением качества по физико-механическим свойствам. Перспективным направлением в передельном производстве сортового проката специальных сталей является создание сквозных ресурсосберегающих технологий, совмещающих горячую деформацию и термическую обработку с использованием тепла прокатного нагрева взамен термообработки с отдельного нагрева [1–8]. Влияние совмещенной деформационно-термической обработки связано с изменением комплекса структурных параметров, определяющих эксплуатационные свойства специальных сталей [7–17].

В результате анализа работ в этом направлении [1, 2, 6–19] можно сделать вывод, что формирование структуры (и соответственно, свойств) сортового проката начинается непосредственно в очаге горячей деформации (в каждой из клеток стана) и продолжается в течение междеформационной паузы, когда металл движется от одной клетки прокатного стана к другой. При этом основными процессами структурообразования являются пластическая деформация и рекристаллизация горячедеформированного аустенита.

Влияние горячей деформации на структуру и свойства проката в работах Садовского В.Д., Соколова Е.Н., Бернштейна М.Л. и др. [9–16, 20–25] связывают с изменениями в горячедеформированном аустените как на дорекристаллизационной стадии разупрочнения, так и на стадии рекристаллизации. В полигонизованном и рекристаллизованном аустените с

повышенной плотностью дислокаций при закалке с прокатного нагрева достигается необходимая дисперсность продуктов $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, однородное распределение и оптимальная морфология карбидных и интерметаллидных фаз в конструкционных, подшипниковых, коррозионностойких сталях [11, 13–17, 26–34]. Это и определяет их более высокие эксплуатационные свойства.

Тем не менее, наибольшие структурные эффекты в рекристаллизованном при горячей деформации аустените для многих специальных сталей (например, коррозионностойких, подшипниковых, инструментальных) до сих пор не реализованы. Это связано с высокой степенью упрочнения и недостаточно быстрой рекристаллизацией легированного аустенита [5, 9, 13, 21, 33–35]. Поэтому кинетика рекристаллизации аустенита и связанные с ней процессы измельчения зерна, выделения карбидов по границам зерен при горячей прокатке различных специальных сталей рассмотрены, главным образом, во время последеформационной выдержки [5, 13, 20, 35–41]. В работах [40, 41] отмечается, что в условиях горячей прокатки, при которой длительность междеформационных пауз сравнительно невелика, более эффективным (для повышения технологичности горячего передела) является процесс динамической рекристаллизации в очаге деформации. Однако роль динамической рекристаллизации для получения необходимой структуры при многопроходной горячей деформации подробно не исследована.

Для создания улучшенной микроструктуры и свойств проката специальных сталей в условиях совмещенной деформационно-термической обработки с использованием процесса многопроходной прокатки актуальным является исследование особенностей структурообразования и кинетики рекристаллизации непосредственно в очаге горячей деформации и в течение междеформационной паузы. Современные представления о формировании микроструктуры и свойств проката специальных сталей при горячей многопроходной деформации, совмещенной с термообработкой, рассмотрены далее в литературном обзоре.

1.1 Рекристаллизация аустенита при горячей деформации

Рекристаллизация металла в процессе горячей деформации обладает рядом особенностей по сравнению с рекристаллизацией при нагреве холоднодеформированных металлов и сплавов. При горячей деформации в металле одновременно происходит упрочнение пластической деформацией и интенсивное разупрочнение рекристаллизацией [1, 3–5, 9, 20, 21]. В процессе рекристаллизации происходит замена одних (деформированных) зерен новыми (рекристаллизованными) зернами. Рекристаллизацию непосредственно в процессе горячей деформации называют динамической; идущую сразу после горячей деформации путем быстрого роста уже подготовленных в ходе деформации центров рекристаллизации – постдинамической; рекристаллизацию во время последеформационной выдержки называют статической [1, 4, 5, 21].

Особенности механизма и кинетики рекристаллизации при многопроходной горячей деформации представляют большой научный и практический интерес [5, 9, 13, 40–43]. Так, промышленная прокатка осуществляется путем многократного чередования этапов горячей деформации прокатными валками и последующей междеформационной паузы. В этих условиях состояние аустенита может определяться как динамической рекристаллизацией в очаге деформации, так и статической рекристаллизацией при перемещении горячего проката от одной клетки прокатного стана к другой [5, 9, 20, 24, 36].

Кинетика рекристаллизации горячедеформированного прокаткой аустенита изучена, в основном, при последеформационной выдержке. Это связано, во-первых, с тем, что время пребывания металла в очаге деформации на несколько порядков меньше, чем длительность междеформационной паузы [5, 13, 20, 24, 28, 36–39]. Во-вторых, рекристаллизация большинства специальных сталей в очаге деформации не начинается и происходит при выдержке. При сравнительно высоких температурах ($T_{\text{деф}} > 0,6T_{\text{пл}}$) и длительных выдержках, в структуре

высоколегированного аустенита могут сохраняться вытянутые исходные зерна с незначительным развитием рекристаллизации [20, 37, 38].

Несмотря на большой объем накопленного экспериментального материала [1, 5, 20, 24, 28, 36–44] структурные изменения при рекристаллизации горячедеформированного аустенита рассмотрены с позиций классических представлений о статической рекристаллизации при нагреве после холодной пластической деформации. Процесс динамической рекристаллизации, которая может ускорить рекристаллизацию аустенита при прокатке [20, 40, 41], остается малоизученным в сравнении с непрерывной («однопроходной») горячей деформацией [1, 5]. В данном разделе обсуждаются известные к настоящему времени особенности структурообразования и кинетики рекристаллизации при горячей деформации.

1.1.1 Структурные изменения при рекристаллизации в условиях горячей пластической деформации

По вопросу структурных изменений при многопроходной горячей деформации прокаткой публикаций недостаточно. Поэтому исследование структурообразования при рекристаллизации в очаге деформации и во время междеформационной паузы является особенно актуальным.

Процесс рекристаллизации при горячей деформации изучен во множестве работ по диаграммам горячей деформации [4, 5, 21, 42–48], построенных в координатах «напряжение – деформация» при непрерывном сжатии, кручении, растяжении. Параллельно с этим выполнены металлографические исследования микроструктуры горячедеформированного металла [4, 36–41, 46–51]. Выделяют два типа диаграмм, общим для которых является наличие пика и падение напряжения на стадии интенсивного разупрочнения динамической полигонизацией или динамической рекристаллизацией. Первый тип диаграмм

характерен для металлов со слабым деформационным упрочнением, разупрочняющихся преимущественно по механизму динамического возврата и полигонизации – стали и сплавы с ферритной структурой, алюминий и его сплавы, имеющие высокую энергию дефектов упаковки. Второй тип диаграмм характерен для металлов с сильным деформационным упрочнением и низкой энергией дефектов упаковки (аустенитные стали и сплавы, никель, медь), которые разупрочняются за счет динамической рекристаллизации. К основным признакам динамической рекристаллизации на диаграммах горячей деформации относят высоту пика напряжения – чем выше пик, тем вероятнее процесс динамической рекристаллизации.

Также как и при нагреве после холодной пластической деформации, образование рекристаллизованных зерен в горячедеформированном металле происходит в наиболее искаженных и разориентированных участках кристаллической решетки, где локальная деформация имеет наибольшую неоднородность. Установлено, что рекристаллизация возможна при определенном значении критической степени деформации, при которой происходит накопление плотности дислокаций одного знака, необходимой для создания границы с большеугловой разориентировкой. Это значение, по данным [1, 4, 5, 52], составляет менее 10 % для холодной деформации и растет с повышением температуры и понижением скорости деформации.

Первые рекристаллизованные зерна наблюдаются, преимущественно, на границах исходных деформированных зерен, а также возле неметаллических включений, в полосах деформации, в местах пересечения двойников [1, 4, 5, 20, 21, 36]. С увеличением степени горячей деформации от 15 % до 80 % при сжатии коррозионностойкой стали AISI 316 [62]; при прокатке коррозионностойкой стали AISI 304 с обжатием 15...50 % во время выдержки 100...1600 с [37] рекристаллизация охватывала внутренние объемы исходного зерна.

Механизм образования зародышей рекристаллизации (первых рекристаллизованных объемов размером больше критической величины, способных к росту) при горячей деформации подробно не изучен и по данным [1,

4, 5] является таким же, как и при статической рекристаллизации. В литературе обсуждаются два основных механизма рекристаллизации. В соответствии с одними представлениями [1, 5], первые рекристаллизованные объемы образуются в результате коалесценции и роста субзерен. Коалесценция, как правило, охватывает группу из нескольких (3...5) субзерен, расположенных внутри исходного деформированного зерна. Образование рекристаллизованного объема из субзерна осуществляется при увеличении разориентировки его субграниц и создании большеугловой ($10...15^\circ$) разориентировки с матрицей. Процесс коалесценции и роста субзерен в зависимости от условий деформации может перейти в непрерывную рекристаллизацию, а может остаться на стадии динамической собирательной полигонизации [1, 5].

Другая возможность возникает, когда часть рекристаллизованного объема включает уже существующую большеугловую границу исходного зерна. Это происходит при миграции участка большеугловой границы исходного деформированного зерна с образованием на ней выступов (зубцов) [5]. Установлено, что зубчатость соответствует начальной стадии динамической рекристаллизации при горячей деформации [53, 54]. В местах с низкой плотностью дефектов и в местах блокировки границ выделениями избыточной фазы (или неметаллическими включениями) миграция границ затруднена [21].

Внутризеренное образование зародыша рекристаллизации путем коалесценции субзерен характерно для материалов с высокой энергией дефектов упаковки. Для металлов с низкой энергией дефектов упаковки зарождение новых зерен наблюдали преимущественно по границам исходных зерен [1, 5]. Развитие рекристаллизации по одному из двух представленных механизмов связывают и с условиями горячей деформации. С увеличением степени деформации наблюдали переход от миграции границ исходных зерен к образованию рекристаллизованных зерен в приграничных участках исходных зерен, а затем к внутризеренному зарождению [5]. В работе [55] увеличение объема динамически рекристаллизованных областей при горячей деформации магниевых сплавов также связывают с постепенным преобразованием субзеренной структуры в зеренную.

Связь рассмотренных механизмов рекристаллизации определяется, предположительно, тем, что различная интенсивность роста субзерен в приграничных объемах может создавать условия для миграции большеугловой границы [1, 5]. Такие структурные изменения наиболее характерны для статической рекристаллизации, когда формирование новых зерен идет в течение достаточно продолжительного времени. Наблюдение структуры аустенита непосредственно в процессе горячей деформации, показало, что миграция границ начинается до образования в деформированном металле развитой субструктуры [54]. Таким образом, механизм формирования рекристаллизованных зерен при горячей прокатке (в очаге деформации и во время междеформационной паузы) требует серьезного уточнения.

1.1.2 Динамическая рекристаллизация при горячей деформации

В работах [1, 5, 21, 54, 56] динамическую рекристаллизацию при горячей деформации связывают, прежде всего, с образованием зубцов на границах исходных деформированных зерен и зарождением отдельных новых зерен на зубчатых границах. Эти представления недостаточны для объяснения структурных изменений на стадии развития динамической рекристаллизации (в объеме зерна). Поэтому уточнение механизма динамической рекристаллизации с целью измельчения зерна в очаге деформации является актуальным.

Исследование динамически рекристаллизованной структуры осложняется тем, что сразу после окончания деформации в металле могут идти процессы статического возврата и статической рекристаллизации, которые сильно изменяют структуру и затрудняют идентификацию динамически рекристаллизованных зерен. Как правило, для фиксации структуры, образованной непосредственно в очаге горячей деформации, используют ускоренное охлаждение горячедеформированного металла [1, 4, 5, 21].

К признакам динамической рекристаллизации относят наличие деформационной субструктуры внутри равноосных рекристаллизованных зерен: присутствие субзерен и повышенная плотность дислокаций [1, 4, 5]. В динамически рекристаллизованных зернах наблюдали также искаженные двойники [21, 57]. После горячей прокатки аустенитных сталей 10X18H10T и 45Г17ЮЗ повышенную микротвердость в некоторой части рекристаллизованных зерен, сохраняющуюся при выдержке после деформации, в работе [20] объясняют динамической рекристаллизацией.

Основные феноменологические закономерности структурных изменений при динамической рекристаллизации достаточно хорошо изучены на разных материалах [1, 5, 37–39, 44–51, 56–61]. Исследовано влияние исходной структуры, условий деформации, энергии дефектов упаковки на этот процесс. Подобно статической рекристаллизации, динамической рекристаллизации способствует состояние сильного горячего наклепа, которое достигается при больших одноразовых деформациях или большой скорости деформации [9]. Так, в нержавеющей хромоникельмолибденовой мартенситостареющей стали типа X15H5M2 прокаткой при 1050 °C со скоростью деформации $3,5 \text{ с}^{-1}$ и степенью деформации 30 % получено начало динамической рекристаллизации (5 %), а 50 % динамически рекристаллизованных зерен наблюдали после деформации 70 %. В условиях высокоскоростного (20 с^{-1}) сжатия при 900...1020 °C в стали 120X6 получено 40 % рекристаллизованных зерен в сравнении с началом рекристаллизации (5 %) при деформации со скоростью 2 с^{-1} [4].

Из анализа кривых «напряжение – деформация» и исследованием микроструктуры после горячего кручения нержавеющей аустенитной хромоникельмолибденовой стали типа 316 установлено, что динамическая рекристаллизация развивается при скоростях деформации меньших 10 с^{-1} . С повышением скорости деформации от 50 с^{-1} до 100 с^{-1} разупрочнение и измельчение зерна происходило за счет статической рекристаллизации [41].

Полученные в ряде работ [4, 5, 9] результаты резюмируются в вывод о том, что динамическая рекристаллизация является функцией не только накопленной

энергии деформации, но и диффузионной подвижности структурных несовершенств, внесенных горячей деформацией. Подразумевают, что, как и при статической рекристаллизации, динамическая рекристаллизация контролируется скоростью миграции большеугловых границ или скоростью коалесценции субзерен. Для развития этих процессов требуется определенное время. То есть, при прокатке с большими скоростями, может оказаться, что миграция субграниц не успеет пройти и процесс динамической рекристаллизации, особенно для высоколегированных сталей, может быть затруднен. Вместо этого будут происходить процессы непрерывного разрушения и формирования субзерен [9]. При невысоких скоростях деформации даже при больших обжатиях возникают сложности с накоплением большой плотности дислокаций. В этом случае наиболее вероятным процессом разупрочнения в очаге горячей деформации будет динамическая полигонизация [5, 9].

К факторам, замедляющим рекристаллизацию при горячей деформации, относят увеличение размера исходного аустенитного зерна [4, 5, 37, 38, 47, 49]. Это связывают с тем, что в структуре с крупным зерном снижается интенсивность накопления плотности дислокаций и уменьшается вероятность образования зародышей рекристаллизации. Например, с увеличением размера исходного зерна от 33 мкм до 110 мкм в стали X18H12T при прокатке повышалась температура начала рекристаллизации на 30 °C при $\dot{\epsilon} = 5 \text{ с}^{-1}$ и на 60 °C при $\dot{\epsilon} = 0,5 \text{ с}^{-1}$ [5].

Несмотря на тормозящее влияние крупного аустенитного зерна, при этом образование зародыша рекристаллизации происходит при меньшей плотности дислокаций, чем в мелкозернистой структуре [4]. Такое облегченное образование зародыша рекристаллизации наблюдали, когда часть его большеугловой границы включает уже существующий выступ на зубчатой границе исходного деформированного зерна. Зубчатость по границам исходных зерен (рис. 1.1) является важной особенностью горячедеформированного аустенита [21, 53, 54, 62]. Впервые образование зубчатости наблюдали в микроструктуре аустенита коррозионностойких сталей, деформируемых при высоких температурах [62].

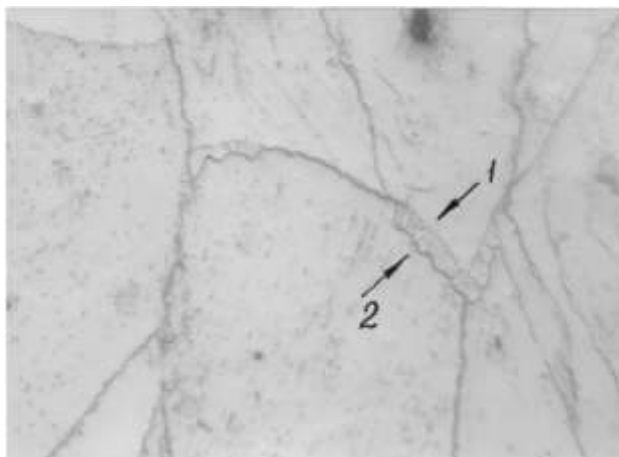


Рисунок 1.1 – Образование зубчатости по границам зерен на начальной стадии динамической рекристаллизации стали X18H10T в процессе прокатки при 1100 °С (x1000). Положение границы до (1) и после (2) деформации [53, 54].

Связь элементов зубчатости с механизмом горячей деформации заключается в следующем. При высоких температурах происходит значительная локализация деформации в грубых полосах (следах) скольжения [22, 53, 54, 62–64]. Так, при скоростях $0,2...1 \text{ с}^{-1}$, близких к используемым при горячей деформации на сортопрокатных станах, в деформированной структуре стали X18H10T выявлены грубые полосы скольжения [63]. Выход грубых полос скольжения на границы зерен способствует миграции границ и образованию зубцов. Миграцию границ связывают с появляющейся при деформации разной плотностью дефектов по обе стороны от границы. Миграция границы происходит в направлении наибольшей плотности дефектов. Об этом свидетельствует более интенсивное движение границ навстречу грубым линиям (пакетам) скольжения [53]. Отмечается, что на первых этапах горячей деформации зубчатость границ зерен образуется до начала развития процесса полигонизации [63].

Увеличение расстояния между следами скольжения и большая локализация деформации в одном следе скольжения при повышении температуры приводят к увеличению периода и амплитуды зубчатости. При относительно невысоких температурах деформации с умеренными скоростями и обжатиями наблюдается сравнительно правильная зубчатость, имеющая пилообразный характер. При деформировании с малыми скоростями, когда процессы термически

активируемого перераспределения дислокаций облегчаются, и не проявляется четко выраженной локализации деформации, происходит трансформация искаженности границ зерен из зубчатой в сильно волнистую [21, 53].

Металлографическим исследованием [54] деформированного металла установлено, что зарождение первых динамически рекристаллизованных зерен происходит преимущественно в местах расположения зубцов. Исследование фольг горячекатаной стали 45Г17ЮЗ показало, что на месте начального положения границы остаются сплетения и сетки дислокаций. Увеличение разориентировки и формирование большеугловой границы в этих местах происходит за счет взаимодействия сплетений или сеток дислокаций одновременно с их миграцией вглубь зерна – вплоть до образования большеугловой границы по всему периметру зародыша.

Вопрос о том, сопровождается ли горячая прокатка рекристаллизацией, до сих пор открыт, что связано с недостаточными и противоречивыми данными экспериментов [9, 20, 37–51, 65–69]. Значительный интерес представляет наличие динамически рекристаллизованных зерен в стали 45Г17ЮЗ, зафиксированных в очаге деформации при прокатке со степенью деформации 50 % мгновенной остановкой стана [64]. По мере нарастания степени деформации объем динамически рекристаллизованного металла составил от 15 % до 38 % (на выходе из очага деформации). Тем не менее, особенности процесса рекристаллизации при горячей прокатке на сортовых станах со степенью деформации за один проход 15...25 % требуют дальнейшего исследования.

1.1.3 Кинетика рекристаллизации горячедеформированного аустенита

Исследование кинетики рекристаллизации связано как с целью получения необходимой по размеру зерна микроструктуры аустенита, так и для повышения технологичности горячего передела при оптимальных температурно-

деформационных режимах [40, 41]. Данные по кинетике рекристаллизации аустенита при горячей деформации часто несравнимы, так как получены в разных условиях – разные скорости, степени и способы деформации, температуры нагрева, размеры образцов и др. [20, 24, 35–40, 46–48, 65–69]. Например, в работах [65–68] для хромоникелевой аустенитной стали X18H8T приводятся данные по кинетике рекристаллизации горячедеформированного аустенита, которые отличаются между собой на порядок. После прокатки при 900 °C со степенью деформации 30 % объем рекристаллизации 33 % достигается по данным [66] за 10...12 с, а в работе [65] – за 600...700 с.

Кинетика рекристаллизации исследована не только по изменению объема рекристаллизованных зерен, но и по изменению косвенных характеристик – среднего размера зерна [5, 68], разности приложенных напряжений при многопроходном кручении [35, 42]. Кинетику динамической и статической рекристаллизации азотсодержащих коррозионностойких сталей изучали, используя методику релаксации напряжений при двойном сжатии [44].

На углеродистых, мало-, средне- и высоколегированных сталях установлены зависимости кинетики рекристаллизации во время последеформационной выдержки от температуры деформации, степени обжатия, скорости деформации и размера исходного зерна [25, 35–39, 50]. Кручением стали AISI 304 при 1050 °C со скоростью деформации 1 с⁻¹ и степени деформации 15 % объем рекристаллизации 60...70 % достигается за 300...400 с; при обжатии со степенью 25 % – за 40 с; при степени деформации 50 % – за 10 с; при деформации на 75 % – за 6...7 с [37]. Увеличение скорости деформации с 0,05 с⁻¹ до 5 с⁻¹ при горячем кручении со степенью деформации 25 % в интервале 950...1100 °C ускоряет кинетику рекристаллизации стали AISI 304. Сразу после выхода металла из очага деформации, при 1000 °C и скорости деформации 5 с⁻¹ достигалось 55 % рекристаллизации [35]. Рекристаллизация хромоникелевых коррозионностойких сталей AISI 304 и AISI 316 (2,5 % Mo, 17,3 % Cr и 12 % Ni) после прокатки с температур 900...1100 °C и степенью деформации 15...50 % происходила быстрее при уменьшении размера исходного зерна с 230 до 100 мкм [37, 38].

За начало рекристаллизации, как правило, принимают время, необходимое для получения 5 % рекристаллизованных зерен (t_5); за время t_{50} рекристаллизация развивается на 50 %; время t_{95} соответствует завершающей стадии рекристаллизации. Процесс рекристаллизации подчиняется уравнению Авраами. При этом наблюдается уменьшение скорости рекристаллизации с продолжением длительности последеформационной выдержки [35, 37, 38]. Это связывают с образованием устойчивой против рекристаллизации структуры: во время последеформационной паузы в нерекристаллизованных участках происходит перераспределение и аннигиляция дислокаций, формирование субграниц с малоугловой разориентировкой [1, 4, 21, 26].

Степень упрочнения аустенита, фиксируемая закалкой непосредственно после прокатки и после выдержки, уменьшается с ростом температуры [20, 35–40]. В области высоких температур (1000...1200 °C) это связано с температурной зависимостью объема рекристаллизации; в области низких (800...950 °C) – с процессами возврата (рис. 1.2). Скорость разупрочнения в значительной степени определяется кинетикой рекристаллизации, которая ускоряется с повышением температуры деформации [5, 21, 35–40, 46–51, 68]. Например, повышение температуры прокатки с 950 °C до 1000 °C приводит к ускорению кинетики рекристаллизации стали X18H10T в 6 раз [26]. Повышение температуры в интервале 950...1150 °C при сжатии коррозионнотстойкой аустенитной азотсодержащей стали ускоряло кинетику рекристаллизации более чем на порядок [44]. Завершение статической рекристаллизации этой стали при температурах 1050...1150 °C после сжатия на 25...35 % происходило за 15 с.

Наиболее достоверно влияние термокинетических параметров прокатки на размер зерна отражают диаграммы кинетики рекристаллизации в координатах «температура – время» [13, 28, 70]. На них имеется температурно-временная область, где нет видимой рекристаллизации (разупрочнение происходит путем возврата); область, где рекристаллизация развивается и область, в которой структура полностью рекристаллизована (рис. 1.3).

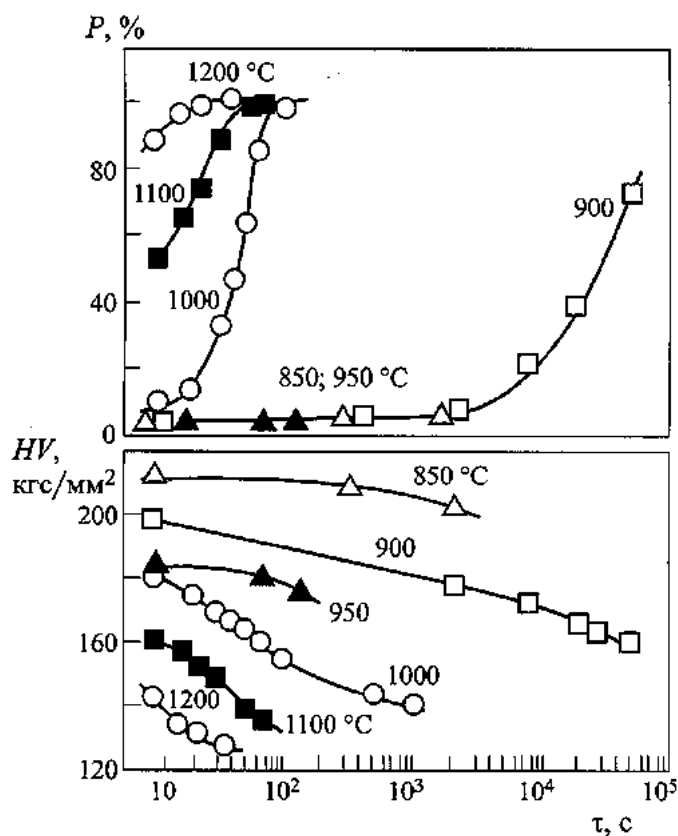


Рисунок 1.2 – Изменение объема рекристаллизации аустенита P и твердости HV стали X18H10T во время выдержки после прокатки при 850...1200 °C [20].

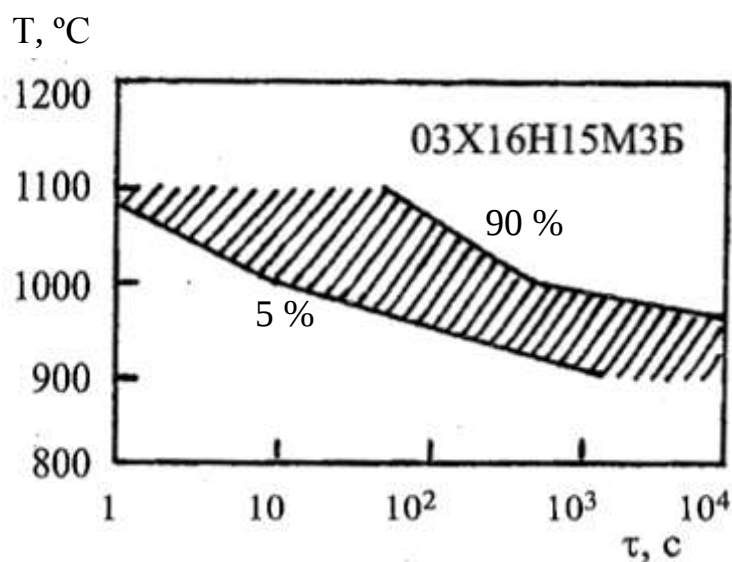


Рисунок 1.3 – Диаграмма рекристаллизации аустенита коррозионностойкой стали 03X16H15M3Б после горячей прокатки ($\epsilon = 25 \%$) и выдержки. Заштрихованная область соответствует началу (5 %) и концу (90 %) рекристаллизации [70].

Анализ диаграмм рекристаллизации подшипниковых, коррозионностойких, инструментальных, высокопрочных конструкционных и других сталей, построенных в условиях лабораторного одноклетьевого стана [13, 70], показал, что кинетика рекристаллизации аустенита в процессе выдержки (паузы) после выхода проката из очага деформации существенно изменяется в зависимости от температуры деформации и характера легированности аустенита. Для одних сталей (ШХ15, 38ХС, 30ХГСНА) характерно полное разупрочнение за счет 100 %-ной рекристаллизации даже при минимальных (900...950 °С) температурах. В высоколегированных сталях (03Х16Н15М3Б, 110Х18М и др.) сохраняется наклеп и наблюдается незначительное развитие рекристаллизации при средних и близких к максимальным температурах прокатки 1000...1050 °С. В указанных сталях не только не достигается эффект однородного измельчения зерна рекристаллизацией, но и увеличивается от прохода к проходу наклеп (твердость) наряду с появлением опасности резкого снижения технологических свойств металла при горячей сортовой прокатке [70].

В высокотемпературной области рекристаллизация завершается за время, сравнимое с длительностью междеформационных пауз, используемых при прокатке на сортопрокатных станах (5...20 с, редко 40...50 с). В области более низких температур рекристаллизация сопровождается процессами выделения дисперсных карбидных и интерметаллидных фаз, а также фазовыми превращениями и за время между проходами не завершается [4, 5, 21, 69]. В стали 10Х18Н10Т рекристаллизация при температуре 1000 °С начинается только с коагуляцией этих фаз при длительной выдержке (более 100 с) [20, 36]. В низкоуглеродистой стали с ниобием (0,05 % С и 0,035 % Nb) «динамическое» выделение карбонитридов при горячем сжатии замедляло динамическую рекристаллизацию [4, 71].

При исследовании кинетики рекристаллизации горячедеформированного прокаткой аустенита новые зерна не разделяют на динамически рекристаллизованные и статически рекристаллизованные. При высоких температурах горячей прокатки ускоренное завершение рекристаллизации при

последеформационной выдержке связывают с уменьшением инкубационного периода, необходимого для начала рекристаллизации, и, в некоторых случаях – с возможным началом рекристаллизации непосредственно в очаге деформации, когда идет динамическая рекристаллизация [13, 20, 24, 35–41].

Данные по кинетике динамической рекристаллизации при горячей деформации в условиях прокатных станов малочисленны [40, 41]. В условиях непрерывного сжатия и кручения со степенью деформации 40...60 % при 950...1150 °С в аустенитных коррозионностойких сталях наблюдали 1...15 % динамически рекристаллизованных зерен [37, 50]. Возможность реализации динамической рекристаллизации при степени деформации 15...25 % (сравнимой с обжатием за один проход при прокатке) установлена в работах [47–51]. В стали AISI 316 при сжатии при 1100 °С получено 21,5 % динамически рекристаллизованных зерен [48].

В высоколегированных сталях с замедленной кинетикой разупрочнения горячедеформированного аустенита, эффект динамической рекристаллизации при прокатке в сравнении с низколегированными сталями в настоящее время до конца не реализован [70]. Так, динамическая рекристаллизация сталей AISI 304, AISI 316 и др. в очаге деформации даже при высоких температурах прокатки не завершается, и статическая рекристаллизация рассматривается в качестве основного механизма разупрочнения и измельчения зерна [9, 13, 36–39]. При этом не учитывается, что при динамической рекристаллизации может образоваться достаточно большое количество (15...50 %) новых зерен непосредственно за время деформации [37, 48]. Недооценка влияния динамической рекристаллизации выявлена и в расчетах эффективной энергии активации этого процесса. Например, для коррозионностойких аустенитных хромоникелевых сталей приводятся близкие расчетные значения эффективных энергий активации процессов динамической рекристаллизации и статической рекристаллизации. Они составляют 410...475 кДж/моль для стали AISI 304; для стали AISI 316 (2,5 % Мо) и стали Wnr. 1.4439 (4,3 % Мо) – 398...470 кДж/моль [37, 38, 40, 41, 48, 72].

1.2 Микроструктура и свойства проката специальных сталей с совмещенной деформационно-термической обработкой

В работах [1, 2, 7, 8, 14, 73–76] показано, что перспективным направлением развития производства конкурентоспособного проката специальных сталей для стратегических отраслей промышленности является использование сквозных ресурсосберегающих технологий, совмещающих деформацию и термическую обработку. Ресурсосбережение достигается, во-первых, за счет исключения или существенного сокращения длительности термообработки с отдельного нагрева. При этом используется тепло прокатного нагрева при закалке, нормализации, отжиге конструкционных, коррозионностойких, подшипниковых, инструментальных и других специальных сталей [73–79]. Во-вторых, за счет ускоряющего воздействия деформации на структурные и фазовые превращения в процессе горячей прокатки и последующем охлаждении в горячедеформированном аустените [14, 15, 25, 73, 80–90].

В результате реализации структурных эффектов при совмещенной деформационно-термической обработке повышается комплекс физико-механических свойств специальных сталей, недостижимый при термической обработке с отдельного нагрева. Уменьшается размер зерна и средний размер карбидов; снижаются балл карбидной сетки и остатки пластинчатого перлита; повышается однородность и дисперсность зернистого перлита после отжига подшипниковых и инструментальных сталей. Повышаются прочностные свойства (с одновременным сохранением ударной вязкости на высоком уровне), снижается склонность к хрупкому разрушению конструкционных, коррозионностойких и подшипниковых сталей [11–16, 77, 88, 91–95]. Возрастает контактная выносливость подшипников, ударная вязкость при динамических и циклических нагрузках и эксплуатационная стойкость (долговечность) пальцев траков, длинномерных изделий (например, буровых штанг) и других деталей из проката с совмещенной деформационно-термической обработкой.

Совмещенная деформационно-термическая обработка в производстве проката специальных сталей в отличие от проката массового назначения (арматура, проволока, лист, рельсы и др.) используется только в последние годы отдельными зарубежными компаниями [79, 96–103]. Однако для большинства специальных сталей (подшипниковых, инструментальных и др.) оптимальные решения еще не реализованы. Это связано с необходимостью реконструкции существующего прокатно-термического производства, уточнением структурных изменений в аустените (в т. ч. рекристаллизацией) при горячей деформации.

1.2.1 Влияние горячей деформации и рекристаллизации аустенита на кинетику выделения карбидной сетки, перлитного превращения и морфологию карбидов в подшипниковых сталях

К структурным факторам, определяющим эксплуатационные свойства подшипников, относят степень загрязненности неметаллическими включениями, распределение, форму и величину карбидной фазы, размер аустенитного зерна [14–17]. Резкому снижению контактной выносливости и долговечности подшипников способствует присутствие в местах контакта деталей подшипника неметаллических включений или остатков карбидной сетки с крупными карбидами, приводящими к местному выкрашиванию.

Растворение карбидной сетки в высокоуглеродистых сталях на практике достигается при сфероидизирующем отжиге проката, который проводится с целью получения микроструктуры зернистого перлита [30, 32, 104–106]. Эффективным способом борьбы с карбидной сеткой является деформирование при температурах ее выделения и осуществляется на промышленных прокатных станах при температурах конца прокатки ниже 850 °С [28]. Также используют ускоренное охлаждение горячедеформированного проката в температурном интервале интенсивного выделения карбидов 900...650 °С [25, 31, 107].

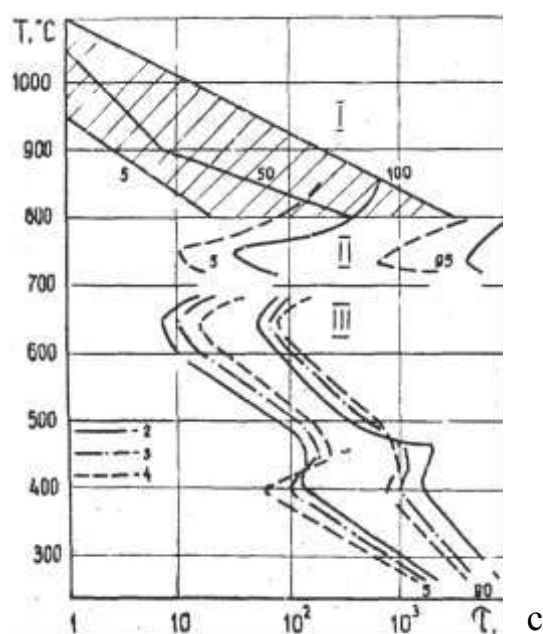
Сочетание горячей деформации аустенита, кратковременного переохлаждения до надмартенситных температур (300...450 °C) или прерванной в интервале температур 500...670 °C закалки с переохлаждением в перлитную область способствует замедлению выделения карбидной сетки, ускорению кинетики перлитного распада и формированию зародышей зернистого перлита [80, 108–110]. В деформированном переохлажденном аустените стали ШХ15 при немедленном отогреве в перлитную область образовывалось 76 % глобулярного перлита, а в недеформированном – только 12 % [80]. Это позволяет проводить сфероидизирующий отжиг в едином технологическом цикле непосредственно на прокатных станах и существенно сократить его длительность.

Максимальный уровень контактной выносливости, ударной вязкости, предела прочности в стали ШХ15 достигался в случае исходной (перед отжигом) бейнито-трооститной или бейнито-троостито-сорбитной структуры. После отжига структура однородного зернистого перлита со средним размером карбидов 0,36...0,46 мкм способствовала росту этих свойств по сравнению с исходной структурой пластинчатого перлита на 40...80 %, 15...30 % и 20...30 % [109].

Кроме улучшения качества по структуре и свойствам эффект совмещенной деформационно-термической обработки заключается в ускорении технологических процессов структурного отжига и холодного волочения [31, 73, 74]. При производстве проката в мотках решается также проблема увеличения их развеса – от обычных 0,065...0,1 т до 1...2 т; в таких мотках при обычной технологии и в прутках сечением более 40...60 мм не достигаются требования по карбидной сетке [31, 79, 109].

Матрица подшипниковых сталей после окончательной термообработки представляет собой низкоотпущенный высокоуглеродистый мартенсит, свойства которого зависят от состояния границ и размера зерна аустенита [110]. Уровень физико-механических свойств подшипниковых сталей связывают с созданием повышенной плотности дислокаций и измельчением зерна рекристаллизацией при горячей деформации. Повышенная плотность дислокаций, которая сохраняется в переохлажденном горячедеформированном аустените, способствует образованию

сегрегаций углерода, препятствуя его движению к выделяющейся из твердого раствора избыточной фазе и диффузии углерода к границам зерен. В результате перераспределения углерода в теле и по границам зерен, в стали ШХ15 замедляется в 2...2,5 раза кинетика выделения карбидной сетки в сравнении с недеформированным аустенитом [15, 16, 80, 109]. Негомогенность горячедеформированного аустенита, наличие сегрегаций облегчает образование зародышей зернистого перлита при нагреве в перлитную область. Особенности кинетики выделения карбидной сетки в стали ШХ15 отражены на совмещенных диаграммах рекристаллизации, выделения карбидной сетки и изотермического распада горячедеформированного аустенита, рис. 1.4 [28, 109].



I – степень рекристаллизации (%); II – доля границ аустенитных зерен занятых карбидной сеткой (%); III – степень распада аустенита (%)

Рисунок 1.4 – Совмещенные диаграммы рекристаллизации (I), выделения карбидной сетки (II) и изотермического распада (III) горячедеформированного (2), частично рекристаллизованного (3) и недеформированного (4) аустенита стали ШХ15 [109].

При последеформационном охлаждении и сфероидизирующем отжиге проката размер исходного аустенитного зерна прямо связан как с выделением

избыточных карбидов по его границам, так и с размерами фазовых составляющих пластинчатого и зернистого перлита. В мелкозернистом аустените сталей ШХ15 и 95Х18 получена значительно меньшая карбидная сетка, чем в крупнозернистом [28, 109]. Для мелкозернистого аустенита, ввиду меньшей толщины карбидной сетки и большей удельной поверхности ее распределения по границам зерен, существенно сокращалось время выдержки, необходимое для ее растворения и коагуляции при сфероидизирующем отжиге [28, 109, 110]. После закалки деталей подшипников на мартенсит уменьшался размер пакетов мартенситных кристаллов, образовавшихся из деформированного мелкозернистого аустенита.

В то же время, в приведенных данных и диаграммах, недостаточно ясно представлена кинетика образования карбидов по границам рекристаллизованного в течение небольших выдержек (0...10 с) после горячей деформации аустенитного зерна. Поэтому актуальным является изучение начальных стадий образования избыточных карбидов в аустените подшипниковых сталей при горячей прокатке.

1.2.2 Влияние измельчения зерна рекристаллизацией на повышение свойств специальных сталей

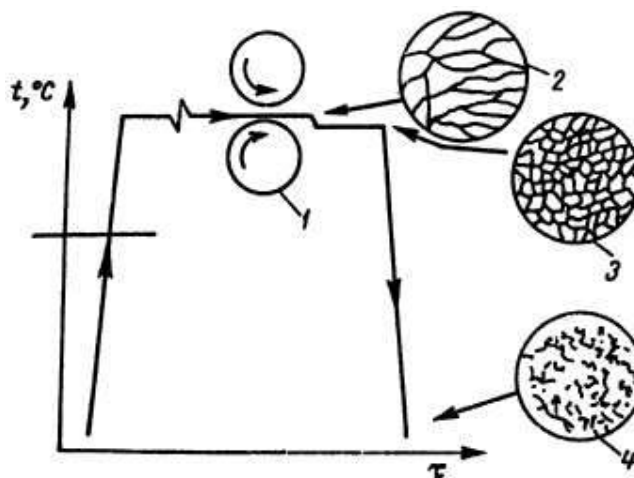
Структурный механизм воздействия горячей деформации на физико-механические свойства специальных сталей заключается в создании рекристаллизованного мелкого зерна и развитой субструктуры и, за счет этого, измельчения и изменения морфологии продуктов превращения при охлаждении горячедеформированного аустенита [1, 10–17, 109–115]. Уменьшается размер мартенситных кристаллов (пакетов) и увеличивается доля пакетного мартенсита; уменьшается размер карбидов, феррита, перлита, протяженность и ширина карбидной сетки; повышается дисперсность, однородность и количество сфероидизированного перлита в конструкционных, коррозионностойких, подшипниковых и других специальных сталях [11–14, 25, 80–88, 94].

С измельчением зерна повышается предел прочности, предел текучести (при сохранении ударной вязкости на высоком уровне), снижается критическая температура хрупкости, повышается сопротивление распространению трещины в условиях статического, циклического и ударного изгиба различных специальных сталей [11–14]. С уменьшением среднего размера зерна от 60 до 19 мкм критическая температура хрупкости стали 10Х5Г2МБ понизилась с $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ [13]. Аналогичная зависимость обнаружена для стали 10Х2Г3М. С уменьшением размера зерна аустенита стали 30ХГСНА с 71 мкм до 18 мкм повысился предел прочности при статическом изгибе образцов с трещиной с 1765 до 2060 МПа, увеличивалось число циклов с 2,9 до 4,0 тысяч при циклическом изгибе образцов с трещиной, ударная вязкость возросла с 27,5 до 37,3 Дж/см². После закалки с прокатного нагрева и отпуска в стали 40ХН2МА существенно повышались пластичность, ударная вязкость, снижалась склонность к хрупкому разрушению в образцах с трещиной [11, 12].

Одним из эффективных способов измельчения зерна при прокатке является высокотемпературная термомеханическая обработка, при которой температурно-временные параметры деформации приводят к рекристаллизации [13, 112]. Для измельчения зерна аустенита применяют последовательное проведение нескольких циклов деформации и рекристаллизации. Принимают, что при выходе из очага деформации микроструктура представляет собой деформированный аустенит (рис. 1.5), который рекристаллизуется во время междеформационной паузы. Вклад динамической рекристаллизации на процесс формирования мелкого зерна при горячей прокатке в этом случае не рассматривается [13, 112–115].

По данным [37–39] ускорение рекристаллизации и уменьшение размера зерна происходит с увеличением степени деформации; показана возможность развития динамической рекристаллизации сталей 40Х, 40ХН2МА, Х18Н12Т, низкоуглеродистой стали с 0,05 % С и других при непрерывном горячем сжатии и кручении [1, 5]. Использование больших степеней деформации и, в результате, формирование нанокристаллической структуры достигается при интенсивной холодной и теплой пластической деформации небольших заготовок [116–125].

Особенностью горячей прокатки является большая суммарная степень деформации (150...300 %), достигаемая, как правило, за 6...10 проходов.



1 – деформация горячей прокаткой; 2 – аустенит после деформации; 3 – рекристаллизованный аустенит; 4 – измельчение мартенсита

Рисунок 1.5 – Схема термомеханической обработки для измельчения зерна аустенита (τ – время выдержки) [13].

Реализовать в условиях горячей прокатки известные зависимости увеличения объема рекристаллизации и уменьшения величины зерна с увеличением степени обжатия или продолжительности последеформационной выдержки достаточно сложно. В первом случае это обусловлено большими размерами и объемом металла, подвергаемого деформации. Поэтому на сортопрокатных станах степень деформации за один проход составляет 15...25 %. Для большинства специальных сталей характерна замедленная кинетика рекристаллизации, особенно в низкотемпературном интервале, когда время, необходимое для завершения рекристаллизации, больше длительности междеформационной паузы [13, 70].

В стали X18H10T рекристаллизацией во время междеформационной паузы получено зерно аустенита размером 3...6 мкм, предел текучести повышался на 15...45 %. Дополнительная низкотемпературная прокатка, при которой происходило выделение дисперсных карбидов, карбонитридов титана и

интерметаллидов в рекристаллизованной структуре с повышенной плотностью дислокаций, повышала прочностные свойства в 1,5...2 раза [112]. Эффект рекристаллизации использован при упрочняющей деформационно-термической обработке коррозионностойких сталей 08X18H10T и 12X18H10T на стане 550 завода «Днепроспецсталь». В стали 12X18H10T, Ø 26 мм, с размером зерна 10...12 мкм предел текучести составил 434...582 МПа в сравнении с 395 МПа при закалке проката с отдельного нагрева [79].

При горячей деформации происходит ускорение процессов структурообразования [25, 28, 73, 80, 126, 127]. Гомогенизирующий нагрев перед горячей деформацией уменьшает дендритную ликвацию и связанную с ней структурную и карбидную неоднородность в прокате подшипниковых сталей [28, 128, 129]. Эффективным является высокотемпературный гомогенизирующий ступенчатый нагрев слитков, повышающий однородность микроструктуры подшипниковых сталей ШХ15, ШХ15СГ, 110Х18М. При этом уменьшается дендритная ликвация хрома и марганца за счет диффузионного выравнивания концентрации углерода, примесей, растворения эвтектических карбидных участков и повышения температуры плавления межосных участков дендритной структуры. Перспективным направлением снижения структурной полосчатости является гомогенизация заготовок, поскольку в деформированном металле процессы гомогенизации происходят интенсивнее, чем в слитке [28].

В результате высокотемпературной аустенитизации (1100...1200 °С) при нагреве под прокатку в стали 40ХН2МА достигалась термическая дестабилизация примесей вследствие частичного растворения зернограницных сегрегаций фосфора, серы; существенно повышалась трещиностойкость стали [126, 127]. В инструментальных сталях под действием горячей деформации происходила «динамическая» сфероидизация карбидов [4].

Обзор публикаций показал актуальность изучения процесса динамической рекристаллизации и структурообразования в очаге горячей деформации при прокатке подшипниковых, коррозионностойких и конструкционных сталей.

1.3 Современное состояние технологий и оборудования для совмещенной деформационно-термической обработки проката специальных сталей

Аналитические исследования показали, что совмещенная деформационно-термическая обработка специальных сталей в линиях сортопрокатных станов имеет особенности и проблемы в сравнении со сталями общего назначения [8, 79, 99–101]. Это связано с большим различием состава, кинетики структурных и фазовых превращений специальных сталей (коррозионностойких, подшипниковых, инструментальных и др.) [70, 80, 130], широким диапазоном требований к термообработке, свойствам, микроструктуре готовых изделий.

Для реализации термообработки с прокатного нагрева необходимо использование специального оборудования для нагрева и охлаждения, установленного в линиях прокатных станов [79]. Анализ состояния технологий и оборудования сортопрокатных станов спецметаллургии Украины показал недостаточный уровень оснащения оборудованием для ускоренного охлаждения (например, проката подшипниковых сталей) и практически полное отсутствие в линиях станов средств термообработки (для отпуска, отжига); аналогичное положение в спецметаллургии в стран СНГ [131–135].

К настоящему времени в опытно-промышленных условиях сортовых станов ПАО «Электрометаллургический завод «Днепроспецсталь» им. А.Н. Кузьмина», ОАО «Арселор-Миттал Кривой Рог» («Криворожсталь»), ОАО «Серп и Молот», ОАО «Красный Октябрь», Донецкого, Златоустовского, Оскольского, Челябинского, Макеевского металлургических комбинатах и в условиях лабораторных прокатных станов ГП «УкрНИИСпецсталь», ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», НИТУ «МИСиС» выполнено моделирование и реализованы отдельные элементы технологии совмещенной деформационно-термической обработки сортового проката диаметром от 10 до 60 мм, а также изучены микроструктура и свойства различных специальных сталей [76, 79, 136–141].

Опробованы различные способы и устройства ускоренного охлаждения металла, которые можно разместить в линиях сортопрокатных станов. В том числе опробованы способы подачи охладителя на охлаждаемую поверхность и отвода отработанного охладителя, виды охлаждающих сред. Охлаждение в ваннах (баках) со спокойной или проточной водой является самым простым и дешевым способом. Ограниченное промышленное применение этого способа охлаждения обусловлено невысокими скоростями охлаждения, неоднородностью структуры и механических свойств, короблением металла.

Спрейерное или струйное охлаждение заключается в подаче струй охлаждающей воды на поверхность профиля. Способ спрейерного охлаждения обладает рядом недостатков: строгой фиксацией охлаждаемого профиля, низким коэффициентом использования воды, обусловленный кратковременностью ее контакта с поверхностью охлаждаемого профиля; необходимостью очистки воды для избежания засорения отверстий спрейеров; необходимость применения транспортирующих механизмов [79].

Охлаждение водо-воздушной смесью характеризуется введением жидкости в поток воздуха; оно позволяет получить мелкодисперсную струю водяного тумана. При соприкосновении с нагретой поверхностью мелкие капли воды интенсивно испаряются и эффективно отбирают тепло. Поток воздуха удаляет образовавшийся пар, что препятствует образованию паровой пленки. Разработаны и применяются различные устройства для водо-воздушного охлаждения: форсунки, коллектора различной конструкции [79].

Ускоренное охлаждение в сплошном потоке воды для совмещенных непрерывных станов с большими скоростями прокатки сталей массового сортамента является наиболее эффективным. Оно осуществляется сплошным потоком воды, движущейся в закрытой камере параллельно движению металла с большой относительной скоростью, прямотоком или противотоком.

Прямоточная подача охладителя позволяет одновременно использовать и эффект гидротранспортирования, что создает благоприятные условия для беспрепятственного прохождения раскатом камер охлаждения и стабильной его

транспортировки по технологической линии. При противоточной подаче воды длина камеры охлаждения может быть уменьшена до 1...1,5 м и можно "набирать" из таких секций участок охлаждения требуемой длины. Секционность позволяет расширить диапазон регулирования режимов охлаждения. В последнее время разработаны и применяются комбинированные камеры с использованием прямоточного и противоточного охлаждения.

На современных непрерывных станах сортового проката общего назначения устанавливаются комбинированные системы охлаждения и термообработки, в том числе, разработанные специализированными фирмами [79, 99]. Фирмой "Стилмор" разработана технология и оборудование двухстадийного и многостадийного ускоренного охлаждения катанки (патентирования, сорбитизации, контролируемого охлаждения). По этому способу катанка на участке перед моталкой подвергается ступенчатому охлаждению водой до 750...800 °С, а после виткоукладчика, укладывающего витки катанки на движущийся конвейер, осуществляется принудительное охлаждение воздухом, нагнетаемым вентилятором. По способу фирмы "Шлеман" охлаждение проката водой перед моталкой производится до более низкой температуры (600 °С), витки катанки укладываются со смещением на цепной конвейер и охлаждаются на спокойном воздухе.

Проанализированы проблемы совмещения элементов термической и деформационной обработки спецсталей в потоке сортопрокатного стана, основными из которых являются:

- различие в длительности процесса деформации (скорости прокатки) и длительности термообработки – закалки, отпуска, отжига (особенно сфероидизирующего);
- необходимость обеспечения заданных температуры прокатки и "температурного профиля" по длине и сечению раската;
- порезка, правка и отделка термоупрочненного проката высокой (более 900 МПа) прочности;

- необходимость принятия специальных мер для минимизации поводов прутков при закалке;
- низкотемпературная прокатка;
- организация, контроль и управление технологией и качеством при прокатке, ускоренном охлаждении, термообработке, отделке и др.

В целом, обзор публикаций [7, 79, 88, 96–103, 136, 137] показал, что при проектировании новых сортопрокатных станов или отдельных установок (участков) производства проката с совмещенной деформационно-термической обработкой необходимо создание деформационно-термических линий (комплексов), предназначенных для разных видов термообработки и групп марочного и профильного (прутки, полоса, мотки, катанка, калиброванный прокат) сортамента специальных сталей. Деформационное и термическое оборудование этих линий должно регулировать в широких пределах температурно-временные и скоростные параметры прокатки и ускоренного охлаждения, чтобы обеспечить заданный «температурно-временной профиль» раската, прутков и бунтов по их длине и сечению на всех этапах прокатки и термообработки. Именно эти факторы обеспечивают структурные эффекты, достигаемые после совмещенной деформационно-термической обработки – измельчение зерна и карбидов, сохранение оптимальной дислокационной субструктуры аустенита, оптимальную структуру продуктов его превращения при ускоренном охлаждении и термообработке с прокатного нагрева.

Таким образом, выполненный анализ литературы [79, 96–101] подтвердил наличие данных по проектированию, строительству и эксплуатации в передовых странах (Европа, США, Япония) модульных линий совмещенной деформационно-термической обработки для производства проката специальных сталей (коррозионностойких, подшипниковых). Использование ускоренного охлаждения и нагрева непосредственно после прокатки связано с обеспечением необходимой кинетики последующих структурных и фазовых превращений на фоне дислокационной структуры горячедеформированного аустенита. С этой целью имеется опыт использования совмещенных диаграмм рекристаллизации,

диаграмм фазовых превращений (в том числе, выделения карбидной фазы), описывающих эти изменения в течение междеформационной паузы [109]. Анализ литературных данных показал, что при этом недостаточно учитываются процессы структурообразования в очаге горячей деформации. В связи с этим для получения конкурентоспособного проката специальных сталей с повышенным уровнем физико-механических свойств и ресурсосбережением их производства необходимым является, во-первых, максимальное использование эффектов структурообразования в очаге горячей деформации и во время последеформационной паузы. Во-вторых, разработка рекомендаций по оборудованию и усовершенствованию технологий совмещенной деформационно-термической обработки.

1.4 Цель и задачи исследования

Анализ литературных источников показал недостаточный уровень развития ресурсосберегающих технологий для реализации термической обработки специальных сталей с использованием тепла прокатного нагрева. В связи с этим целесообразным является разработка, исследование и опытное опробование температурно-деформационных режимов и технологических схем, разработка технологических заданий на проектирование модульных линий совмещенной деформационно-термической обработки в потоке прокатных станов.

Следует отметить, что в условиях сортопрокатных станов горячая деформация осуществляется в режиме многоклетевой прокатки с чередованием этапов горячей деформации и междеформационной паузы. Так как длительность акта деформации сравнительно невелика, рекристаллизация горячедеформированного аустенита различных сталей изучена в течение последеформационной выдержки и не учитывает особенностей структурообразования непосредственно в очаге горячей деформации.

Таким образом, целью работы является установление закономерностей формирования структуры и кинетики рекристаллизации аустенита при многопроходной горячей деформации и разработка технологий совмещенной деформационно-термической обработки для получения сортового проката специальных сталей с повышенным уровнем физико-механических свойств.

В соответствии с поставленной целью в работе решали следующие задачи:

- выполнить анализ современных представлений о формировании микроструктуры и свойств проката специальных сталей в процессе многопроходной горячей пластической деформации, в том числе совмещенной с термообработкой с использованием тепла прокатного нагрева;
- исследовать кинетику рекристаллизации аустенита и особенности формирования динамически рекристаллизованных зерен при многопроходной горячей деформации;
- установить особенности выделения в рекристаллизованном аустените вторичных карбидов, сульфидов и других фаз в горячедеформированных коррозионностойких и подшипниковых сталях;
- разработать модель структурообразования аустенита при горячей прокатке специальных сталей;
- разработать технологические схемы совмещенной деформационно-термической обработки; провести сравнительные исследования микроструктуры и механических свойств проката специальных сталей после совмещенной деформационно-термической обработки и традиционной термообработки с отдельного нагрева;
- разработать рекомендации к технологическим заданиям по температурным и деформационным режимам, оборудованию для проектирования новых модульных линий и реализации технологий комплексной деформационно-термической обработки сортового проката специальных сталей.

РАЗДЕЛ 2

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материалы исследования

Прямое изучение изменений в горячедеформированном аустените проводят, как правило, на аустенитных сталях. Поэтому исследование кинетики рекристаллизации и структуры аустенита выполнено на коррозионностойких аустенитных сталях 10X17H13M2T (ЭИ-447) и 12X18H10MT промышленных плавов ПАО «Днепропетросталь». Так как при последеформационном охлаждении в этих сталях не происходит $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, при комнатной температуре наблюдали аустенит, образованный при высоких температурах горячей деформации. Химический состав этих сталей приведен в таблице 2.1.

Эксплуатационные свойства подшипниковых сталей определяются микроструктурой продуктов превращения аустенита (отсутствием или наличием карбидной сетки, дисперсностью и однородностью зернистого перлита). В связи с этим исследованы начальные стадии выделения избыточных карбидов по границам зерна горячедеформированного аустенита.

Исследовано распределение и морфология избыточных карбидных фаз по границам зерен коррозионностойких сталей 08X18H10T-Y и 10X17H13M2T-Y с содержанием серы 0,015...0,030 % при последеформационном охлаждении сортового проката промышленных плавов ПАО «Днепропетросталь». Исследования проведены с целью выполнения требований технической документации на поставку проката коррозионностойких сталей с закалкой и ударной вязкостью на поперечных образцах не менее 75 Дж/см².

В рамках совместных работ с ПАО «Днепропетросталь» опробованы технология сфероидизирующего отжига подшипниковой стали ШХ15СГ по режимам совмещенной деформационно-термической обработки и технология закалки на стане 1050/950 конструкционной термоулучшаемой стали 42ХМ. Химический состав этих сталей – в табл. 2.2.

Таблица 2.1 – Химический состав коррозионностойких сталей для исследования рекристаллизации

Горячая деформация	Содержание элементов, в масс. %												
	C	Cr	Ni	Mo	Ti	Si	Mn	V	W	P	S	Cu	Al
10X17H13M2T													
Прокатка, многопроходное кручение	0,09	16,50	12,45	2,60	0,68	0,60	0,80	0,05	–	–	–	–	–
Непрерывное кручение на металле поковки	0,08	16,41	12,38	2,40	0,60	0,44	0,78	–	–	–	–	–	–
Непрерывное кручение на металле слитка	0,08	16,33	12,28	2,15	0,53	0,34	1,28	–	0,10	0,030	0,008	0,12	–
12X18H10MT													
Прокатка	0,12	17,49	9,61	1,19	0,56	0,49	1,11	0,05	0,05	0,026	0,009	0,17	0,085

Таблица 2.2 – Химический состав сталей с совмещенной деформационно-термической обработкой

Сталь	Содержание элементов, в масс. %											
	C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	V	W	Ti	S	P	Cu
ШХ15СГ-В	0,99	1,34	0,14	0,490	0,96	0,050	0,010	0,010	0,001	0,007	0,020	0,160
42ХМ	0,40	0,99	0,14	0,27	0,70	0,17	0,01	0,02	0,002	0,035	0,015	0,18

Результаты исследований структурных изменений в горячедеформированном аустените и опробования термообработки с прокатного нагрева использованы при разработке ресурсосберегающей технологии совмещенной деформационно-термической обработки подшипниковых, конструкционных, коррозионностойких сталей в линиях прокатных станов.

2.2 Методы исследования

Исследования выполняли согласно структурно-логической схемы, которая представлена на рис. 2.1.

2.2.1 Исследование кинетики рекристаллизации и построение термокинетических диаграмм рекристаллизации

Изучение кинетики рекристаллизации и построение диаграммы рекристаллизации выполняли на лабораторном прокатном стане ДУО-250 (производство «СКМЗ») по режимам, моделирующим элементарный акт прокатки специальных сталей на промышленных сортопрокатных станах (рис. 2.2).

Для прокатки стали 10X17H13M2T использовали полосовые заготовки размерами 19,5x22x50 мм. Заготовки получали из сортового прутка диаметром 22 мм: разрезали на части, нагревали до 950 °С и подвергали обжатию на лабораторном прокатном стане ДУО-250 ГП «УкрНИИ Спецсталь». Нагрев заготовок перед прокаткой осуществляли в два этапа – гомогенизация при 1200 °С в течение 5 ч и 8 ч, охлаждение в воде до комнатной температуры, изготовление образцов. Далее – нагрев и выдержка 30 мин при температуре 1200 °С,

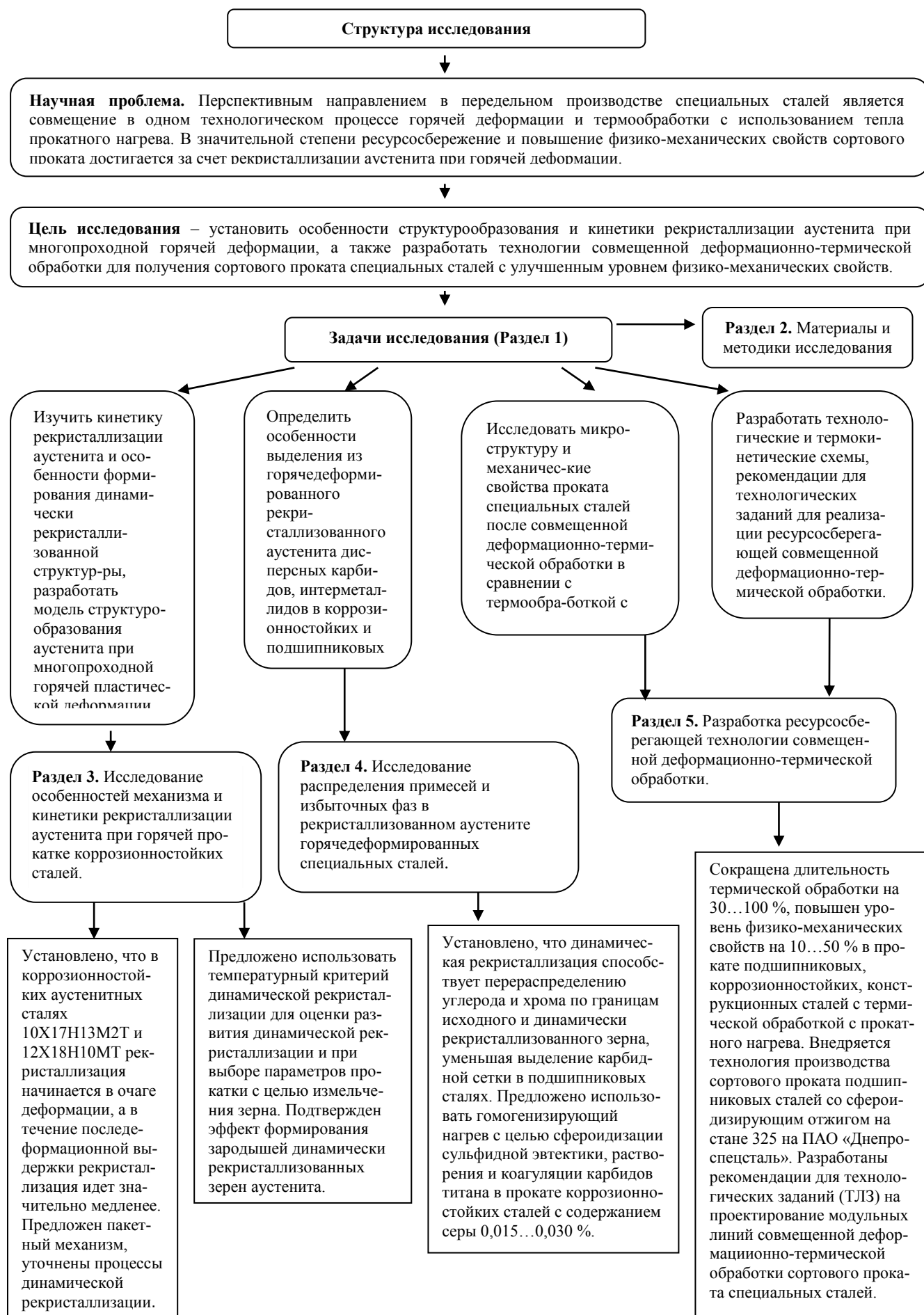
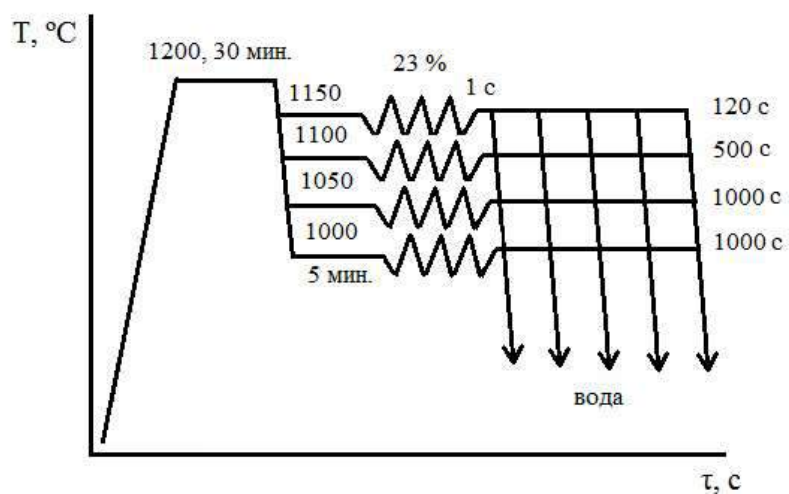
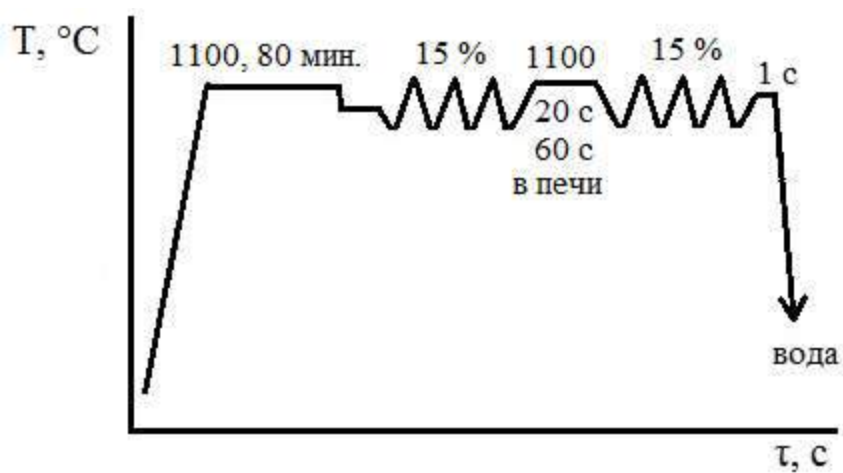


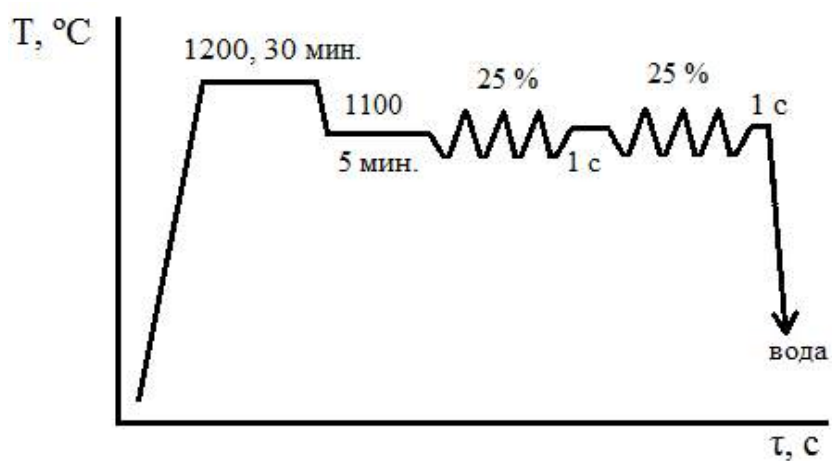
Рисунок 2.1 – Структурно-логическая схема исследования.



а



б



в

— — выдержка; W – деформация; ↓ – последеформационное охлаждение

Рисунок 2.2 – Режимы однопроходной (а) и двухпроходной (б, в) прокатки на лабораторном стане ДУО-250 ГП «УкрНИИСпецсталь».

подстуживание образцов до температур прокатки и выдержка в течение 5 мин при этих температурах в другой печи. Такой режим нагрева близок к режиму нагрева заготовок высоколегированных сталей под прокатку; при этом обеспечивается получение однофазной аустенитной структуры с размером зерна 150...250 мкм, а также максимальное растворение ликвационной ферритной фазы и избыточных фаз. При таком крупном зерне достоверно разделяли новые рекристаллизованные и исходные деформированные (еще нерекристаллизованные) зерна после прокатки.

Одно- и двухпроходную прокатку проводили со скоростью деформации 1 с^{-1} при 1000, 1050, 1100 и 1150 °С. Эти температуры выбраны с целью исследования процессов динамической рекристаллизации в высокотемпературном диапазоне многопроходной деформации на сортовых станах. Степень деформации при однопроходной прокатке 22...24 %, при двухпроходной прокатке – 15...17 % и 25 %. Для фиксации структуры, полученной на различных этапах горячей деформации – в очаге деформации и во время выдержки, использовали ускоренное охлаждение образцов в холодной воде с температурой ~10...15 °С [1, 4, 5, 21, 142]. Образцы, на которых исследовали процессы динамической рекристаллизации, охлаждали через 0,5...1 с после выхода металла из прокатных валков. Такой способ охлаждения выбран с целью уменьшения влияния процессов статического разупрочнения на динамически образованную структуру. В этом случае скорость охлаждения по данным [143] для такого типа образцов составляла более 500 °С/с. Заготовки для исследования кинетики рекристаллизации переносили в течение 0,5...1 с после завершения деформации в печь, выдерживали при температурах деформации 20...1000 с и охлаждали в воде.

Прокатка стали 12X18H10MT выполнена на заготовках квадратного сечения 25 мм и длиной 50 мм, полученных путем перекова прутка 100 мм на ковочном прессе ГП «УкрНИИ Спецсталь». Режим нагрева для получения крупного зерна – 1200 °С, 8 часов, методика однопроходной прокатки при 1050...1150 °С такая же как для стали 10X17H13M2T.

2.2.2 Исследование процесса рекристаллизации стали 10X17H13M2T при многопроходной горячей деформации кручением

На сортопрокатных станах горячая деформация происходит при многоклетевой прокатке с чередованием этапов горячей деформации и междеформационной паузы. В связи с методическими сложностями реализации такой прокатки в условиях лабораторного стана, многопроходная деформация исследована в процессе горячего кручения на машине «Ирсид» [142, 144]. Эта машина позволяет регулировать количество проходов (оборотов) и длительность междеформационной паузы, а также достигать сверхвысокие степени деформации.

Кручение при 1100 °С выполнено в воздушной атмосфере на изготовленном из горячекатаного прутка диаметром 22 мм образце длиной 100 мм, с длиной рабочей части $l_0 = 50$ мм и диаметром 6 мм. Перед кручением проводили нагрев до 1200 °С, выдержка 10 мин, подстуживание до $t_{исп} = 1100$ °С, выдержка 5 мин.

Использовали параметры деформации, применяемые в реальных условиях формоизменения при горячей прокатке на сортовых станах. Степень деформации за один проход составила 21...22 %, длительность междеформационной паузы – 10...20 с, скорость деформации на поверхности образцов – 0,5 с⁻¹.

Степень деформации до разрушения ε определяли из диаграмм «истинное напряжение – истинная деформация», полученных пересчетом исходных диаграмм «крутящий момент – число скручиваний» по критериям Мизеса (2.1), (2.2):

$$\sigma = \sqrt{3} \tau \quad (2.1)$$

$$\varepsilon = \eta / \sqrt{3}, \quad (2.2)$$

где τ – напряжение сдвига, $\tau = 3M/2\pi r^3$; M – крутящий момент, η – относительный сдвиг, $\eta = g\varphi/l_0$; φ – угол закручивания, $\varphi = 2\pi n$; n – количество оборотов активного захвата.

В выражении (2.2) значение члена $r/\sqrt{3}l_0 = 0,035$. Из формулы $\varepsilon = 0,035\varphi$, определили, что для получения степени деформации 21...22 % количество оборотов $n = 1$.

Скорость деформации $\dot{\varepsilon}$ зависит от скорости вращения активного захвата v и рассчитана по формуле $\dot{\varepsilon} = \dot{\eta}/\sqrt{3}$, где $\dot{\eta} = 2rv/60 \cdot l_0$, $\dot{\eta}$ – скорость сдвига. При $\dot{\varepsilon} = 0,5 \text{ с}^{-1}$ скорость вращения активного захвата равна 138 об/мин.

Эти результаты сравнивались с ранее полученными данными [142] при высокотемпературном (900...1300 °С) кручении образцов стали 10X17H13M2T из поковки $\varnothing 200$ мм и слитка массой 1 т (см. табл. 2.1).

Режим предварительной высокотемпературной обработки заготовок от слитка: выдержка при 1300 °С 1 ч, снижение температуры до 1270 °С и выдержка 4 ч. Выдержка образцов литого и кованого металла перед деформацией при исследуемых температурах составляла 20 мин. Кручение проводили в атмосфере аргона со скоростью деформации $0,23 \text{ с}^{-1}$ на образцах от слитка и $0,5 \text{ с}^{-1}$ на образцах от поковки.

2.2.3 Моделирование технологии совмещенной деформационно-термической обработки специальных сталей

Технологию совмещенной деформационно-термической обработки подшипниковых, конструкционных, коррозионностойких сталей исследовали в условиях прокатного стана 1050/950 на ПАО «Днепроспецсталь» и на лабораторном прокатном стане ДУО-250 ГП «УкрНИИИспецсталь». При лабораторной прокатке использовали промышленные, применяемые на стане 1050/950 и сортовых станах 550, 325 и 280 степени обжатия 15...25 % за один проход и длительность междеформационной выдержки – 1...10 с.

Отклонения от указанных температур при исследовании технологий совмещенной деформационно-термической обработки, процессов горячей

прокатки (см. 2.2.1) и многопроходного горячего кручения (см. 2.2.2) фиксировались в виде «пика» на диаграмме потенциометра и не превышали ± 10 °С в течение проведения эксперимента.

Опытная прокатка и опробование технологии сокращенного сфероидизирующего отжига подшипниковой стали ШХ15СГ-В выполнены на металле трех проб квадратного сечения, $\square$ 180 мм, отобранных при прокатке на стане 1050/950. Для этого изучены режимы гомогенизирующей термической обработки на образцах $\square$ 35 мм, вырезанных вдоль направления прокатки из $\square$ 180 мм (рис. 2.3). Анализ распределения хрома в карбидных полосах стали ШХ15СГ после гомогенизирующего нагрева проводили с помощью линейного сканирования на рентгеновском микроанализаторе МС-46 («САМЕСА», Франция) с размером электронного зонда 2х30 мкм.

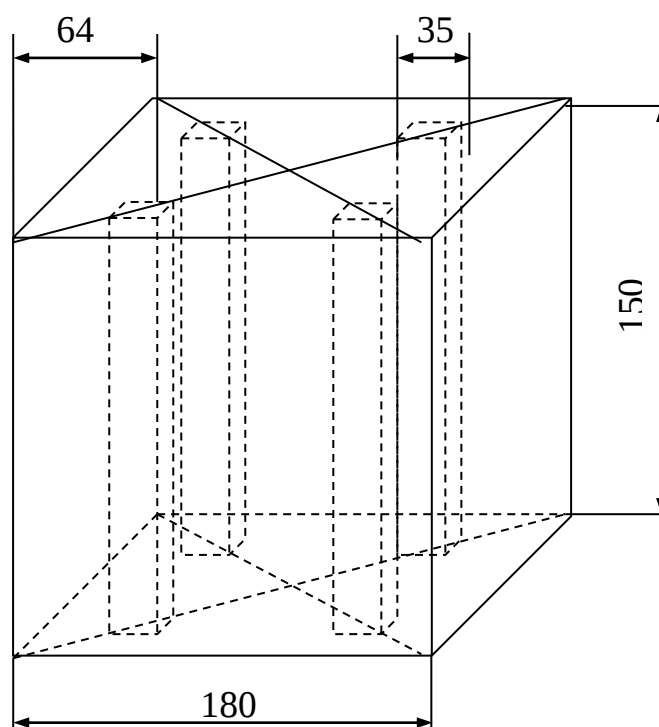


Рисунок 2.3 – Схема вырезки образцов для исследования гомогенизации и изготовления заготовок для лабораторной прокатки стали ШХ15СГ.

Из образцов после гомогенизирующего нагрева изготовлены полосовые заготовки толщиной 18...22 мм, которые деформировали на толщину 7...13 мм за

3 прохода со степенью деформации по 20 % за проход в условиях лабораторного прокатного стана ДУО-250 (всего восемь режимов). Отжиг опытного металла выполнен вместе с промышленными садками разной массы на ПАО «Днепрспецсталь» по двум режимам разной длительности – 44 ч и 61 ч.

На конструкционной термоулучшаемой стали 42ХМ выполнено опытно-промышленное опробование закалки в потоке прокатного стана 1050/950 и закалка на лабораторном стане ДУО-250 ГП «УкрНИИСпецсталь».

Закалку в условиях стана 1050/950 исследовали на одной штанге, Ø 190 мм, длиной 1,390 м. Опытная штанга отобрана в конце прокатки (на участке порезки раската на мерные заготовки) и с помощью крана была перенесена к ванне с водой, расположенной в прокатном цехе. Так как температура поверхности проката после конца деформации составляла 1020 °С, перед погружением в воду штангу подстуживали в течение 5 мин на воздухе. При охлаждении поверхности опытной штанги до температуры 850 °С, ее погружали в воду на 7 мин. Отпуск штанги выполнен в печи термического цеха.

На лабораторном стане ДУО-250 прокатку стали 42ХМ проводили за 3 прохода со степенью обжатия 15...25 % за один проход и длительностью междеформационной паузы 10 с; получена полоса толщиной 13,1...14,7 мм.

На коррозионностойких сталях 10Х17Н13М2Т и 08Х18Н10Т с содержанием серы 0,015...0,030 % для разработки технологии закалки в условиях прокатного стана исследовали на ПАО «Днепрспецсталь» влияние режимов гомогенизирующего нагрева, ускоренного и замедленного охлаждения горячедеформированного и термообработанного проката стана 1050/950.

2.2.4 Металлографическая количественная микроскопия

Микроструктуру изучали на образцах в плоскости, параллельной направлению прокатки и оси заготовки. Процесс изготовления

металлографических шлифов включал следующие основные операции: 1) вырезку образца и подготовку поверхности; 2) шлифование; 3) полирование; 4) выявление границ аустенитных зерен травлением.

Выявление микроструктуры проводили травлением в реактиве Круппа (50 мл воды, 45 мл HCl, 5 мл HNO₃) в течение 5...30 мин. Металлографические исследования выполнены при увеличениях $\times 500$ на микроскопе «Неофот» («Карл Цейс», Германия) и $\times 530$ на микроскопе «MeF» («Reichert», Австрия).

Исследования выполнены на 100...600 зернах в 35...50 полях зрения. Объемную долю рекристаллизованных зерен (P) на прокатанных образцах сталей 10X17H13M2T и 12X18H10MT определяли точечным методом Глаголева [145]. Она равна (в процентах площади шлифа) отношению числа точек, которые попали на поверхность рекристаллизованных зерен (n) к числу всех просмотренных точек на плоскости шлифа (N):

$$P = n \cdot 100 / N \quad (2.3)$$

Средний диаметр рекристаллизованных зерен измеряли методом случайных секущих по ГОСТ 5639-82. В каждом поле зрения исследуемого участка шлифа замеряли линейные размеры отрезков, отсекаемых в рекристаллизованных зернах прямыми линиями (секущими) диаметральной линейки окуляра, расположенной в трех произвольных направлениях.

Средний размер рекристаллизованных зерен (D, мкм) определяли по формуле:

$$D = 1000 \cdot L / N \cdot \beta_m, \quad (2.4)$$

где L – суммарная длина отрезков, отсекаемых в рекристаллизованных зернах прямыми линиями, мкм;

N – количество рекристаллизованных зерен, шт.;

β_m – увеличение микроскопа, х.

Микроструктуру и величину аустенитного зерна сталей 42ХМ и ШХ15СГ-В изучали после травления образцов в 4 % спиртовом растворе HNO_3 . Оценка микроструктуры сталей 42ХМ и ШХ15СГ-В после деформационно-термической обработки выполнена по шкалам стандартов, указанных в технических условиях на поставку проката. Величину карбидов, долю пластинчатого перлита, остатки карбидной сетки в стали ШХ15СГ-В после отжига определяли по SEP 1520.

2.2.5 Измерение твердости и микротвердости

Кинетика рекристаллизации исследована измерением твердости по Виккерсу на японском приборе «Akashi» по сечению прокатанных образцов (среднее значение из 6...7 измерений вдоль оси проката). Измерения твердости выполнены в соответствии с ГОСТ 2999-75. При определении твердости в образец вдавливался алмазный наконечник, имеющий форму пирамиды при стандартной нагрузке 10 кг (98,07 Н).

Микротвердость рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен определена при увеличении $\times 487$ (при 15-кратном окуляре и объективе F6,2) на приборе ПМТ-3 на 10...15 отпечатках в каждом образце. При определении микротвердости в образец вдавливался алмазный наконечник, имеющий форму пирамиды при нагрузке 50 г (0,490 Н). Методика определения микротвердости описана в ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости на образцах после горячего кручения выполнено при нагрузке 200 г (1,962 Н).

Твердость по Виккерсу и микротвердость, вычисленные по формуле $\text{HV} = 1,854 \cdot F/d^2$ (МПа), в зависимости от длины диагонали отпечатка (d , мм) при использованных нагрузках (F , Н) определяли по таблицам стандартов.

2.2.6 Электронномикроскопические исследования

Исследования зеренной структуры образцов после горячего кручения со степенью горячей деформации до разрушения 75 % и 1680 % выполнены на электронном микроскопе Э-125 К.

Подготовка образцов выполнена следующим образом. Из исходного блока формировали цилиндр диаметром 3 мм, от которого отрезали тонким (0,8 мм) абразивным кругом (радиакром) диски толщиной 0,25 мм. Последние выравнивали по плоскости путём наклейки на массивный полированный блок диаметром 55 мм по трёхточечной схеме, чтобы обрабатываемые поверхности были параллельные друг другу и сошлифовывали на тонкой абразивной бумаге (зерно корунда 5 мкм) слой около 0,05 мм. Затем диски отделяли от несущего блока путём расплавления клеящего вещества (шеллака), нагревая блок до температуры 52 °С, переворачивали все три диска на другую сторону и повторяли операцию шлифовки, чтобы выровнять диски и сделать их плоскопараллельными и равномерными по толщине, которая становилась после этой обработки около 0,15 мм. Приспособления для нарезки дисковых заготовок, утонения дисков на абразивной бумаге и устройство держателя образца приведены на схемах в работе [146].

Пробныерезы по этой же схеме показали, что механическая обработка не вносит избыточных дислокаций в отожжённую сталь с полностью рекристаллизованной структурой. Далее диски подвергали электролитическому утонению в специальном держателе-пинцете по методике, описанной в [146]. Использовали следующий состав электролита: 65 мл серной кислоты; 35 мл ортофосфорной кислоты. Режим полировки: напряжение на ячейке – 7...8 В; плотность тока – 5 мА/мм²; температура электролита – 35...40 °С; время полировки – 12...15 мин. Были получены два диска с хорошей фольгой. Тонкие места, прозрачные для электронов, находились как в центральной части дисков, так и на периферии, ближе к наружному диаметру диска (образца).

Исследование фазового состава дисперсных карбидов по границам зерен аустенита в коррозионностойких сталях 08X17H13M2T и 08X18H10T с содержанием серы 0,015...0,030 % выполнено на растровом электронном микроскопе с микроанализатором SUPRA 40 WDS («Карл Цейс», Германия) на заводе «Днепроспецсталь» (г. Запорожье).

2.2.7 Электронная оже-спектроскопия

Процесс выделения избыточных дисперсных карбидов из динамически рекристаллизованного аустенита исследовали на подшипниковой стали ШХ15 открытой выплавки с содержанием фосфора 0,017 % после горячей деформации кручением. Деформацию и последующую закалку осуществляли на торсионном пластомере «Ирсид» (Франция) с программным управлением параметрами деформации. Кручение проводили со скоростью 138 оборотов в минуту, что соответствует скорости деформации на поверхности образца $0,5 \text{ с}^{-1}$.

Метод анализа поверхности с помощью электронной оже-спектроскопии основан на взаимодействии первичного электронного пучка с атомами исследуемого объекта, в результате которого происходит эмиссия оже-электронов. Данный метод используется для исследования различных физико-химических процессов поверхностной обработки – цементации, азотирования, нанесения тонких защитных пленок и др., а также в порошковой металлургии [147]. В последние годы метод оже-спектроскопии успешно применяется в исследованиях состава границ зерен (в том числе зернограницных сегрегаций примесей) и фаз, поверхностей раздела между гранулами в порошковых материалах, поверхности изломов металла с пониженной пластичностью и преждевременным разрушением, в разработках новых материалов и технологий, в которых свойства внешних и внутренних поверхностей раздела играют существенную роль. На поверхности излома этот метод позволяет обнаружить

изменения в очень тонком (всего несколько атомов) слое глубиной 0,5...3,0 нм.

Для каждого элемента характерны вполне определенные интервалы энергий оже-электронов. Идентификацию пиков от полученных спектров проводили путем сравнения экспериментальных значений кинетической энергии оже-электронов с теоретически рассчитанными или найденными экспериментально для чистых веществ и соединений известного состава [148]. Методика проведения оже-анализа конструкционных, коррозионностойких, подшипниковых и инструментальных специальных сталей подробно описана в «Атласе оже-спектров и фрактограмм изломов сталей и сплавов» [147]. Атлас целесообразно использовать при проведении контроля, исследований, совершенствовании и разработке технологий производства специальных сталей и сплавов. Содержащиеся в атласе данные могут быть полезны при изучении причин охрупчивания, идентификации дефектов, изломов и оже-спектров, определении состава внешних и внутренних поверхностей раздела (границ зерен и фаз, межгранульных границ, пор, микротрещин и других дефектов), оценке степени микрохимической неоднородности материалов.

С целью определения микрохимической неоднородности и состава границ зерен аустенита по углероду, хрому и фосфору в стали ШХ15 после горячей деформации кручением исследовали внутризеренные и межзеренные фасетки на поверхности изломов образцов. При этом закалка после горячей деформации и условия разрушения образцов перед оже-анализом позволяли выявить на поверхности излома как межзеренные, так и внутризеренные фасетки.

Для исследования изломов использовали образцы прямоугольного сечения примерно 2,5x2,5 мм² с боковыми надрезами. Перед установкой в рабочую камеру спектрометра образцы промывали в ацетоне и этиловом спирте. Перед проведением анализа с регистрацией оже-спектров образцы ломали, как правило, при комнатной температуре в рабочей камере спектрометра путем статического изгиба в условиях сверхвысокого вакуума при остаточном давлении газов 200...700 МПа. При таком давлении процесс адсорбции остаточных газов на свежееобразованной поверхности излома развивается относительно медленно, что

способствует получению корректных данных анализа.

Спектры оже-электронов записывали на спектрометре «LAS 2000» («Riber», Франция) с анализатором электронов типа «цилиндрическое зеркало», на оси которого располагалась электроннооптическая система с вольфрамовым катодом для формирования первичного электронного пучка. Регистрацию спектров проводили в дифференциальном режиме при ускоряющем напряжении 5 кВ.

Выбор участков для анализа (межзеренная или внутризеренная поверхность) и точную идентификацию области излома, от которой регистрировался оже-спектр, осуществляли при наблюдении изломов во вторичных электронах, а также по виду обзорного оже-спектра. В связи с тем, что деформация образца при кручении неоднородна (максимальная степень деформации достигается на поверхности), для получения сопоставимых результатов запись оже-спектров проводилась всегда на одном и том же расстоянии от наружной поверхности (равном примерно 0,83 мм). Поверхность изломов дополнительно исследовали на растровом электронном микроскопе.

Исходный размер зерна стали ШХ15, полученный при нагреве до 1000 °С в течение 30 мин, составлял 80...90 мкм, а размер рекристаллизованных в процессе горячей деформации при 850 °С зерен – 5...15 мкм. Метод оже-спектроскопии характеризуется высоким пространственным разрешением – 0,1...0,5 мкм. В связи с этим для исследований зернограницных фасеток было достаточно, чтобы диаметр электронного зонда при оже-анализе находился в пределах 3...5 мкм. Кроме того, информация об элементном составе, получаемая из оже-спектров, облегчала распознавание исследуемых участков.

Нагрев образцов перед деформацией проводили с помощью индуктора до температуры 1100 °С, продолжительность нагрева составляла 7 мин. Перед началом кручения температуру понижали до 850 °С и выдерживали 5 мин. Нагрев и деформацию осуществляли в атмосфере аргона. Сразу после деформации производилась автоматическая закалка образцов путем подачи воды в кварцевую трубку с образцом.

Степень перераспределения элементов Р, С и Сг между внутризеренными и межзеренными фасетками в стали ШХ15 после различной степени горячей деформации определяли как отношение интенсивности величины кинетической энергии пиков этих элементов к пику энергии железа – $(J_i/J_{Fe}) \cdot 100, \%$.

2.2.8 Определение стандартных характеристик механических свойств

Для оценки эксплуатационных характеристик исследуемых сталей проводили испытания механических свойств при растяжении и ударном изгибе.

Испытания образцов на статическое растяжение проводили по ГОСТ 1497-84 на универсальной испытательной машине «INSTRON» со скоростью 2 мм/мин. В результате испытаний определяли предел прочности, предел текучести, относительное удлинение и поперечное сужение. Расчеты проводили с использованием формул по ГОСТ 1497-84.

Испытания на ударный изгиб при 20 °С выполнены по ГОСТ 9454-78 на образцах с V-образным надрезом на маятниковом копре КМ-30.

РАЗДЕЛ 3

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ КИНЕТИКИ И МЕХАНИЗМА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АУСТЕНИТА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Эффект рекристаллизации при горячей деформации в части повышения физико-механических свойств подшипниковых, коррозионностойких, конструкционных сталей связан с измельчением зерна горячедеформированного аустенита и продуктов его превращения, улучшением микроструктуры карбидов и дисперсных фаз [11, 13, 14, 83]. Для измельчения зерна в работах по высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) используют повторение циклов деформация – рекристаллизация, когда рекристаллизация осуществляется, в основном, во время последеформационной выдержки. Это связано с тем, что время, затрачиваемое на деформацию при горячей прокатке, является значительно меньшим, чем время, необходимое для осуществления рекристаллизации при последующей выдержке. По данным [1, 5, 8] процесс рекристаллизации контролируется скоростью миграции границ или скоростью коалесценции субзерен, поэтому время деформации при прокатке является недостаточным для развития динамической рекристаллизации.

В работах [13, 20] сделано предположение, что ускорение кинетики рекристаллизации при горячей деформации связано с процессом динамической рекристаллизации непосредственно в очаге деформации. На диаграммах кинетики рекристаллизации для условий горячей прокатки различных специальных сталей рекристаллизация при высоких температурах завершается за несколько секунд [13, 20, 70]. Логично предположить, что динамическая рекристаллизация в процессе прокатки сопровождается изменениями в структуре избыточных карбидных, интерметаллидных и других фаз.

В данном разделе изучены особенности структуры и кинетики рекристаллизации аустенита при многопроходной горячей пластической

деформации, а также возможность использования процесса динамической рекристаллизации для измельчения зерна при горячей прокатке. При охлаждении после горячей прокатки в аустените большинства специальных сталей происходят фазовые превращения, поэтому исследования рекристаллизации при горячей деформации выполнены на коррозионностойких аустенитных сталях.

3.1 Кинетика рекристаллизации сталей 10X17H13M2T и 12X18H10MT

Кинетика изменения объема рекристаллизации сталей 10X17H13M2T и 12X18H10MT после однопроводной прокатки при температурах 1050...1150 °C представлены на рис. 3.1.

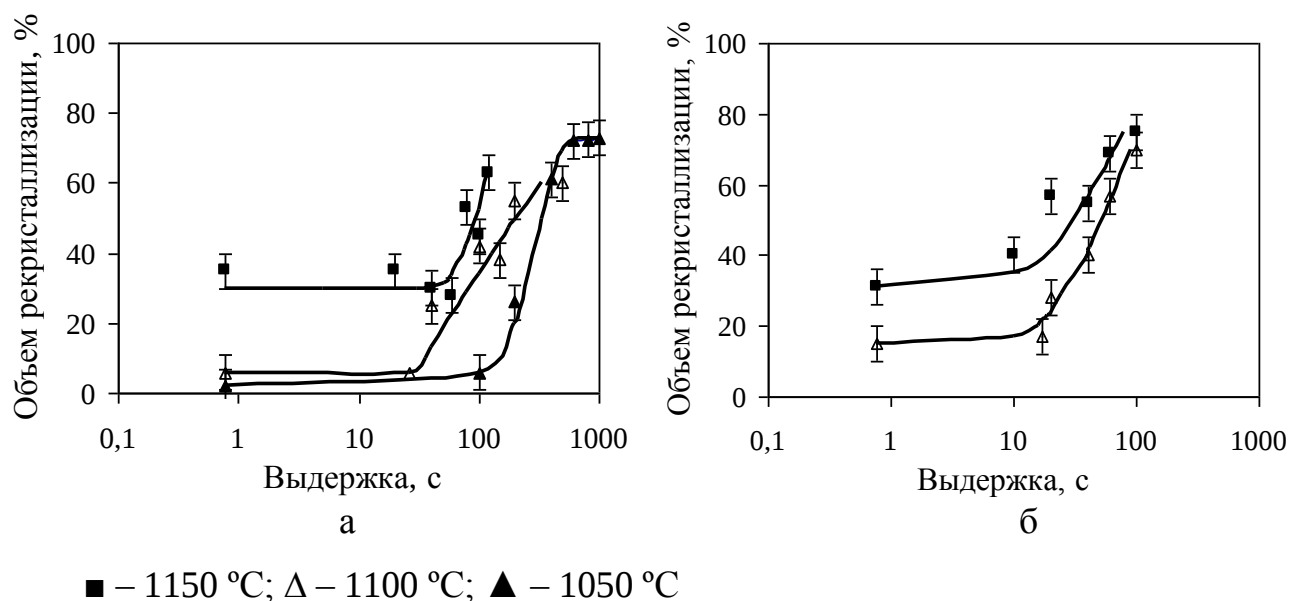


Рисунок 3.1 – Кинетика рекристаллизации сталей 10X17H13M2T (а) и 12X18H10MT (б) после однопроводной прокатки с различных температур.

При температурах деформации 1050...1150 °C дореакристаллизационное состояние аустенита не зафиксировано (см. рис. 3.1). Объем динамической рекристаллизации образцов стали 10X17H13M2T, закаленных сразу после

прокатки составляет 2 % при 1050 °С, 6 % при 1100 °С и 35 % при 1150 °С [142, 149]. При 1000 °С получено лишь 0,5 % динамически рекристаллизованных зерен.

Из графических зависимостей кинетики рекристаллизации (см. рис. 3.1 а) видно, что для развития рекристаллизации после деформации необходим инкубационный период, длительность которого уменьшается с повышением температуры. Тем не менее, даже при температуре 1150 °С увеличение объема рекристаллизации с 35 % (динамически рекристаллизованные зерна) до 50 % происходит за 80 с; при этой выдержке образуется 18 % рекристаллизованных зерен. Инкубационный период развития рекристаллизации с 6 % до 25 % при 1100 °С составляет 40 с. Количество рекристаллизованных зерен увеличивается с 2 % до 6 % при 1050 °С в течение 100 с. Средний размер динамически рекристаллизованных зерен, выявленных при выходе металла из очага деформации, сравним с размером зерен, рекристаллизованных во время выдержки 0,5...1000 с после прокатки (табл. 3.1).

Таблица 3.1 – Размер рекристаллизованного зерна (мкм) в зависимости от длительности выдержки при горячей прокатке стали 10X17H13M2T

T, °C	Выдержка (τ), с											
	0,5	20	40	60	80	100	150	200	400	500	600	1000
1000	5	–	–	–	–	6	–	7	–	–	8	–
1050	7,5	–	–	–	–	9,9	–	13	17	–	17,5	17,8
1100	8,2	–	11,2	–	–	12,7	11,5	15	–	15,9	–	–
1150	13	12,4	14,2	14,5	17,5	16,1	–	–	–	–	–	–

На процесс динамической рекристаллизации в очаге горячей деформации указывает, прежде всего, наличие рекристаллизованных зерен в металле, ускоренно охлажденном сразу после прокатки (в соответствии используемой методикой эксперимента). Также наблюдается замедление процессов рекристаллизации и роста размера рекристаллизованных зерен в течение выдержки после прокатки [142, 149].

В стали 12X18H10MT сразу после однопроходной прокатки при температурах 1150 °C и 1100 °C объем рекристаллизованных зерен составил 30 % и 15 % соответственно. Для этой стали характерно ускоренное развитие процесса рекристаллизации в течение последеформационной паузы в сравнении со сталью 10X17H13M2T. Рекристаллизация завершалась за 100 с (см. рис. 3.1 б).

Таким образом, установлено, что при горячей прокатке при 1050...1050 °C со степенью деформации 15...25 % за один проход рекристаллизация начинается уже в очаге горячей деформации за счет динамической рекристаллизации. Во время междеформационной паузы идет статическая рекристаллизация после определенного инкубационного периода. Особенностью кинетики рекристаллизации аустенита при горячей прокатке является то, что в высокотемпературном интервале наибольшее увеличение объема рекристаллизации обеспечивается динамической рекристаллизацией. Так, при 1150 °C в коррозионностойких аустенитных сталях 10X17H13M2T и 12X18H10T образуется 30...35 % динамически рекристаллизованных зерен, а во время последеформационной выдержки, сравнимой с длительностью паузы при промышленной прокатке (1...40 с), рекристаллизация идет значительно медленнее.

Полученные результаты, во-первых, позволяют более четко описать кинетику рекристаллизации аустенита специальных сталей при горячей многопроходной прокатке на сортовых станах со степенью деформации 15...25 % за один проход. Это связано с тем, что образование рекристаллизованных зерен аустенита при горячей прокатке является изученным, как правило, во время последеформационной паузы [1, 5, 13, 36], в некоторых случаях – на месте уже образовавшихся динамически рекристаллизованных зерен, когда успевает пройти динамическая рекристаллизация [21]. Во-вторых, появляется возможность использования динамической рекристаллизации для создания определенной по размеру зерна структуры непосредственно в момент горячей деформации между прокатными валками.

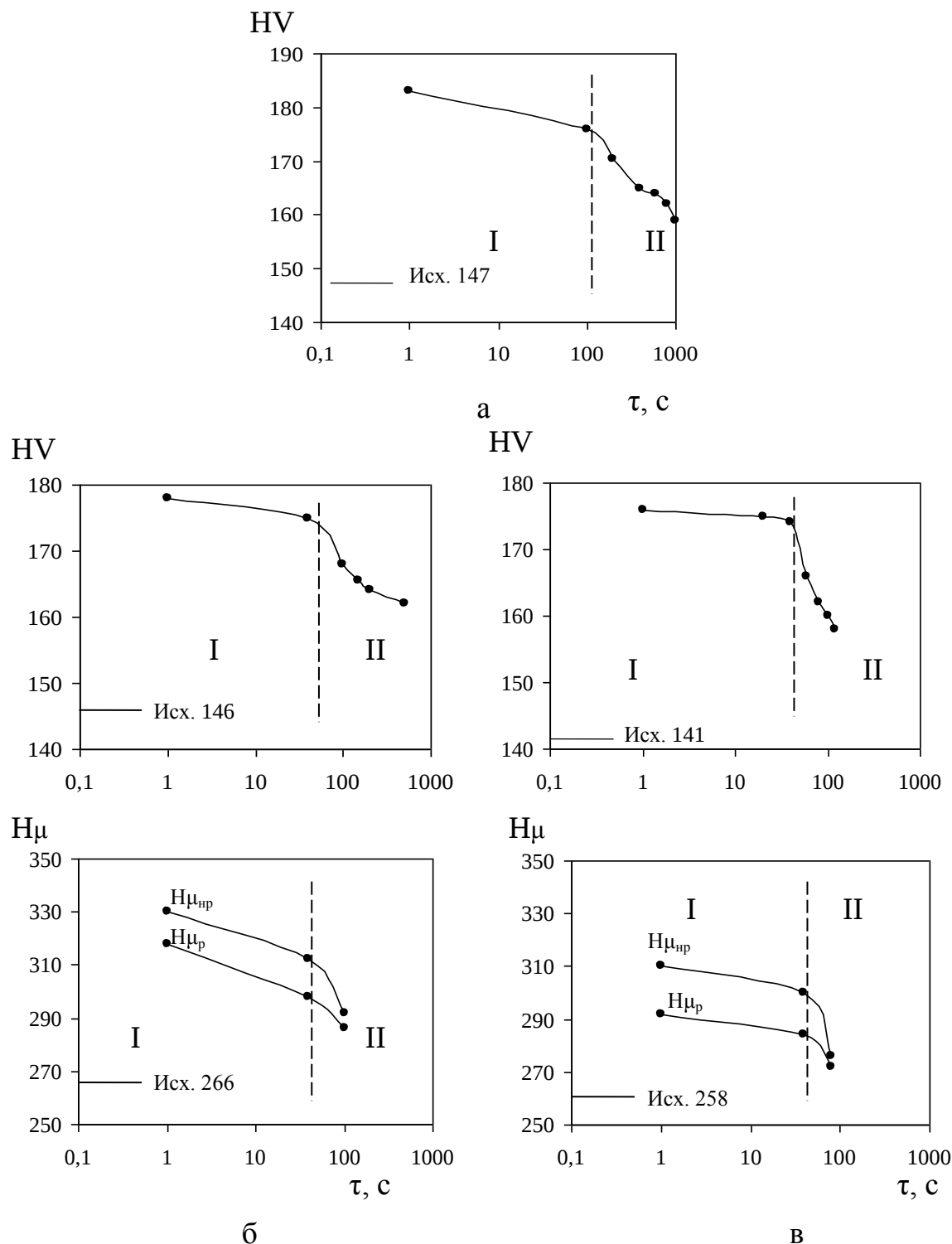
Кинетика рекристаллизации, а также возможность образования динамически рекристаллизованных зерен согласуются с результатами измерения

микротвердости рекристаллизованных ($H_{\mu p}$) и нерекристаллизованных ($H_{\mu_{np}}$) зерен, твердости по Виккерсу (HV) во время выдержки горячедеформированного при температурах 1050...1150 °С аустенита стали 10X17H13M2T (рис. 3.2).

На графиках (см. рис. 3.2) присутствуют две зоны. Зона I отвечает незначительному уменьшению микротвердости (и твердости) за время 40...100 с. За это время объем рекристаллизации, зафиксированный непосредственно после горячей прокатки, практически не меняется. Выдержки 40...100 с после выхода металла из очага горячей деформации соответствуют инкубационному периоду статической рекристаллизации. В зоне II идет интенсивное снижение микротвердости рекристаллизованных $H_{\mu p}$ и нерекристаллизованных зерен $H_{\mu_{np}}$, а также общей твердости (HV). Снижение микротвердости в течение последеформационной выдержки происходит вместе с увеличением процента рекристаллизации за счет образования новых рекристаллизованных зерен.

Сравнивая ход графиков $H_{\mu p}$ и $H_{\mu_{np}}$ (см. рис. 3.2) следует отметить, что интенсивность снижения микротвердости рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен во время выдержки примерно одинакова. В зоне I она снижается на 18...20 МПа при 1110 °С и на 8...10 МПа при 1150 °С. Это, очевидно, связано с разупрочнением за счет процессов аннигиляции и перераспределения дислокационных скоплений как в нерекристаллизованных, так и в динамически рекристаллизованных зернах [20, 36]. При дальнейшей выдержке (зона II), когда идет процесс образования новых рекристаллизованных зерен, снижение микротвердости нерекристаллизованных зерен происходит быстрее (20...24 МПа), в сравнении с рекристаллизованными зернами (12 МПа).

Измерения, выполненные на ускоренно охлажденном непосредственно после горячей прокатки металле, показали, что микротвердость рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен имеет повышенные значения (292...330 H_{μ}) в сравнении с микротвердостью исходного металла (258...266 H_{μ}). Эти результаты согласуются с опубликованными данными о повышении твердости металла не только после холодной, но и при горячей

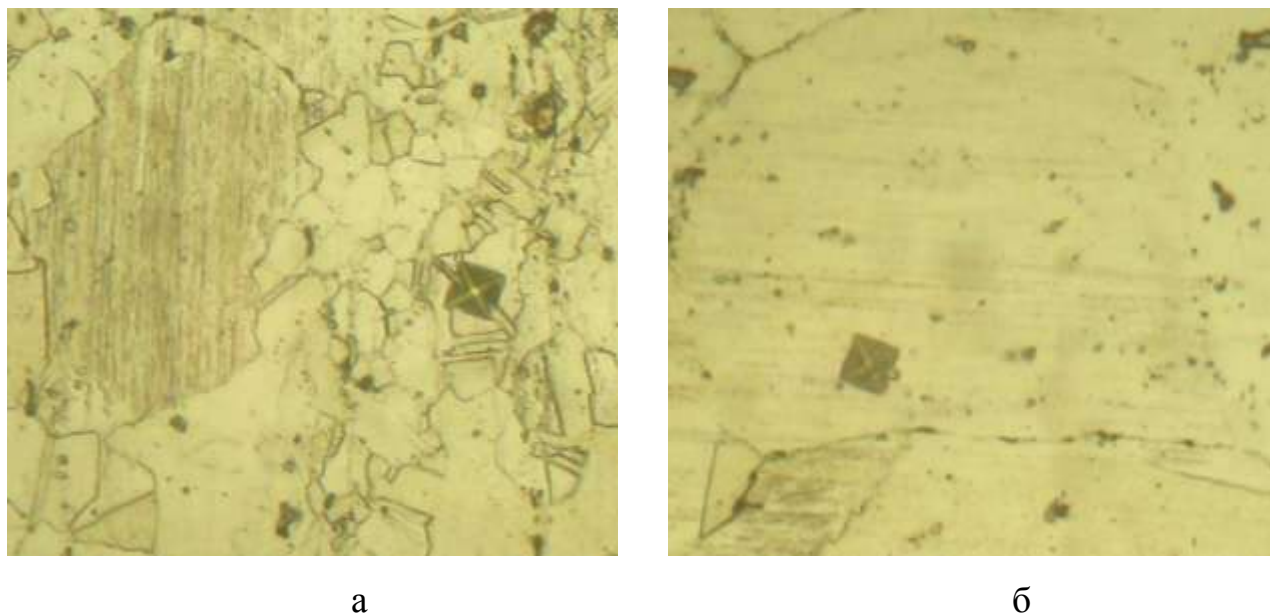


а – 1050 °C; б – 1100 °C; в – 1150 °C

Рисунок 3.2 – Твердость (HV), микротвердость рекристаллизованных ($H_{\mu p}$) и нерекристаллизованных ($H_{\mu нр}$) зерен стали 10X17N13M2T после горячей прокатки.

деформации [5, 20]. Микротвердость рекристаллизованных зерен ($H_{\mu p} = 292$) ниже микротвердости нерекристаллизованных зерен ($H_{\mu нр} = 310$) при температуре

деформации 1150 °С. Это подтверждается размером длины диагонали отпечатков микротвердости в микроструктуре стали 10X17H13M2T (рис. 3.3).



а – среднее значение длины диагонали отпечатка – 9,25 мкм; б – среднее значение длины диагонали отпечатка – 8,75 мкм

Рисунок 3.3 – Микроструктура с отпечатками микротвердости в местах с динамически рекристаллизованными (а) и исходными деформированными (б) зернами стали 10X17H13M2T после прокатки при 1150 °С (x530).

Микротвердость первых рекристаллизованных зерен в микроструктуре, зафиксированной непосредственно после выхода металла из очага деформации, имеет значения 292 Н_{μр} и 318 Н_{μр} при температурах 1150 °С и 1100 °С соответственно. Микротвердость зерен, рекристаллизованных во время выдержки 40...100 с после прокатки, ниже – Н_{μр} = 272...284 и Н_{μр} = 286...298. Это указывает на динамическую природу зарождения первых рекристаллизованных зерен, которые подвергаются дальнейшему деформированию и поэтому имеют повышенную плотность дислокаций, о чем отмечается в работах [24, 112] по исследованию фольг аустенитных сталей.

Таким образом, повышенная микротвердость первых рекристаллизованных зерен, а также наличие инкубационного периода для развития рекристаллизации

после прокатки позволяет сделать вывод, что в очаге деформации при прокатке аустенит разупрочняется вследствие динамической рекристаллизации. Динамическая природа рекристаллизованных зерен согласуется с представлениями о сдвиговом механизме пластической деформации [21, 53, 54, 62], характерном для высоких температур. Результаты исследования кинетики рекристаллизации стали 10X17H13M2T использованы при построении ее диаграммы рекристаллизации (рис. 3.4).

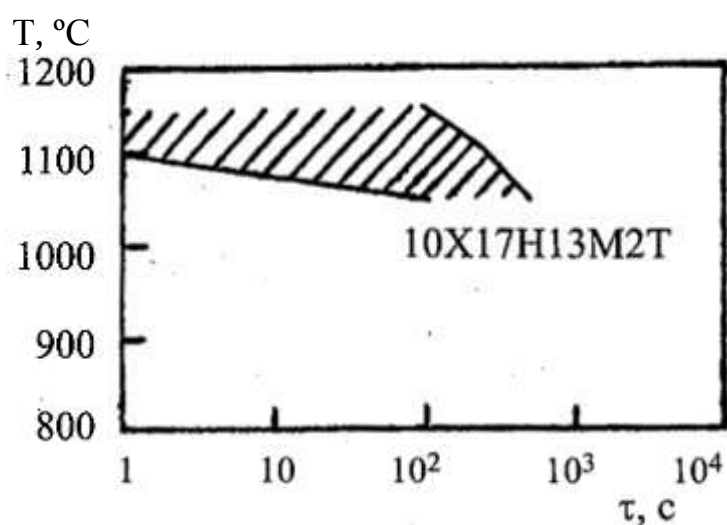
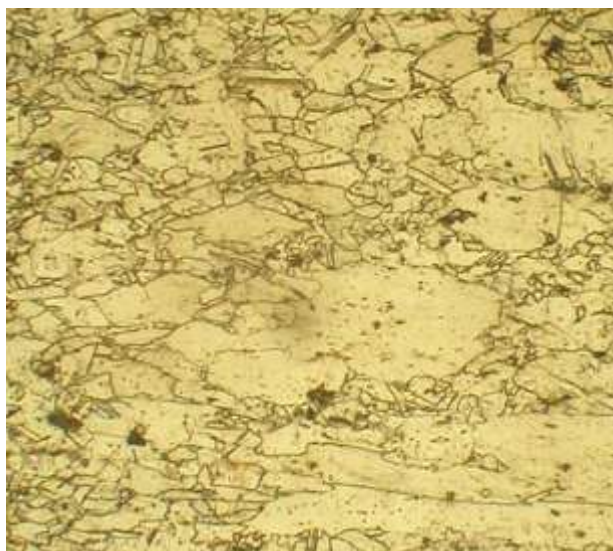


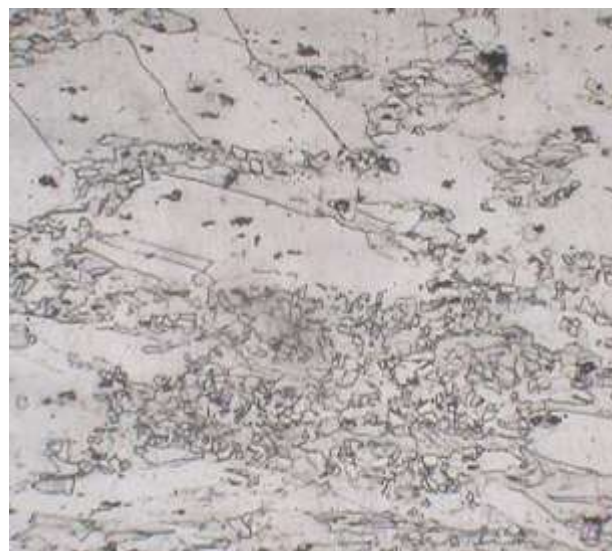
Рисунок 3.4 – Диаграмма рекристаллизации стали 10X17H13M2T после горячей прокатки ($\varepsilon = 23\%$) и выдержки. Заштрихованная область – начало (5 %) и конец (60...70 %) рекристаллизации [70].

Анализ приведенных результатов показал, что при высоких температурах рекристаллизационные процессы сдвигаются не только в сторону меньших выдержек, но и, очевидно, происходят непосредственно при деформации за счет динамической рекристаллизации. Справедливость этих предположений была проверена исследованием рекристаллизации в процессе двухпроходной прокатки с последеформационной выдержкой 20 с и без выдержки (рис. 3.5).

В стали 10X17H13M2T после двухпроходной прокатки при 1100 °C площадь, занятая динамически рекристаллизованными зернами увеличивается более чем в 2,5 раза и составляет 15...20 % в сравнении с 6 % при однопроходной прокатке. Таким образом, за два прохода рекристаллизация с образованием в



а



б

а – степень деформации за проход $\varepsilon_{\text{пр}} = 15 \%$, междеформационная пауза $\tau_{\text{м.п}} = 20\text{с}$ (в печи); б – $\varepsilon_{\text{пр}} = 25 \%$, $\tau_{\text{м.п}} = 2\text{с}$ (на воздухе)

Рисунок 3.5 – Микроструктура стали 10X17H13M2T с количеством динамически рекристаллизованных зерен 15 % (а) и 20 % (б) после двухпроходной прокатки при 1100 °C (x220).

очаге деформации 15...20 % новых зерен идет быстрее, за время 1...2 с, в сравнении с выдержкой 40 с после однопроходной прокатки [142, 149]. В микроструктуре видны динамически рекристаллизованные зерна размером 10 мкм и более мелкие зерна величиной 5 мкм. Различие размеров зерен может указывать на образование их как в первом проходе, так и во втором проходе (см. рис. 3.5).

3.2 Металлографические особенности динамически рекристаллизованной структуры стали 10X17H13M2T

Сделанные в работе выводы о динамической природе рекристаллизованных зерен в структуре образцов исследованных сталей, закаленных сразу после горячей прокатки, являются развитием представлений, полученных при

исследовании микроструктур и механизма рекристаллизации в очаге горячей деформации. В предыдущих работах, выполненных в УкрНИИСпецстали, показано, что для горячей деформации характерна не только зональная неравномерность деформации, но и микронеравномерность деформации в отдельных зернах, а также в пределах каждого зерна [54, 63]. Так, при прокатке аустенитной стали со степенью деформации 50 % и остановкой в очаге деформации наблюдали увеличение объема динамически рекристаллизованных зерен с 15 % в начале до 38 % в конце очага деформации. Зарождение первых динамически рекристаллизованных зерен обнаружено преимущественно на зубцах границ исходных зерен [63].

В данной работе исследована микроструктура аустенита, полученная непосредственно после горячей прокатки и в течение последеформационной выдержки. Более подробные результаты приведены для стали 10X17H13M2T (изменения микроструктуры стали 12X18H10MT аналогичны).

На разных стадиях рекристаллизации после однопроводной прокатки в микроструктуре стали 10X17H13M2T видны исходные зерна (рис. 3.6), вытянутые вдоль направления прокатки. При 1050...1100 °С, наряду с мелкими новыми рекристаллизованными зернами размером 2...8 мкм, на границах исходных зерен обнаружены зубцы высотой 0,5...2 мкм (см. рис. 3.6 д). Динамически рекристаллизованные зерна располагаются не только на зубчатых границах, но и у карбидов, карбонитридов в ликвационных зонах (см. рис. 3.6 а, б), на двойниках (см. рис. 3.6 а, д, к). В объеме зерен присутствуют следы скольжения и полосы сброса.

При более высокой температуре прокатки 1150 °С, которая привела к образованию 30...35 % динамически рекристаллизованных зерен, новые зерна размером 2...13 мкм присутствуют на границах и в объеме исходных деформированных зерен (см. рис. 3.6 г). В этом случае зубчатость границ с высотой зубцов 3...6 мкм выявлена в зернах с наименьшим объемом динамической рекристаллизации, рис. 3.7 [142, 150].

После прокатки, наблюдается неоднородность микроструктуры по площади,



а



б



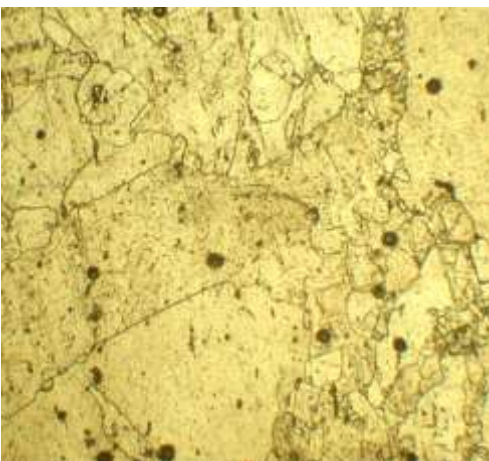
в



г



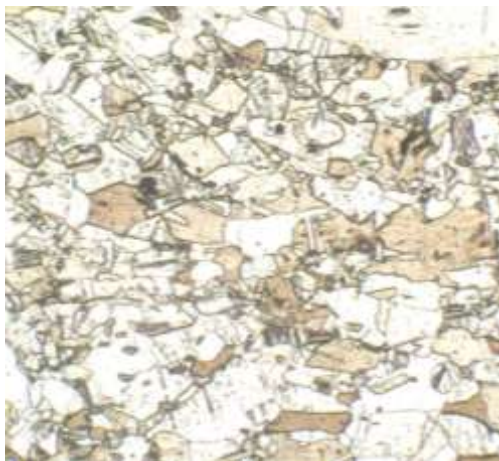
д



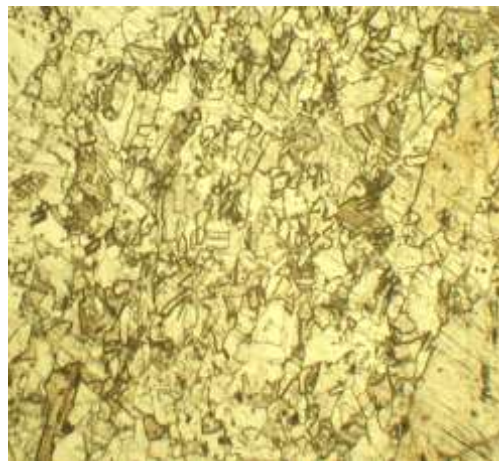
е

а – 35 % – динамическая рекристаллизация; б – 35 %, 20 с; в – 53 %, 80 с;
г – 63 %, 120 с; д – 6 % – динамическая рекристаллизация; е – 25 %, 40 с;
а–г – 1150 °С; д, е – 1100 °С

Рисунок 3.6 – Микроструктура стали 10X17N13M2T с различным объемом рекристаллизации (%) при горячей прокатке и выдержке (x220).



Ж



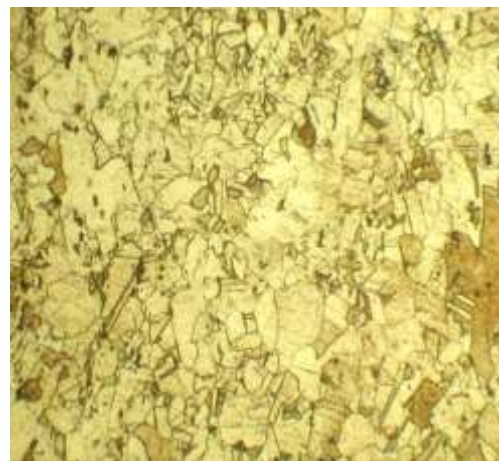
З



И



К



Л



М

ж – 42 %, 100 с; з – 60 %, 500 с; и – 2 % – динамическая рекристаллизация;
к – 26 %, 200 с; л – 61 %, 400 с; м – 72 %, 600 с; ж, з – 1100 °С; и–м – 1050 °С

Рисунок 3.6, лист 2.

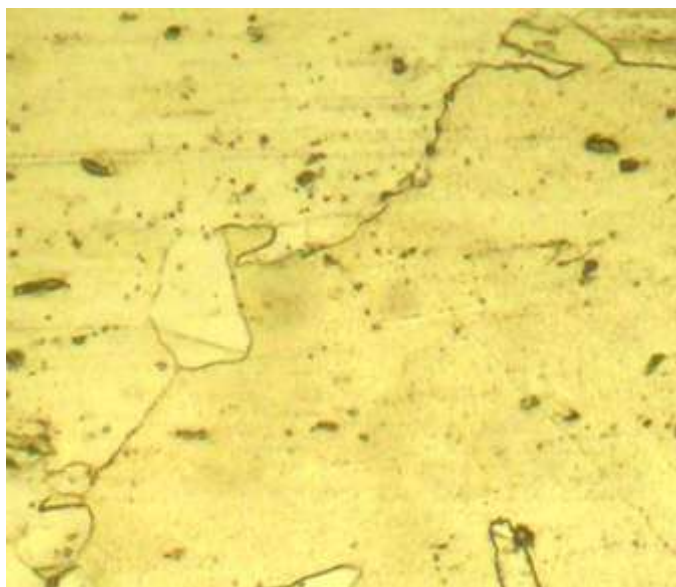


Рисунок 3.7 – Динамически рекристаллизованные зерна на «зубчатых» границах исходных зерен в микроструктуре стали 10X17H13M2T после прокатки при 1150 °C (x530).

занятой рекристаллизованными зернами. В осевой зоне образца, прокатанного при 1150 °C, присутствуют участки, в которых процесс рекристаллизации начался (до 5 %) и охватывает границы исходных зерен. В других зернах наблюдали 10...25 % и более объема динамической рекристаллизации. Имеются участки, в которых динамическая рекристаллизация прошла на 50...60 % и сохранились небольшие области исходных деформированных зерен (рис. 3.8). Выявленная неравномерная рекристаллизованная микроструктура, по всей вероятности, связана с неравномерностью деформации, которую наблюдали и в работах [21, 54, 63]. На аустенитной стали в работе [63] обнаружено, что вначале деформации в одних зернах реализуется множественное скольжение, а в соседних зернах работает лишь одна система скольжения. Очевидно, что в зонах с объемом рекристаллизованных зерен 35...60 % динамическая рекристаллизация стали 10X17H13M2T находится на завершающих этапах. Присутствие зубцов и отдельных рекристаллизованных зерен на границах исходных зерен можно объяснить началом рекристаллизации.

Для уменьшения влияния снижения температуры образцов при контакте с

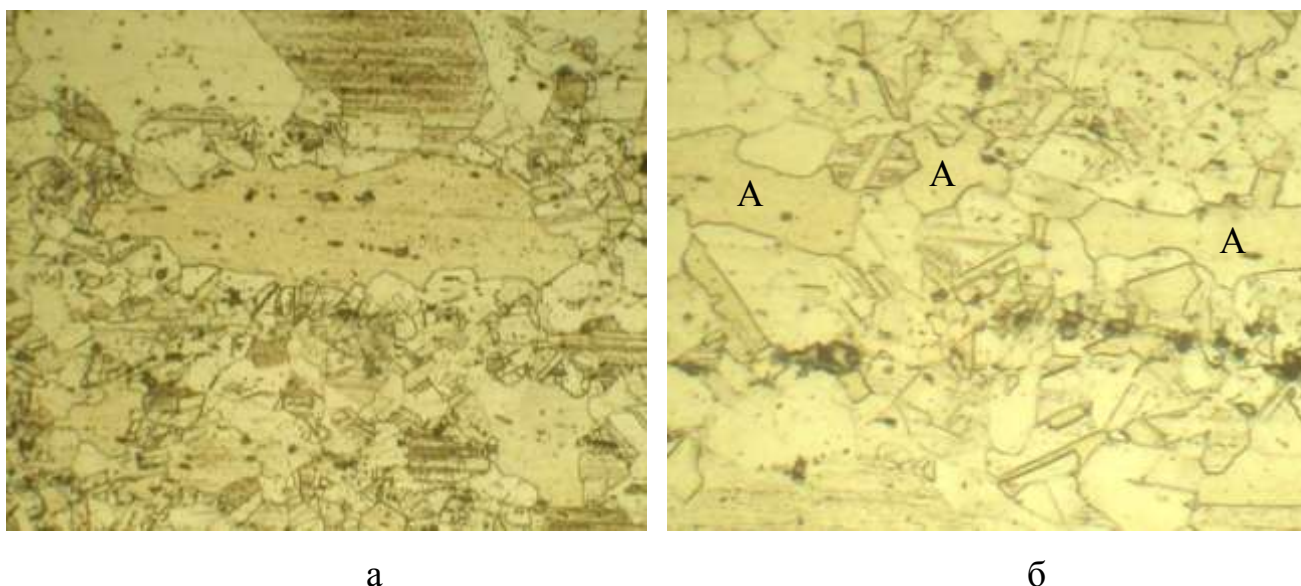


Рисунок 3.8 – Неравномерность динамической рекристаллизации (а, $\times 220$) и нерекристаллизованные участки – А (б, $\times 530$) в микроструктуре стали 10X17H13M2T после прокатки при 1150 °С.

окружающей средой и холодными валками и неравномерности деформации по сечению особенности динамической рекристаллизации изучены в осевой зоне образцов. Действие этих факторов проявляется следующим образом. В рекристаллизованной непосредственно в очаге деформации микроструктуре наблюдается уменьшение объема рекристаллизации по сечению образца в направлении от оси к поверхности. Эта особенность микроструктуры сохраняется и в металле, рекристаллизованном во время последеформационной выдержки – количество рекристаллизованных зерен по сечению увеличивается в направлении от поверхности к центру образца (рис. 3.9, 3.10). Известно [5], что рекристаллизация начинается при достижении критической степени деформации. Уменьшение объема рекристаллизации по сечению может быть связано как с меньшей степенью деформации, которую испытывают приповерхностные зоны, так и с более интенсивным их охлаждением [39, 112].

Описанное изменение упрочнения и объема рекристаллизации согласуется с изменением твердости по сечению образцов, рис. 3.11 [142, 151]. В осевой зоне, где при деформации прошло наибольшее разупрочнение рекристаллизацией,



а



б



в



г



д



е

а – центр, 35 %; б – 1 мм, 22 %; в – 2 мм, 11 %; г – 3 мм, 8 %; д – 4 мм, рекристаллизация менее 2 %; е – 5 мм, нерекристаллизованное зерно

Рисунок 3.9 – Микроструктура стали 10X17H13M2T с различным объемом динамически рекристаллизованных зерен аустенита (%) по сечению образца (мм от центра) после прокатки при 1150 °С (x220).

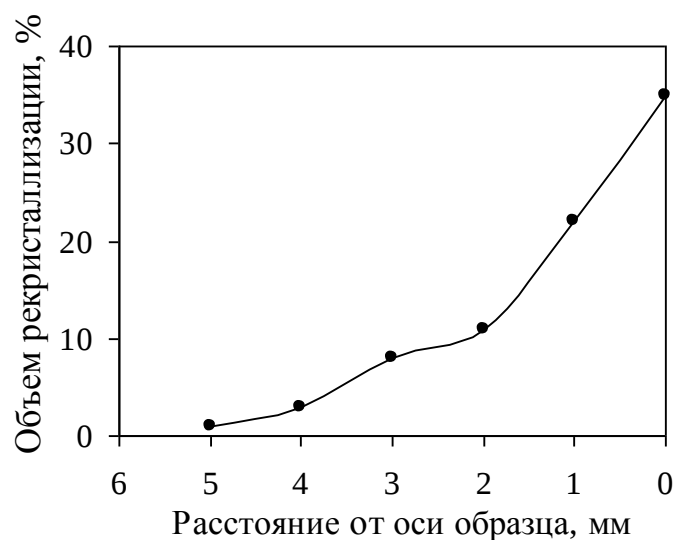


Рисунок 3.10 – Изменение объема динамической рекристаллизации по сечению образца стали 10X17H13M2T, прокатка при 1150 °С.

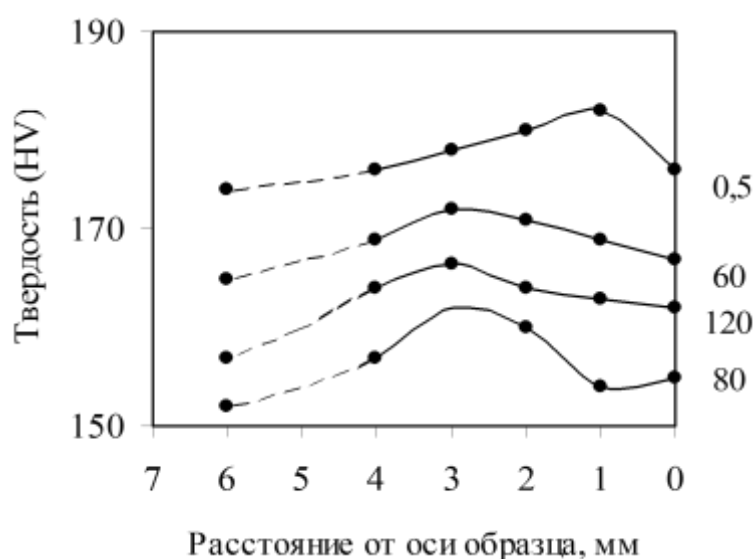


Рисунок 3.11 – Распределение твердости HV по сечению образцов после однопроходной прокатки при 1150 °С без выдержки (0,5) и с выдержкой 60 с, 80 с и 120 с в печи и последующего ускоренного охлаждения.

наблюдается пониженная твердость. Она увеличивается при удалении от центра и достигает пиковых значений в зоне, в которой динамическая рекристаллизация тормозится за счет снижения температуры. Дальнейшее снижение твердости при удалении от центра связано, вероятно, с невысокими степенями деформации этих зон. Это согласуется с полученными в работах [63, 64] результатами по

неоднородности распределения деформации в структуре при горячей прокатке коррозионнотойстойкой аустенитной стали.

При горячем кручении стали 10X17H13M2T при 1100 °С степень деформации за проход 19...22 % и длительность паузы 10...20 с выбраны с учетом используемых при промышленной прокатке и опробованных при экспериментальной прокатке температурно-деформационных режимов для получения динамически рекристаллизованного зерна [142, 144]. В результате степень интенсивной горячей пластической деформации до разрушения составила $\varepsilon = 1680$ % (рис. 3.12). Количество динамически рекристаллизованных зерен в поверхностной зоне образца составляет 80 %.

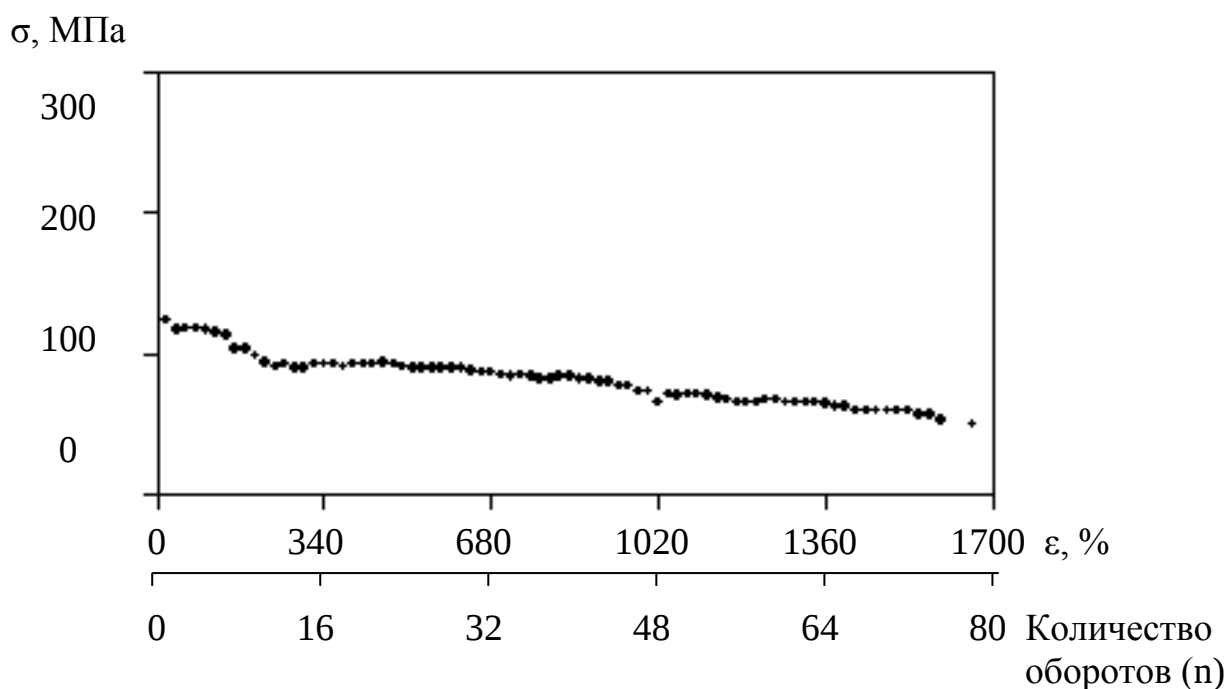
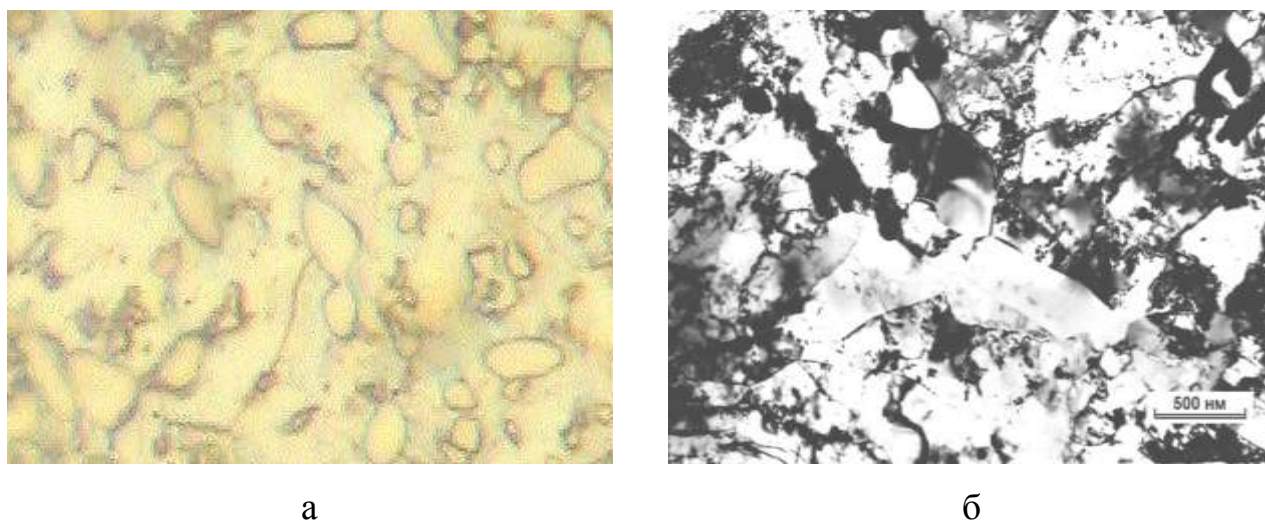


Рисунок 3.12 — Диаграмма высокотемпературной многопроходной деформации кручением стали 10X17H13M2T при 1100 °С.

Динамической рекристаллизацией получено ультрамелкое зерно размером 0,8...2 мкм [142, 152]. Ультрамелкие зерна находятся в окружении нерекристаллизованных участков и рекристаллизованных зерен размером 5...10 мкм, сформированных, очевидно, в предшествующих проходах (рис. 3.13).

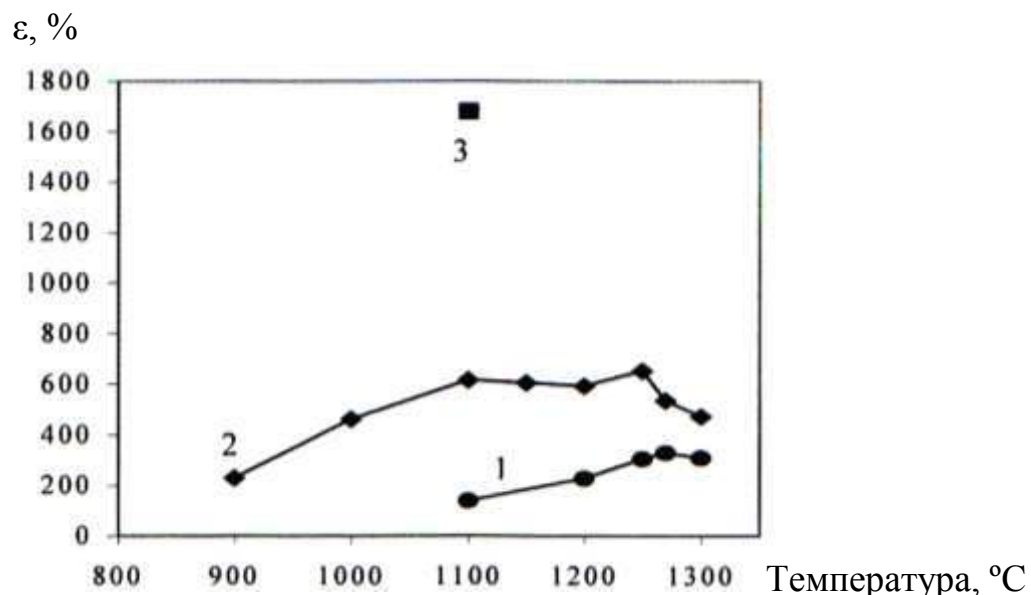


а – световая микроскопия, $\times 1870$; б – просвечивающая электронная микроскопия на фольгах, $\times 42000$

Рисунок 3.13 – Ультрамелкое зерно в стали 10X17N13M2T, полученное при многопроходном кручении при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Присутствие ультрамелких зерен вместе с мелкими зернами может быть связано с ростом рекристаллизованных зерен при горячей деформации. Таким образом, при многопроходном горячем кручении проходят многократные процессы динамической рекристаллизации, образование новых зерен, в том числе ультрамелких, и рост рекристаллизованных зерен. Эти данные согласуются с результатами исследований двухпроходной горячей прокатки, показывающих, что каждый проход сопровождается динамической рекристаллизацией. Микротвердость стали 10X17N13M2T после многопроходного кручения: 154 HV у края и 150 HV в центре образца. В образце со степенью деформации 75 % до разрушения при непрерывном кручении микротвердость у края образца составила 134...145 HV.

Сравнение результатов многопроходного кручения с полученными ранее данными [142] показало более низкий (в 2,7...14 раз) уровень максимальной (до разрушения) степени пластической деформации ε при непрерывном горячем кручении литой и кованой стали 10X17N13M2T (рис. 3.14). При $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ степень пластической деформации до разрушения при непрерывном кручении литого



● – литой металл; ◆ – кованая заготовка $\varnothing$ 200...250 мм;
 ■ – прокат, $\varnothing$ 22 мм

Рисунок 3.14 – Зависимость степени деформации до разрушения (ϵ) от температуры при непрерывном (1, 2) и многопроходном (3) кручении стали 10X17H13M2T.

металла составила 139 %, кованого – 615 % (табл. 3.2). При исследуемых температурах низкий уровень максимальной степени пластической деформации литого металла связан, очевидно, с большей неоднородностью структуры в сравнении с деформированным металлом (послековки).

Образование динамически рекристаллизованной структуры в каждом проходе при горячей прокатке, достижение больших степеней деформации до разрушения при многопроходном кручении в сравнении с непрерывным кручением объясняется, вероятно, следующими особенностями. За время междеформационной паузы в нерекристаллизованных участках по данным [20, 24] уменьшается плотность дислокаций и происходит подготовка структуры к образованию динамически рекристаллизованных зерен в последующих проходах.

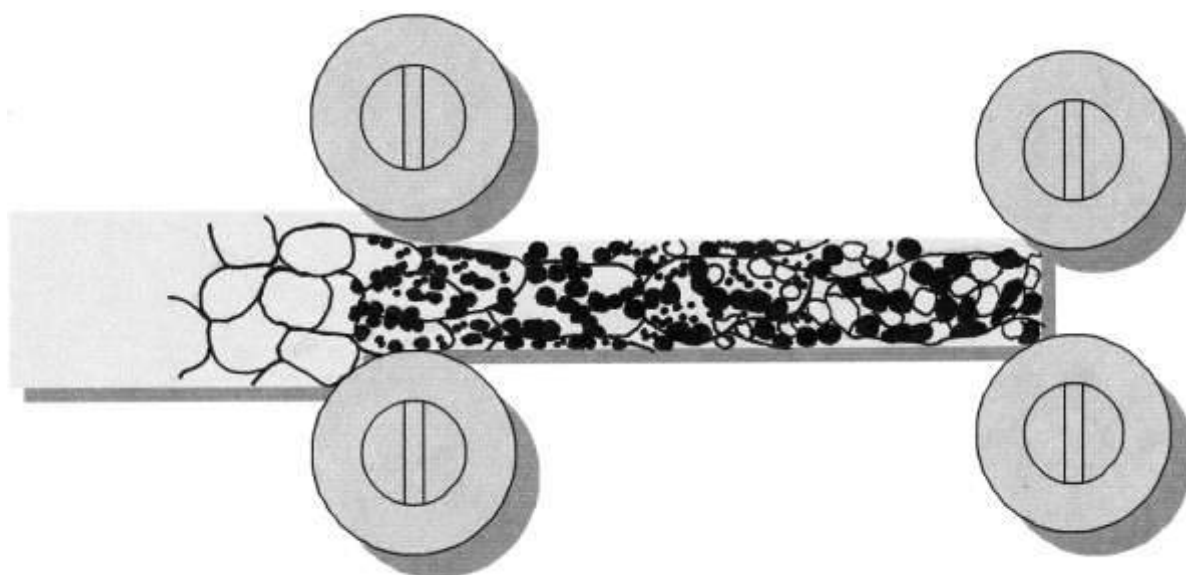
Установленные особенности рекристаллизации аустенита при многопроходной горячей пластической деформации можно представить в виде микроструктурной модели (рис. 3.15). На этой модели показаны динамически

Таблица 3.2 – Результаты высокотемпературных испытаний на кручение стали 10X17H13M2T

Заготовка	Условия испытаний на кручение			ε , %
	$\tau_{\text{исп}}$, мин	$t_{\text{исп}}$, °C	деформация	
Горячекатаный прут, Ø 22 мм	5	1100	Многопроходная	1680 (78 проходов)
			Непрерывная	75
Кованая заготовка, Ø 200 мм	20	900	Непрерывная	229
		1000		462
		1100		615
		1150		605
		1200		592
		1250		651
		1270		536
		1300		473
Слиток, масса 1 т	20	1100	Непрерывная	139
		1200		226
		1250		303
		1270		328
		1300		308

рекристаллизованные в очаге горячей деформации между прокатными валками зерна и зерна, образованные во время междеформационной паузы, когда идет статическая рекристаллизация. Зарождение динамически рекристаллизованных зерен в следующем проходе происходит на неохваченных рекристаллизацией большеугловых границах, в нерекристаллизованных участках исходных зерен, где во время междеформационной паузы уменьшилась плотность дислокаций.

Модель (см. рис. 3.15) значительно уточняет существующие [13, 52]



● — динамически рекристаллизованные зерна; ○ — статически рекристаллизованные зерна

Рисунок 3.15 – Микроструктурная модель рекристаллизации аустенита при горячей прокатке.

представления о рекристаллизации при горячей прокатке. Так, на известных схемах структурообразования при прокатке структура аустенита на выходе из очага деформации представлена вытянутыми исходными деформированными зернами с искаженными границами. Отличительной особенностью новой модели является то, что в ней предлагается учитывать зарождение динамически рекристаллизованных зерен непосредственно в очаге горячей деформации между прокатными валками.

3.3 Механизм зарождения динамически рекристаллизованных зерен

Присутствие динамически рекристаллизованных зерен в структуре непосредственно после выхода металла из очага деформации, установленное исследованием кинетики рекристаллизации коррозионностойких сталей

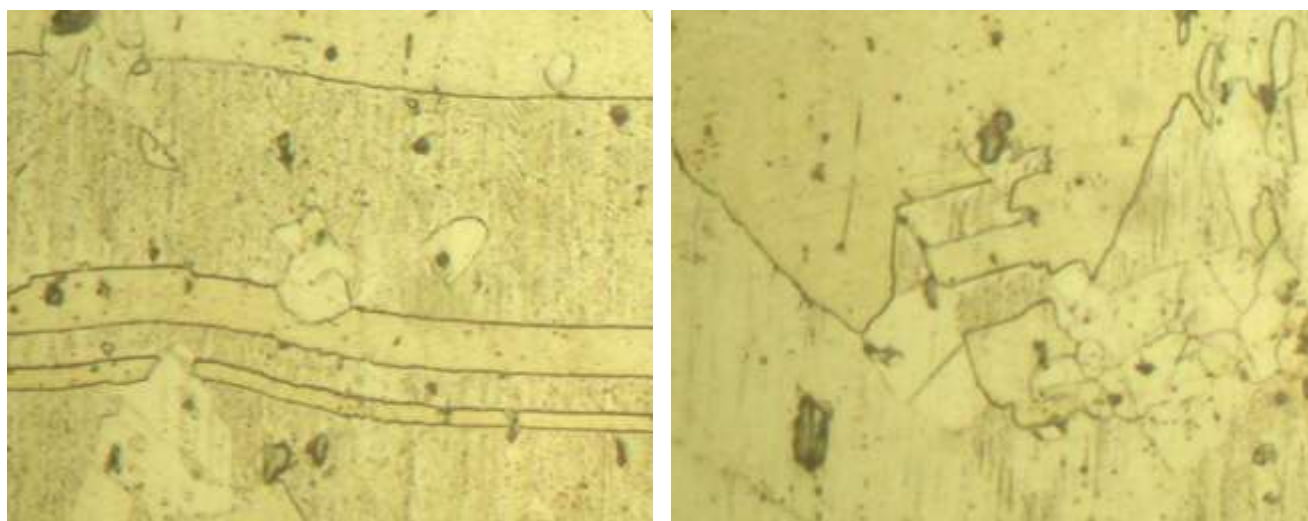
10X17H13M2T и 12X18H10MT при горячей прокатке, использовано для разработки пакетного механизма процесса динамической рекристаллизации. Металлографические особенности микроструктуры [144] (см. рис. 3.6, 3.8) подтверждают известные данные о том, что при высоких температурах деформация в пределах зерна является неравномерной [21, 53, 54, 59, 63]. Значительная локализация деформации в грубых полосах (следах) скольжения приводит к тому, что вместо обычного тонкого скольжения (сдвиг одной атомной плоскости относительно соседней) происходит сдвиг группы плоскостей одним пакетом. Одним из проявлений сдвигового механизма горячей деформации является образование зубчатости на границах аустенитных зерен (см. рис. 3.7). Выход грубых полос скольжения на границы исходных зерен способствует появлению разницы в плотности дефектов по обе стороны от границы и последующей ее миграции в направлении повышенной плотности дефектов [53].

Изложенные факты могут служить основанием для того, чтобы считать, что потенциальными зародышами динамической рекристаллизации являются наименее деформированные зоны, имеющие минимальную плотность дислокаций, расположенные внутри пакета. В связи с тем, что при высоких температурах доля тонкого скольжения уменьшается [63], можно предположить, что деформация по типу тонкого скольжения будет происходить на границах пакетов. При сдвиге пакета и его торможении на различных структурных препятствиях в этих местах будет сосредоточена максимальная плотность дислокаций и, как следствие, значительные искривления кристаллической решетки. Можно предположить, что появляющаяся в очаге деформации разная плотность дефектов по обе стороны границы сдвигового пакета способствует ускоренному перераспределению дислокаций в этих участках с формированием большеугловых границ и, в результате, образуются зародыши динамически рекристаллизованных зерен с большеугловыми границами [76, 142, 152].

С использованием пакетного механизма динамической рекристаллизации могут быть объяснены структурные изменения при зарождении первых динамически рекристаллизованных зерен в местах расположения зубцов.

Действительно, так как в самом пакете существенной деформации не происходит, а на границе зерна в месте выхода пакета создается неоднородность плотности дислокаций, это будет способствовать облегченному формированию зародыша динамической рекристаллизации в несколько этапов. Зародыш динамически рекристаллизованного зерна, который располагается непосредственно в пакете, с одной стороны уже ограничен готовой большеугловой границей, образовавшейся за счет миграции границы исходного зерна. Далее, на месте начального положения границы происходит увеличение разориентировки и формирование большеугловой границы за счет взаимодействия сплетений или сеток дислокаций одновременно с их миграцией вглубь зерна вплоть до образования большеугловой границы по всему периметру зародыша [54,152].

В настоящей работе установлено, что после прокатки при 1050...1150 °С аустенит является рекристаллизированным на 2...35 %. Это свидетельствует о том, что в очаге деформации происходит не только начало рекристаллизации с образованием отдельных рекристаллизованных зерен на исходных границах, но и получает развитие рекристаллизация, охватывающая внутренние объемы зерна. В этом случае образование динамически рекристаллизованных зерен в объеме деформированного зерна логично связать с развитием множественного пакетного скольжения, характерного для высоких температур [63] и выходом движущихся пакетов (грубых полос скольжения) на различные структурные препятствия. Зарождение динамически рекристаллизованных зерен будет происходить вблизи межфазных границ аустенита и карбидов, карбонитридов, например, в ликвационных зонах с выделениями этих фаз, которые присутствуют в подшипниковых, коррозионностойких и других сталях, на двойниках. Ускоренное перераспределение дислокаций на границах с пакетом в этих местах приведут к формированию динамически рекристаллизованных зерен с большеугловыми границами. Соответствующие микроструктуры приведены на рис. 3.16, варианты торможения пакетов скольжения и образование зародышей динамически рекристаллизованных зерен, представленные в виде схем – на рис. 3.17.



а

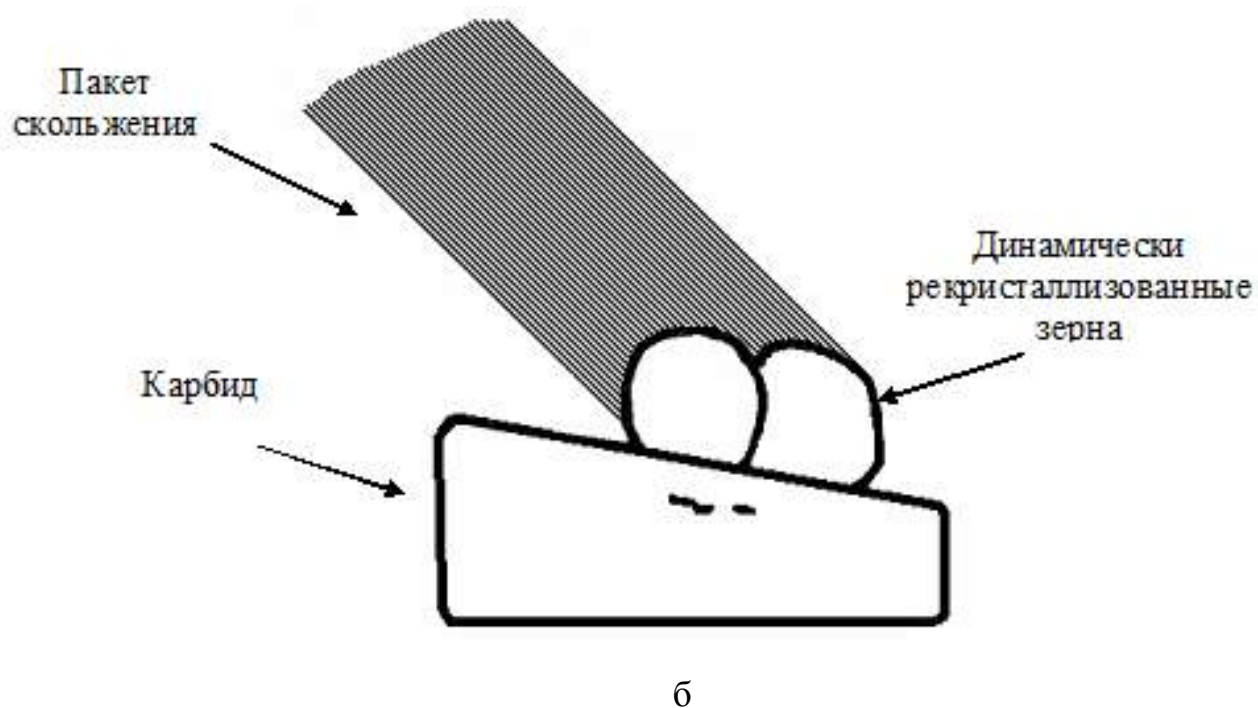
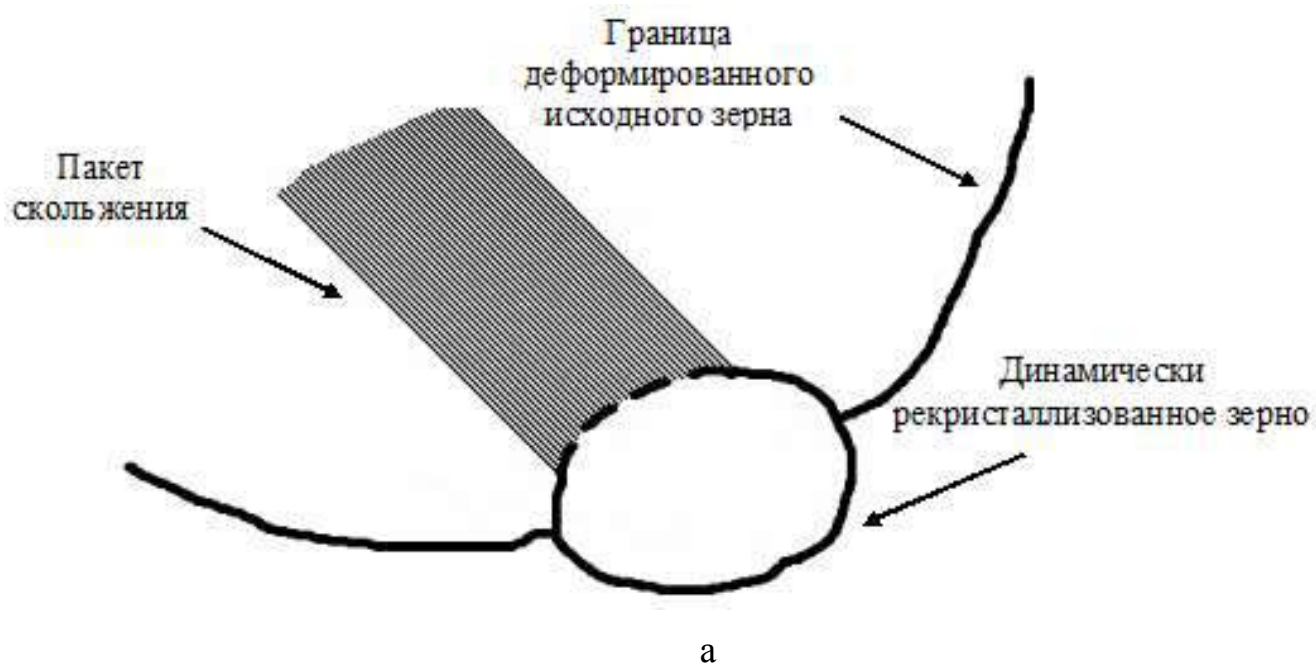
б

а – на двойниках, возле частиц карбонитридов в объеме исходных зерен;
 б – на границах исходных зерен

Рисунок 3.16 – Динамически рекристаллизованные зерна, образованные в аустените стали 10X17H13M2T при температуре прокатки 1150 °С (х530).

Таким образом, разработан пакетный механизм динамической рекристаллизации с использованием известных данных о сдвиговом механизме пластической деформации. Образование динамически рекристаллизованных зерен связано с тем, что в пакете объединены наименее деформированные зоны с минимальной плотностью дислокаций (расположенные внутри пакета) и зоны с максимальной плотностью дислокаций, в которых прошла деформация по типу тонкого скольжения (преимущественно на границах пакетов). Появляющаяся при деформации разная плотность дефектов по обе стороны границы сдвигового пакета способствует ускоренному перераспределению дислокаций в этих участках и формированию непосредственно в очаге деформации зародышей динамически рекристаллизованных зерен с большеугловыми границами.

Описанные представления об облегченном формировании зародышей динамической рекристаллизации подтверждаются расчетами эффективной энергии активации динамической рекристаллизации [153].



а – на границах исходного зерна; б – на межфазных границах (в объеме исходного зерна)

Рисунок 3.17 – Схема пакетного механизма образования динамически рекристаллизованных зерен.

3.4 Расчет эффективной энергии активации процессов динамической рекристаллизации и статической рекристаллизации при горячей прокатке стали 10X17H13M2T

При горячей деформации аустенита происходит релаксация накопленной упругой энергии за счет перераспределения и уменьшения плотности дислокаций. Если количество дислокаций, накопленных в единицу времени, будет меньше числа дислокаций, убывших из локальных активационных объемов в процессе релаксации упругой энергии, то в этих объемах формируются зародыши рекристаллизации по достаточно сложному механизму. Такую рекристаллизацию относят к категории динамических процессов, поскольку основная стадия структурных изменений непосредственно связана с актом деформационного динамического воздействия. В процессе такого воздействия дислокации, сосредоточившиеся под действием касательных напряжений у аустенитных границ, образуют стенки симметричного или полусимметричного наклона, которые затем искривляются, диссипируют на отдельные дислокации в результате проскальзывания одних участков активационного объема относительно других с последующей коалесценцией этих участков [154]. Приход «свободных» дислокаций к внешней границе активационного объема превращает ее из малоугловой в большеугловую. Эти представления были развиты при уточнении процессов рекристаллизации аустенита при горячей деформации (см. 3.3).

Таким образом, некоторый активационный объем становится центром рекристаллизации, который в процессе некоторого изначального роста становится определяемым рентгенографически или путем микроструктурного анализа. Причем, это дорастание может происходить и после завершения акта деформационного воздействия. Отсюда, понятно, что эффективная энергия рекристаллизации является усредненным энергетическим параметром нескольких микропроцессов, последним из которых является процесс указанного акта дорастания. В связи со сказанным выше, особый интерес представляет попытка

оценить эффективную энергию активации динамической рекристаллизации (Q_a) и, по возможности, энергию активации процесса зарождения новых рекристаллизованных центров и их роста (Q_G) во время последеформационной выдержки под действием движущих сил различной физической природы.

Для оценки эффективной энергии активации динамической рекристаллизации и энергии активации роста зерен были использованы известные экспоненциальные зависимости (релаксационное и кинетическое уравнения Аррениуса) в линеаризованном варианте [153]. При этом предполагали, что влияние энтропии активации несущественно и, таким образом, определяемые энергии активации (теплоты) в первом приближении не отличаются от свободных энергий активации. Линеаризованные варианты выражений отвечали линейному выражению стандартного вида:

$$y_i = b_0 + b_1 x_i, \quad (3.1)$$

где y_i – функция отклика, соответствующая, в первом случае логарифму времени динамической рекристаллизации $\ln(\tau_\delta'')_i$ и выражению $\ln(ka_0^2)_i$ во втором;

k – угловой коэффициент линеаризованной зависимости $a_\tau = f(\tau)$;

a_0 – начальный размер динамически рекристаллизованного зерна;

a_τ – текущий размер рекристаллизованного зерна;

τ – время роста зерна.

Для исследованных температур был выбран наименьший средний размер динамически рекристаллизованного зерна ($a_0 = 5$ мкм), полученный при прокатке при 1000 °С. При этой температуре зафиксирована и наименьшая степень рекристаллизации – 0,5 %. Время появления зародыша с аналогичным размером было рассчитано также для других температур прокатки (табл. 3.3). На рис. 3.18 показано, что время появления динамически рекристаллизованного зерна уменьшается с повышением температуры деформации.

Таблица 3.3 – Параметры динамической рекристаллизации

$T, ^\circ\text{C}$	$\tau_0'', \text{с}$	Объем рекристал- лизации, %	$\ln(\tau_0'')$	Коэффициент корреляции, $r_{y/x}$	Угловой коэф. b	$\frac{\Delta b}{b}$	$Q_a,$ $\frac{\text{кДж}}{\text{моль}}$	$\frac{(\Delta Q_a)}{Q_a}$
1000	2	0,5	-3,863	0,9748	10740	0,0034	89,25	0,1403
1050	1,333	2	-2,590					
1100	1,204	6	-2,207					
1150	0,769	35	-0,74					

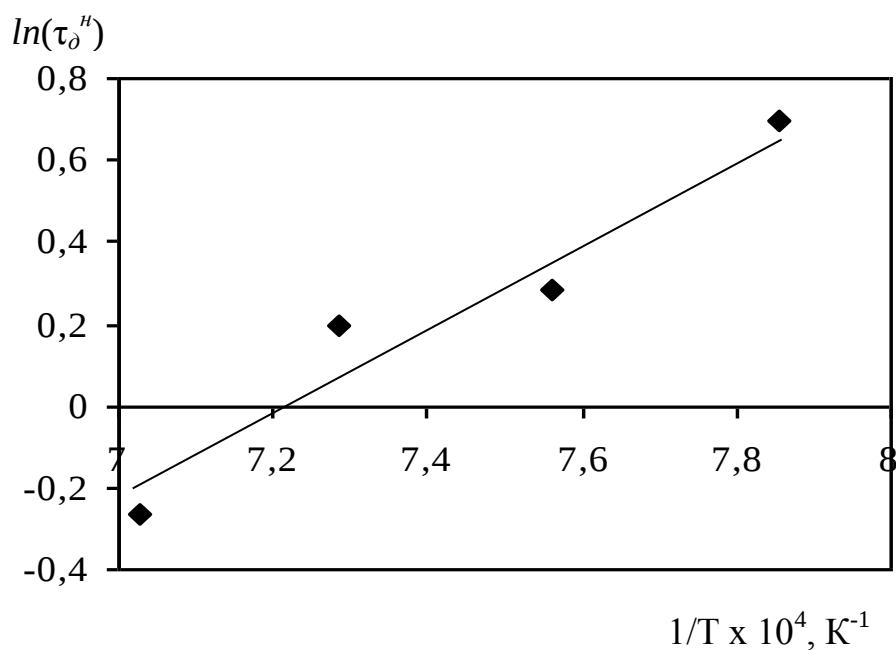


Рисунок 3.18 – Зависимость натурального логарифма времени появления динамически рекристаллизованных зерен размером $a_0 = 5$ мкм от температуры.

Для исключения взаимного влияния средневзвешенных значений ошибок величин (Δb_0) и (Δb_1) уравнение (3.1) было преобразовано к виду [154, 155]:

$$y_i^* = b_0^* + b_1 x_i^*, \quad (3.2)$$

где $x_i^* = x_i - \bar{x}$ ($\bar{x}$ – среднее значение x_i ; при этом сумма $\sum_{i=1}^n \bar{x}_i = 0$, а $b_0^* = b_0 + b_1 \bar{x}$).

Такой подход, помимо устранения влияния ошибок свободных членов уравнений на определяемые энергии активации, еще и упрощает вид системы соотношений для предварительных и окончательных расчетов всех определяемых величин. В этом случае система сводится к следующей цепочке выражений. Коэффициент корреляции упрощается к виду:

$$r_{y_i/x_i^*} = \frac{\sum_{i=1}^n y_i x_i^*}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (x_i^*)^2 (\sum_{i=1}^n y_i^2 - n\bar{y})^2}}, \quad (3.3)$$

где $\bar{y}$ – среднее значение функции отклика, n – число пар $y_i - x_i^*$.

Величины b_0 и b определяются с помощью метода наименьших квадратов [156], с учетом введения средних значений x_i и y_i сводятся к выражениям:

$$b_1 = \frac{\sum_{i=1}^n y_i x_i^*}{\sum_{i=1}^n (x_i^*)^2} \quad (3.4)$$

$$b_0^* = \bar{y}$$

Среднеквадратичная (инструментальная) погрешность углового коэффициента (Δb_0^*) в уравнении (3.2) рассчитывалась также с учетом [155]. Соответствующее выражение имело вид:

$$(\Delta b_1) = \pm \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (y_i - b_0^* - b x_i)^2}{\left[\sum_{i=1}^n (x_i^*)^2 \right] (n-2)}}, \quad (3.5)$$

где n – как и прежде, число выбранных фигуративных точек пространства $y_i - x_i^*$, а разность $n - 2$ включает число определяемых параметров – 2.

Для оценки эффективной энергии активации динамической рекристаллизации (Q_a) использовали линеаризированный вариант релаксационного выражения вида [155]:

$$\ln \tau_{\delta}^n = \ln \tau_0 + \frac{Q_a}{R} \cdot T^{-1}, \quad (3.6)$$

где R – универсальная газовая постоянная,

T – температура по Кельвину.

τ_0 – частотный множитель с размерностью времени, $\tau_0 = 2$ с.

Для определения энергии активации рекристаллизации и роста зерен (Q_G) в процессе выдержки применили подход, развитый в работе [156]:

$$\ln(ka_0^2) = \ln(m_0\gamma) - \frac{Q_G}{R} \cdot T^{-1}, \quad (3.7)$$

где m_0 – частотный фактор,

γ – межзеренная энергия.

В уравнениях (3.6) и (3.7) члены типа $\frac{Q_{a(G)}}{R}$ отвечают b_1 из системы (3.4).

Среднеквадратичные погрешности (ΔQ_a) и (ΔQ_G) оценивали по уравнению (3.5) с

учетом того, что $\frac{(\Delta Q_{a(G)})}{R} = \Delta b_1$.

Температурная зависимость натурального логарифма размера динамически рекристаллизованного зерна, выявленного металлографическим методом, приведена на рис. 3.19. Временные зависимости натурального логарифма текущего размера рекристаллизованного зерна $\ln(a) - (\tau)$ показаны на рис. 3.20, параметры статической рекристаллизации во время последеформационной выдержки – в таблице 3.4.

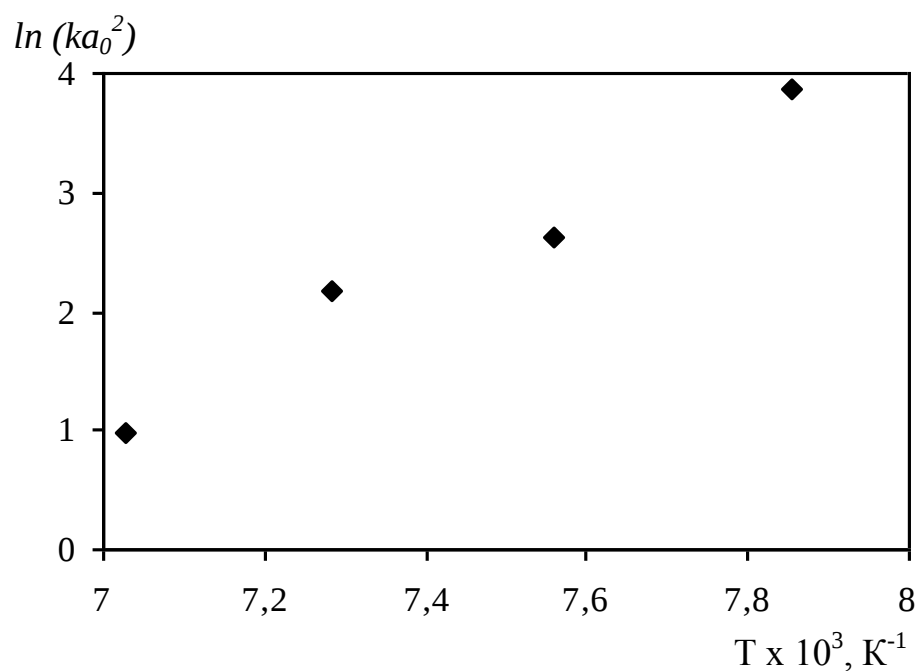
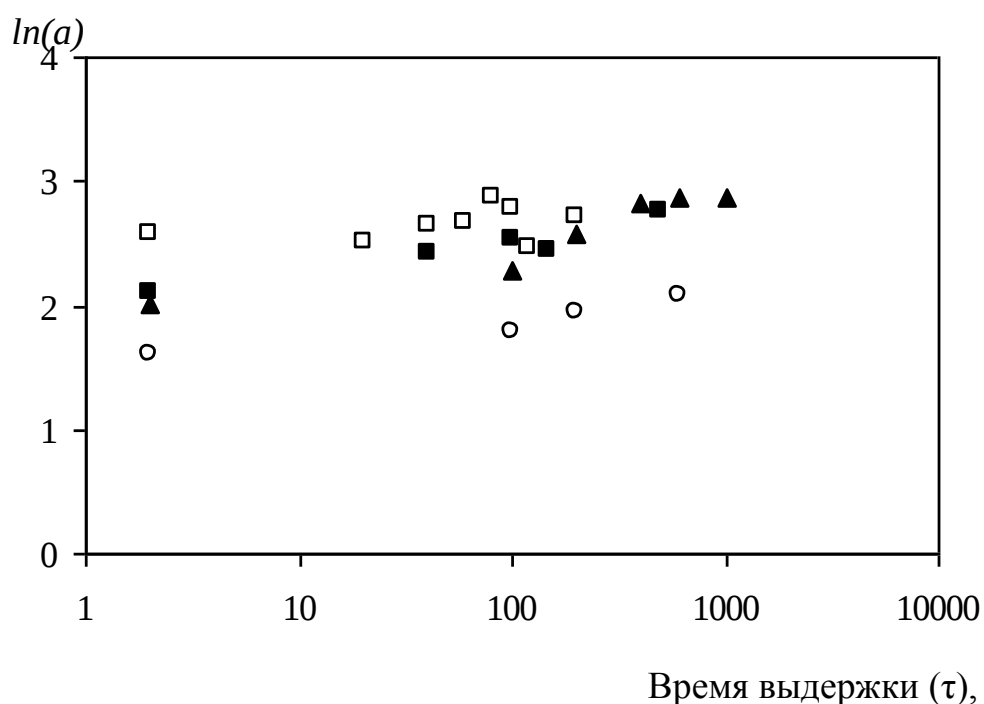


Рисунок 3.19 – Зависимость натурального логарифма начального размера динамически рекристаллизованного зерна от температуры прокатки.



□ – 1150 °C; $k = 3,088 \times 10^{-3}$; ■ – 1100 °C; $k = 1,059 \times 10^{-3}$; ▲ – 1050 °C; $k = 0,8 \times 10^{-3}$; ○ – 1000 °C; $k = 0,698 \times 10^{-3}$

Рисунок 3.20 – Зависимость натурального логарифма текущего размера рекристаллизованного зерна от длительности последеформационной выдержки.

Таблица 3.4 – Параметры рекристаллизации во время последеформационной выдержки

Т, °С	Результаты	1	2	3	4	5	6	Коэф. корре- ляции, r_{y/x^*}	Угло- вой коэф. b_1	$\frac{\Delta b_1}{b_1}$	Q_G , $\frac{\text{кДж}}{\text{моль}}$	$\frac{(\Delta Q_G)}{Q_G}$
1000	τ , с	2	100	200	600	-	-	0,9773	35245	0,0295	293,4	0,0299
	a , мкм	5	6	7	8	-	-					
	ℓna	1,610	1,792	1,946	2,079	-	-					
1050	τ , с	2	100	200	400	600	1000					
	a , мкм	7,5	9,9	13	17	17,5	17,8					
	ℓna	2,015	2,293	2,565	2,833	2,862	2,879					
1100	τ , с	2	40	100	150	200	500					
	a , мкм	8,2	11,2	12,7	11,5	15	15,9					
	ℓna	2,104	2,416	2,542	2,442	2,708	2,766					
1150	τ , с	2	20	40	60	80	100					
	a , мкм	13	12,4	14,2	14,5	17,5	16,1					
	ℓna	2,565	2,518	2,653	2,764	2,862	2,779					

Увеличение объема рекристаллизации во время выдержки (см. рис. 3.1) происходит в несколько этапов за счет многократного добавления новых рекристаллизованных зерен в среде деформированного аустенита; ускоренного роста рекристаллизованных зерен не наблюдается (см. табл. 3.4 и рис. 3.20).

Такой характер формирования рекристаллизованных зерен при выдержке можно объяснить тем, что основные структурные изменения, которые определяют собой их подготовительную стадию в зонах последующей рекристаллизации, произошли, скорее всего, непосредственно при деформационном воздействии. Вероятно, при выдержке происходит только трансформация малоугловых границ зародышей рекристаллизации в большеугловые границы.

Расчитанное значение эффективной энергии активации динамической рекристаллизации для зародыша a_0 составило 89,25 кДж/моль (см. табл. 3.3).

Величина относительной погрешности $\frac{(\Delta Q_a)}{Q_a}$ равна 0,1403.

С учетом особенностей кинетики рекристаллизации аустенита была рассчитана также энергия активации процесса зарождения и роста новых зерен в процессе выдержки, которая составила величину 293,4 кДж/моль (см. табл. 3.4). Для рассмотренных условий характерно высокое значение коэффициента корреляции $r = 0,9773$, а величина относительной ошибки при определении энергии активации $\frac{(\Delta Q_G)}{Q_G}$ составила приблизительное значение (0,0299).

Полученное значение эффективной энергии активации динамической рекристаллизации оказалось значительно меньше, чем энергия активации, определяемая в нормальных статических условиях. Это, по всей вероятности, связано с тем, что при высоких температурах в условиях определенных силовых воздействий некоторые микропроцессы сливаются в практически единый процесс, что делает цепочку принципиальных изменений в рекристаллизационном объеме значительно короче, следовательно, для завершения процесса формирования рекристаллизационного зародыша требуется меньшая добавочная энергия термической активации [153].

Особенности структурообразования при последеформационной выдержке могут быть связаны с выделением дисперсных фаз (карбидов, интерметаллидов), замедляющих процесс рекристаллизации.

3.5 Температурный критерий динамической рекристаллизации

Роль рекристаллизации в работах по высокотемпературной термомеханической обработке связывают с измельчением зерна при горячей деформации, а также с увеличением дисперсности продуктов превращения рекристаллизованного аустенита при последующем охлаждении [9–14, 83]. С уменьшением аустенитного зерна в соответствии с известной зависимостью Холла-Петча возрастают прочностные характеристики (предел текучести, предел

прочности, работа разрушения при статических и циклических нагрузках) в различных специальных сталях [13, 79, 112].

Например, в подшипниковых сталях мелкозернистая структура способствует уменьшению протяженности и толщины избыточных карбидов, выделяющихся по границам аустенитного зерна и, в результате – понижению критической температуры хрупкости и повышению износостойкости подшипников [13, 14]. Из диаграммы рекристаллизации, совмещенной с диаграммой выделения карбидов и $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении горячедеформированного аустенита стали ШХ15 [109] установлено наличие инкубационного периода появления карбидной сетки. Отмечается, что появление карбидов по границам зерна в горячедеформированном аустените начинается при больших последеформационных выдержках в сравнении с недеформированным аустенитом. Рекристаллизованный аустенит с мелким зерном также способствует увеличению инкубационного периода выделения карбидной фазы [109, 110].

Исследованием кинетики рекристаллизации аустенита коррозионностойких сталей показано, что разупрочнение в очаге деформации происходит за счет динамической рекристаллизации. Это позволяет предположить, что в подшипниковых сталях кинетика выделения карбидной сетки во время последеформационной паузы в значительной степени определяется рекристаллизационными процессами в очаге деформации. После деформации выделение карбидной фазы будет, очевидно, продолжаться на фоне уже сформированного при горячей деформации динамически рекристаллизованного зерна. Логично предположить, что динамическая рекристаллизация способна замедлить начало выделения карбидной сетки, а также изменить характер ее выделения во время выдержки за счет создания развитой межзеренной поверхности непосредственно в очаге деформации.

С целью использования динамической рекристаллизации актуальным является определение температурно-деформационных условий развития этого процесса. Из диаграмм рекристаллизации (рис. 3.21) видно, что в высокотемпературной области рекристаллизация происходит ускоренно. Этот

эффект использован при разработке температурного критерия для оценки развития динамической рекристаллизации специальных сталей [144, 150, 152].

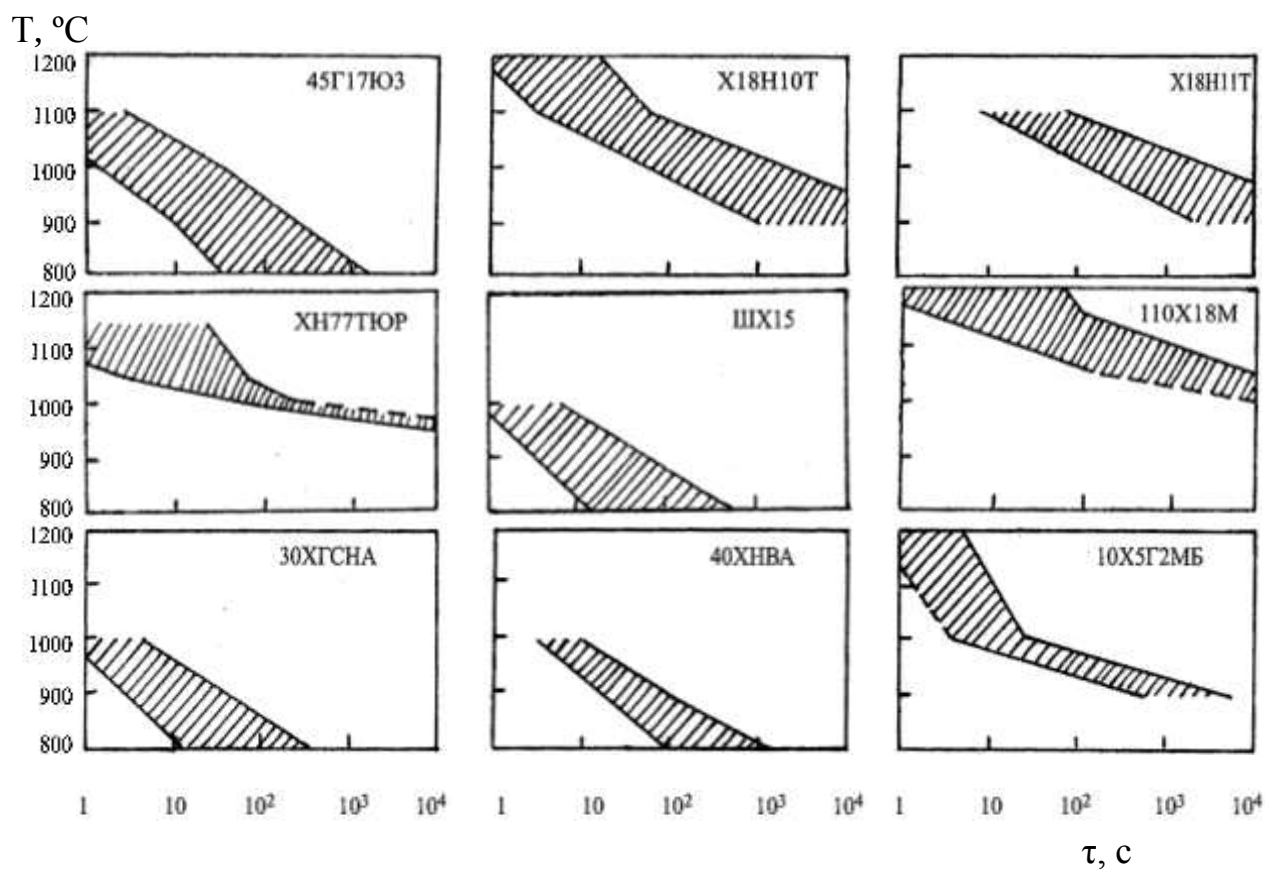


Рисунок 3.21 – Диаграммы рекристаллизации аустенита специальных сталей после горячей прокатки ($\epsilon = 25\%$) и выдержки. Заштрихованная область – начало (5 %) и конец (90 %) рекристаллизации [13, 28, 29, 144].

Температурный критерий представляет собой температуру 50 %-ной рекристаллизации за время выдержки 10 с. Выбор температуры для образования 50 % рекристаллизованных зерен при разработке критерия определялся тем, что согласно уравнению Авраами [35, 37–39] наибольшая скорость процесса характерна при образовании первых 50 % рекристаллизованных зерен. Образование 50 % рекристаллизованных зерен, наблюдаемых в микроструктуре при выходе металла из очага деформации, в наибольшей степени отражает процесс динамической рекристаллизации. Дальнейшее замедление рекристаллизации является характерным для междеформационной паузы, которая при прокатке обычно составляет 10 с. За это время объем рекристаллизации,

особенно для высоколегированных сталей, изменяется незначительно. В связи с этим можно принять, что из 50 % рекристаллизованных зерен большинство образовались динамически (в очаге деформации). Температурный критерий динамической рекристаллизации может быть использован при выборе параметров прокатки с целью измельчения зерна.

В табл. 3.5 представлены температуры 50 %-ной динамической рекристаллизации конструкционных, подшипниковых, коррозионностойких сталей – 30ХГСНА, ШХ15, 40ХНВА, 45Г17ЮЗ, 10Х5Г2МБ, 03Х16Н15МЗБ, Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т, Х18Н11Т, 110Х18М.

Таблица 3.5 – Температуры образования 50 % объема рекристаллизации специальных сталей за период последеформационной выдержки 10 с

Материал	Тип стали	T, °C
Сталь 30ХГСНА	Конструкционная	910
Сталь ШХ15	Подшипниковая	925
Сталь 40ХНВА	Конструкционная	965
Сталь 45Г17ЮЗ	Аустенитная	980
Сталь 10Х5Г2МБ	Конструкционная высокопрочная	1015
Сталь 03Х16Н15МЗБ	Коррозионностойкая	1075
Сплав ХН77ТЮР	Жаропрочный сплав	1095
Сталь Х18Н10Т	Коррозионностойкая	1130
Сталь 10Х17Н13М2Т	Коррозионностойкая	1140
Сталь Х18Н11Т	Коррозионностойкая	1140
Сталь 110Х18М	Подшипниковая коррозионностойкая	1170

3.6 Выводы

1. При исследовании кинетики рекристаллизации аустенита коррозионностойких сталей 10X17H13M2T и 12X18H10MT установлено, что при горячей прокатке со степенью деформации 15...25 % за один проход рекристаллизация может начинаться уже в очаге горячей деформации за счет динамической рекристаллизации.

При 1150 °C в этих сталях образуется 30...35 % динамически рекристаллизованных зерен размером 2...13 мкм. Во время последеформационной выдержки, сравнимой с длительностью паузы при промышленной прокатке (1...40 с), рекристаллизация идет значительно медленнее. Таким образом, в высокотемпературном интервале наибольшее увеличение процента рекристаллизации обеспечивается динамической рекристаллизацией в очаге деформации.

Для стали 10X17H13M2T построена диаграмма кинетики рекристаллизации аустенита, позволяющая определить развитие процесса рекристаллизации при температурах горячей прокатки.

Образование динамически рекристаллизованных зерен подтверждается значениями их микротвердости, которая существенно меньше микротвердости нерекристаллизованных зерен, но имеет повышенные значения в сравнении с микротвердостью зерен, рекристаллизованных во время последеформационной выдержки.

2. Уточнен механизм динамической рекристаллизации при горячей деформации. Установлено, что образование динамически рекристаллизованных зерен в очаге деформации связано с действием сдвигового механизма пластической деформации. С использованием известных данных о том, что при высоких температурах происходит значительная локализация деформации в грубых полосах (пакетах) скольжения обоснован и представлен пакетный механизм образования динамически рекристаллизованных зерен.

Так как в пакете объединены несколько плоскостей скольжения, то при сдвиге существенной деформации в самом пакете не происходит [54, 63, 78, 142]. Максимальная плотность дислокаций сосредоточена преимущественно в зонах на границах пакетов, в которых проходит деформация при скольжении пакета. Возникающая при деформации разная плотность дефектов по обе стороны границы сдвигового пакета, особенно при выходе пакетов на различные структурные препятствия, способствует ускоренному перераспределению дислокаций в этих участках и формированию зародышей динамически рекристаллизованных зерен с большеугловыми границами.

В исследованных сталях 10X17H13M2T и 12X18H10MT наблюдалось преимущественное образование зародышей динамической рекристаллизации у границ исходных зерен на зубцах; вблизи карбидов, карбонитридов, особенно в ликвационных зонах с выделениями этих фаз.

3. Расчет эффективной энергии активации динамической рекристаллизации Q_d для условий однопроходной горячей прокатки подтвердил облегченное образование динамически рекристаллизованных зерен аустенита в стали 10X17H13M2T. Она оценена значением $Q_d = 89,25$ кДж/моль, что существенно меньше, чем энергия активации процесса зарождения и роста зерен во время последеформационной выдержки, $Q_G = 294,3$ кДж/моль.

4. Для оценки развития динамической рекристаллизации в очаге деформации предложено использовать температурный критерий динамической рекристаллизации. Он отражает температурно-временные условия для получения 50 % динамической рекристаллизации и представляет собой температуру 50 %-ной рекристаллизации за время выдержки 10 с. За это время степень рекристаллизации, особенно для высоколегированных сталей, изменяется незначительно, поэтому можно принять, что большинство рекристаллизованных зерен образовались динамически в очаге деформации.

Впервые предложено использовать температурный критерий при выборе параметров горячей прокатки с целью измельчения зерна аустенита, улучшения

распределения и морфологии карбидной фазы за счет процесса динамической рекристаллизации.

В процессе двухпроходной прокатки при 1100 °С в стали 10X17H13M2T получено 15...20 % динамически рекристаллизованных зерен размером 5...10 мкм. При горячем кручении за 78 оборотов образуется 80 % динамически рекристаллизованных зерен с размером 0,8...1,5 мкм.

Таким образом, исследованием одно-, двухпроходной прокатки и многопроходного кручения показано, что альтернативой замедленному развитию рекристаллизации при последеформационной выдержке является динамическая рекристаллизация в очаге горячей деформации.

РАЗДЕЛ 4

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСЕЙ И ИЗБЫТОЧНЫХ
ФАЗ В РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОМ АУСТЕНИТЕ
ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ4.1 Исследование распределения углерода, хрома и фосфора на границах
зерен в подшипниковой стали

Выделение карбидов по границам аустенитных зерен в районе температур конца горячей деформации (850...950 °С) и при последующем охлаждении металла в виде карбидной сетки облегчает преждевременное разрушение по границам высокоуглеродистого мартенсита в подшипниковой стали [25, 30, 109]. Использование ускоренного охлаждения проката подшипниковых сталей типа ШХ15 способствует уменьшению выделения избыточных карбидов, прежде всего по границам зерен [28, 109] и ускоряет дальнейшее перлитное превращение [29, 74, 69]. Существенное замедление образования избыточных карбидов достигнуто при уменьшении размера зерна горячедеформированного аустенита [25, 107].

Приведенные выше результаты учитывали в работе для дальнейшего развития представлений по рекристаллизации аустенита и формированию карбидной фазы в подшипниковых сталях при горячей прокатке. Это важно для обеспечения качества микроструктуры подшипниковых сталей по карбидной сетке и, как следствие, повышения дисперсности и улучшения морфологии перлита после отжига.

При исследовании кинетики рекристаллизации сталей 10X17H13M2T и 12X18H10MT (см. раздел 3) показано, что эффект динамической рекристаллизации заключается в уменьшении зерна аустенита непосредственно в очаге горячей деформации. Это использовано при исследовании влияния динамической рекристаллизации на начальные стадии образования избыточных карбидов по границам рекристаллизованного аустенитного зерна подшипниковой стали ШХ15.

Для исследования состояния границ горячедеформированного аустенита подшипниковой стали ШХ15 в настоящем разделе использован метод электронной оже-спектроскопии. Исследовали величину пиков углерода, хрома и фосфора по отношению к пикам железа на спектрах оже-электронов от поверхности излома образцов после горячей деформации кручением при 850 °С в зависимости от ее степени. Исследуемая температура деформации 850 °С близка к температурам начала выделения на границах аустенитного зерна вторичных карбидов в подшипниковых сталях.

Образцы деформировали кручением до заданной степени деформации в диапазоне 0...130 %. Изломы образцов приведены на рис. 4.1, 4.2 и 4.3.

Разрушение стали ШХ15 без предварительной деформации после нагрева до 1100...850 °С и последующей закалки в воде происходит почти полностью по границам исходных аустенитных зерен (см. рис. 4.1 а, б). Горячее кручение до степени деформации 18,2 % (что соответствует стадии динамического возврата) приводит к формированию зубчатой формы поверхности межзеренных фасеток, и, вероятно, связано с динамической миграцией границ зерен в процессе деформации (см. рис. 4.1 в, г, д, е). Разрушение образцов в этом случае происходит в основном по границам зерен, хотя наблюдаются отдельные участки внутризеренного разрушения (см. рис. 4.1 в, г).

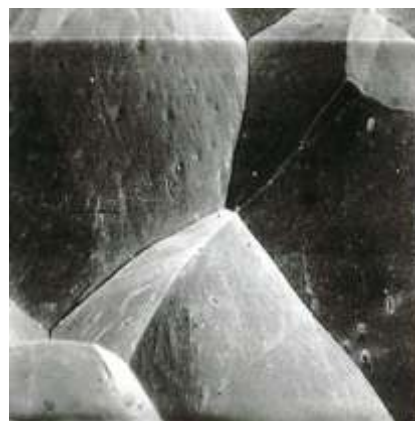
После кручения со степенью деформации 33 % в изломе наряду с зубчатыми границами нерекристаллизованных зерен и участками квазискола наблюдаются мелкие зерна с относительно гладкой поверхностью, образовавшиеся в результате динамической рекристаллизации (см. рис. 4.2 а).

По мере возрастания степени деформации растет доля динамически рекристаллизованных зерен (см. рис. 4.2 б). Одним из признаков, свидетельствующим о том, что новые мелкие зерна образовались путем динамической рекристаллизации, является их искривленная неравновесная зернограницная поверхность, испытавшая воздействие последующей деформации (см. рис. 4.2 в, г, д, е). Увеличение степени деформации до 80 % приводит к дальнейшему росту степени динамической рекристаллизации (см. рис. 4.3 а, б, в).

и увеличению в изломе мелких зерен, а при $\varepsilon = 130 \%$ структура состоит полностью из динамически рекристаллизованных зерен (см. 4.3 г, д, е).



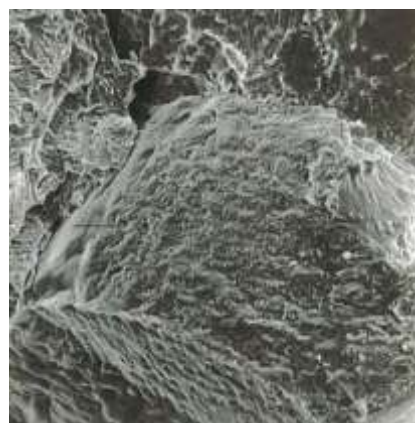
а



б



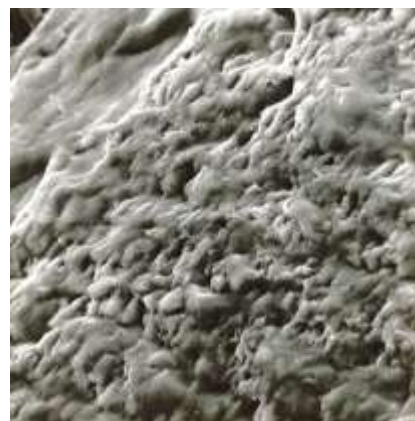
в



г



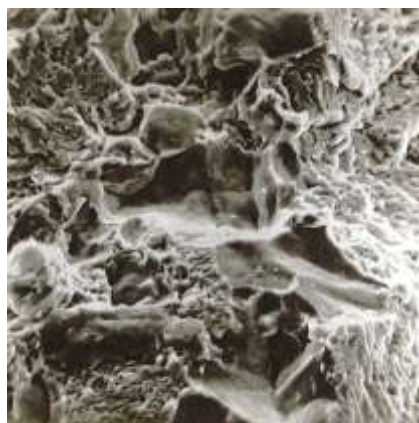
д



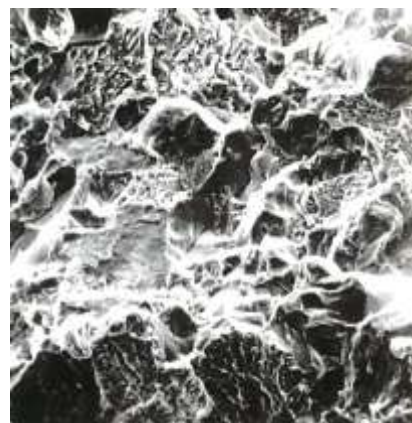
е

а – х66; б – х330; без деформации; в – х33; г – х330; д, е – х1375;
деформация $\varepsilon = 18,2 \%$

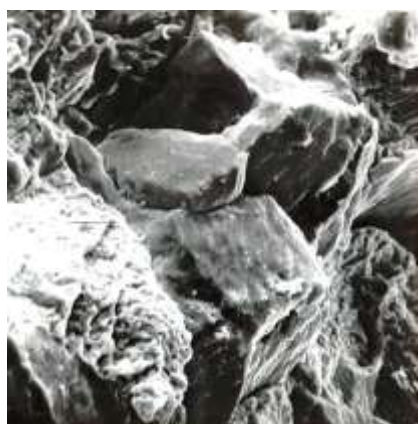
Рисунок 4.1 – Изломы стали ШХ15 без деформации и после горячей деформации кручением при 850 °С и заковки.



а



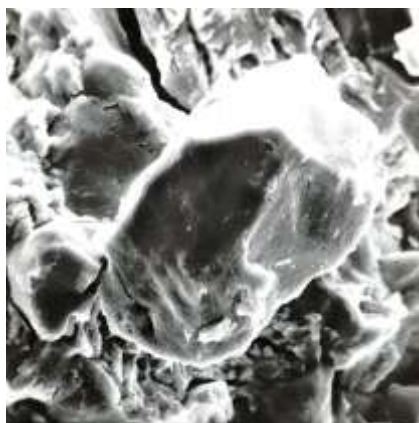
б



в



г



д



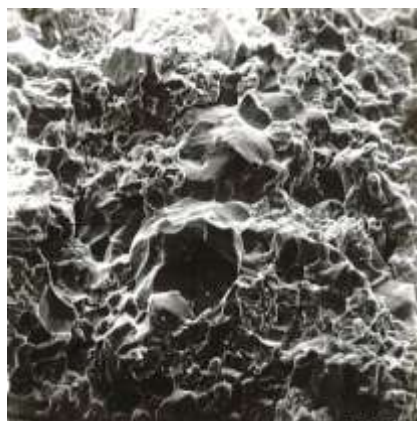
е

а – $\times 660$, $\varepsilon = 33\%$; б – $\times 330$, г – $\times 660$, е – $\times 1350$, $\varepsilon = 57\%$;
в – $\times 660$, д – $\times 1320$, $\varepsilon = 46\%$

Рисунок 4.2 – Изломы стали ШХ15 после кручения при 850 °С и закали.

На рис. 4.4 приведены типичные спектры оже-электронов от поверхности разрушения стали ШХ15 после кручением со степенью деформации $\varepsilon = 57\%$ для участка внутризеренного разрушения путем квазискола (см. рис. 4.4 а) и для

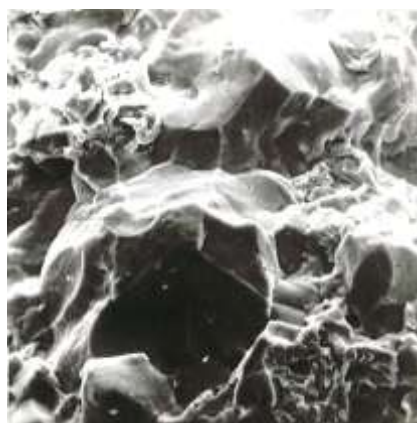
межзеренной фасетки (см. рис. 4.4 б) мелкого динамически рекристаллизованного зерна.



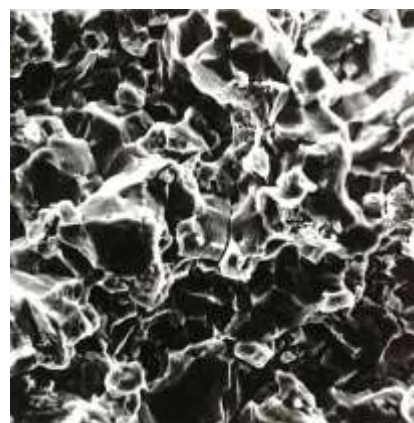
а



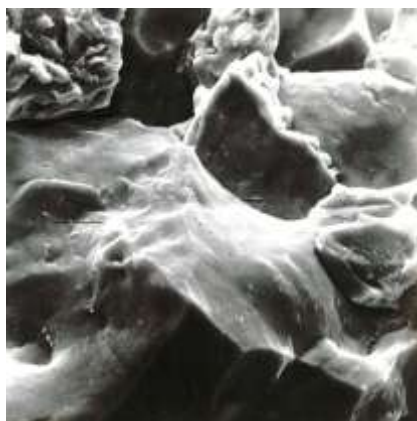
г



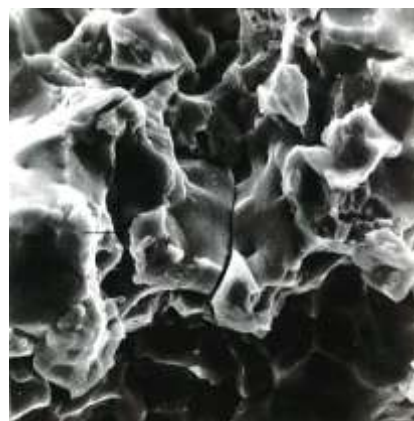
б



д



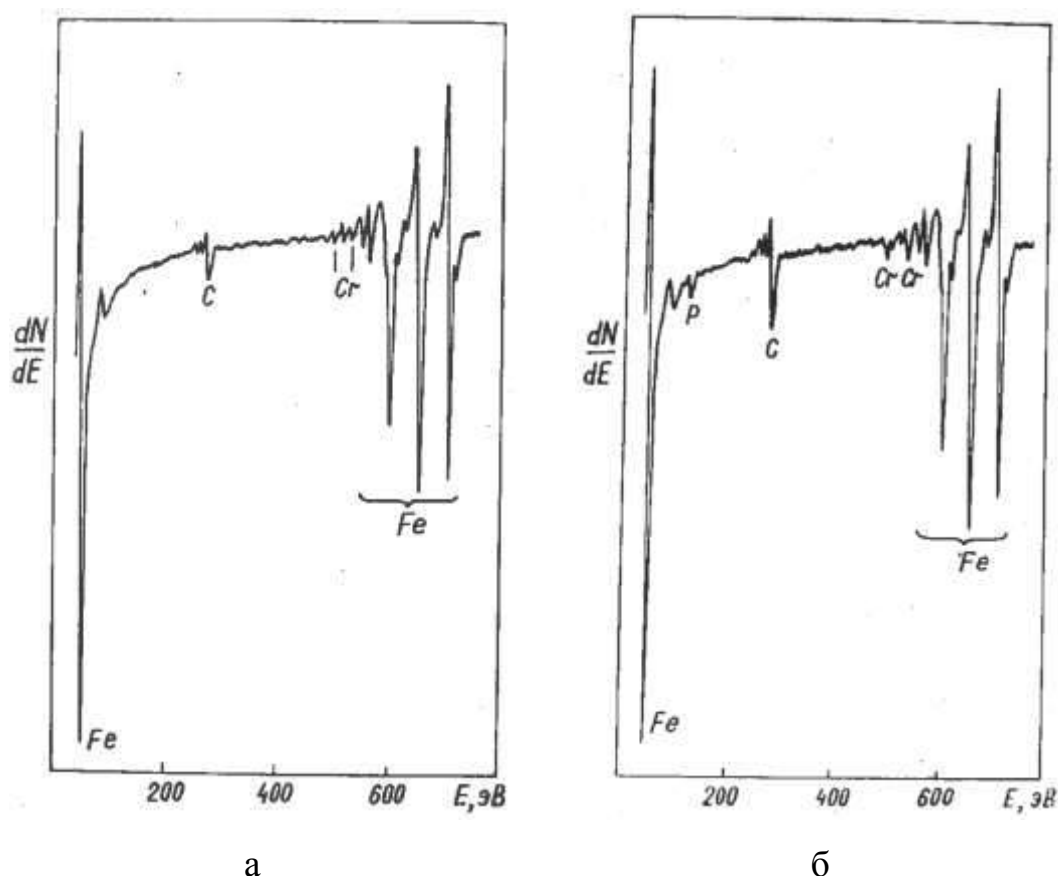
в



е

а – х330; б – х660; в – х1320; $\varepsilon = 80 \%$; г – х330; д – х660; е – х1375;
 $\varepsilon = 130 \%$

Рисунок 4.3 – Изломы стали ШХ15 после горячей деформации кручением при 850 °С и заковки.



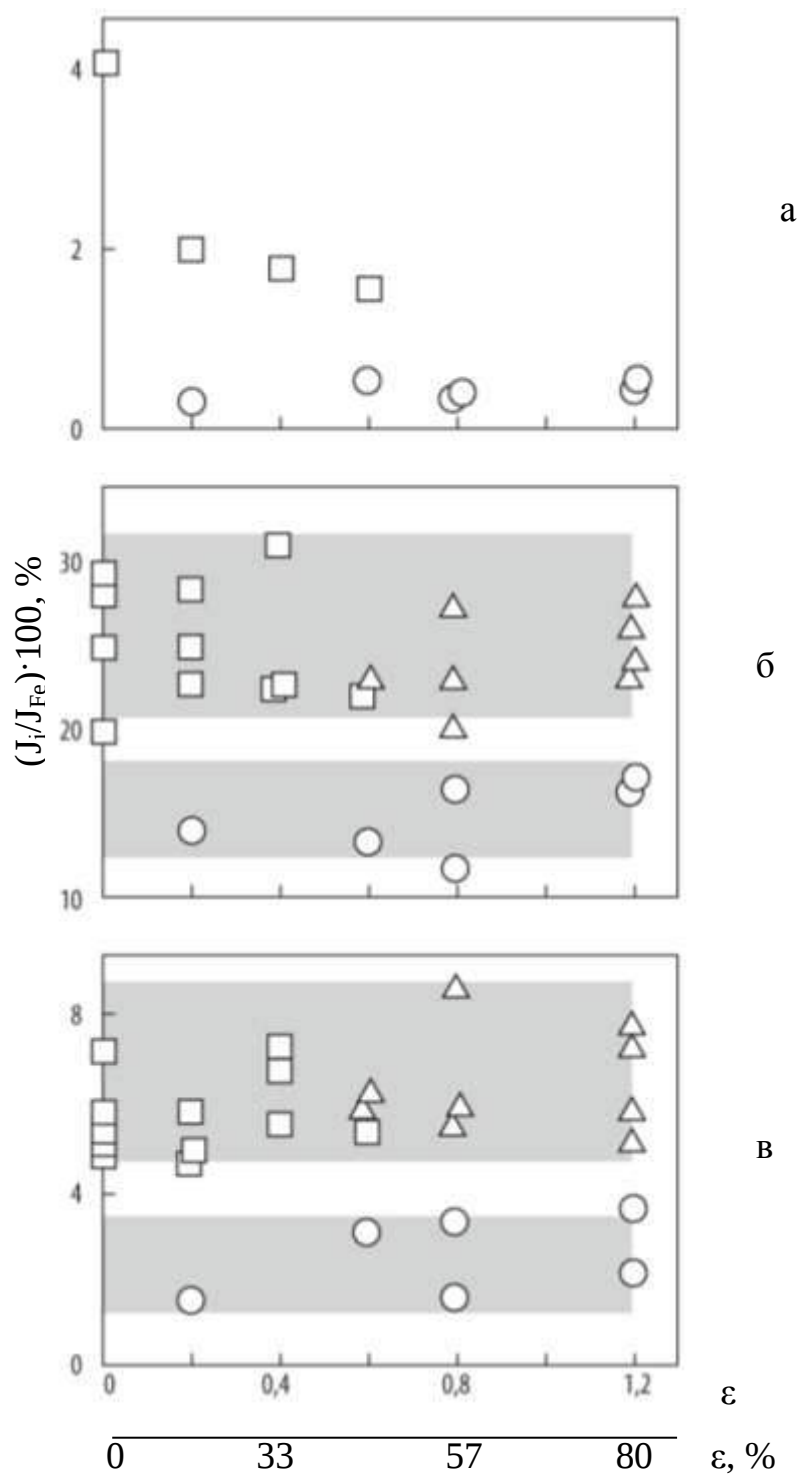
а – участок внутризеренного разрушения; б – межзеренная фасетка

Рисунок 4.4 – Спектры оже-электронов от поверхности излома стали ШХ15 после кручения со степенью деформации 57 % при 850 °С.

Из полученных данных следует, что на исследуемом участке граница динамически рекристаллизованного зерна стали ШХ15 обогащена фосфором, углеродом и хромом по сравнению с объемом зерна. Аналогичные спектры были записаны для недеформированного состояния, а также для различных степеней деформации кручением.

На рис. 4.5 представлены обобщенные данные для отношений интенсивности пиков оже-электронов углерода, хрома и фосфора к пику железа, полученные при анализе границ нерекристаллизованных зерен, динамически рекристаллизованных зерен и участков внутризеренного разрушения стали ШХ15.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что содержание углерода и хрома в области границ зерен аустенита всегда выше по сравнению с



□ – границы нерекристаллизованных зерен; Δ – границы динамически рекристаллизованных зерен; ○ – поверхность внутризеренного разрушения

Рисунок 4.5 – Зависимость отношений интенсивностей пиков линий спектров оже-электронов фосфора (а), углерода (б) и хрома (в) к пику железа на поверхности изломов стали ШХ15 в зависимости от степени горячей деформации при 850 °С [157].

внутренними объемами зерен при всех исследованных степенях горячей деформации. Этот факт скорее всего связан с тем, что при температуре 850 °С начинается выделение вторичных карбидов (т.н. «карбидной сетки») по границам аустенитного зерна. Обогащение границ зерен аустенита стали ШХ15 углеродом и хромом наблюдали как на границах исходного зерна, так и на границах новых динамически рекристаллизованных зерен. Наибольшее обогащение границ углеродом и хромом характерно для исходных зерен, а также деформированных нерекристаллизованных зерен. Анализ отношений интенсивностей $(J_C/J_{Fe}) \cdot 100$ и $(J_{Cr}/J_{Fe}) \cdot 100$, % (см. рис. 4.5) показал, что с увеличением степени деформации, когда получает развитие динамическая рекристаллизация, содержание атомов углерода и хрома на границах исходных нерекристаллизованных зерен уменьшается. Наряду с этим происходит обогащение углеродом и хромом внутренних объемов зерна и границ динамически рекристаллизованных зерен. Это указывает на повышение однородности распределения этих элементов между внутренним объемом и границами зерна и связано с образованием динамически рекристаллизованных зерен, а также с сегрегацией углерода на дислокациях и замедлением его выделения из твердого раствора. Увеличение площади межзеренной поверхности за счет границ динамически рекристаллизованного зерна будет способствовать уменьшению толщины и протяженности карбидной сетки в процессе дальнейшего последеформационного охлаждения. Это согласуется с известным эффектом улучшения микроструктуры по карбидной фазе за счет уменьшения размера зерна [14, 16, 28]. Полученные результаты показывают, что микроструктура подшипниковых сталей в значительной степени определяется процессом динамической рекристаллизации на начальных стадиях формирования карбидной фазы.

При анализе границ зерен с мелкодисперсными карбидами или областей внутризеренного разрушения вклад в формирование оже-спектров вносят как участки матрицы, так и карбиды. Разделение вкладов возможных зернограницных сегрегаций углерода и хрома от вклада карбидов по границам зерен затруднено и в работе подробно не исследовалось.

Исследование отношений интенсивностей $(J_P/J_{Fe}) \cdot 100$, %, показало, что наибольшее обогащение границ фосфором характерно для исходных недеформированных зерен аустенита (см. рис. 4.5). С увеличением степени горячей деформации средний уровень сегрегации фосфора на границах деформированных зерен приближается к содержанию фосфора в теле зерна. Одним из механизмов данного эффекта, может являться отрыв (путем миграции) границы зерна при деформации от атомов фосфора. Фактором, который обеспечивает «закрепление» атомов фосфора в объеме зерна, по-видимому, выступает повышение плотности дислокаций и образование субзерен на стадии динамического возврата. Следовательно, горячая деформация способствует благоприятному перераспределению фосфора между приграничными областями и телом зерна, что должно снижать склонность к зернограничному разрушению высокопрочной мартенситной матрицы.

Таким образом, в очаге горячей пластической деформации начинаются (закладываются) структурные изменения, которые определяют качество готового отожженного проката по размеру зерна, карбидной сетке, степени сфероидизации карбидов, однородности зернистого перлита. Уточнены процессы структурообразования при горячей деформации подшипниковой стали ШХ15. Установлено, что при температуре 850 °С, близкой к температурам начала выделения на границах аустенитного зерна избыточных карбидов, происходит обогащение углеродом и хромом (до начала выделения карбидов), как на границах исходных зерен, так и на границах динамически рекристаллизованных зерен. Такое перераспределение элементов обеспечит уменьшение протяженности и толщины карбидной сетки, ускорение сфероидизации карбидов при отжиге в подшипниковых сталях.

В дальнейшем целесообразным является проведение исследований влияния многопроходной деформации, в том числе прокаткой, и режимов охлаждения на процессы сегрегации по границам зерен; при этом необходимо также проверить возможность реализации эффекта снижения уровня зернограничной сегрегации фосфора в промышленных условиях. Необходимо также более детальное

изучение процессов динамической рекристаллизации при различных температурах и скоростях деформации.

Многочисленными работами [14, 16, 28, 31, 69, 107, 109, 110], выполненными ГП «УкрНИИСпецсталь» (головной организации в СНГ по подшипниковым сталям) по высокотемпературной термомеханической обработке, показано, что за счет структурных эффектов ВТМО повышается контактная выносливость, работа разрушения и долговечность подшипников. При дальнейшем развитии совмещенной деформационно-термической обработки с целью получения проката подшипниковых и других специальных сталей с физико-механическими свойствами, недостижимыми при термической обработке с отдельного нагрева, перспективным является использование структурных эффектов динамической рекристаллизации аустенита при горячей деформации.

Полученные результаты по динамической рекристаллизации аустенита, образованию сегрегаций атомов карбидообразующих элементов по границам динамически рекристаллизованных зерен могут быть использованы при разработке и опробовании технологии ускоренного сфероидизирующего отжига проката подшипниковой стали в потоке сортопрокатных станов.

4.2 Выделение дисперсных фаз в рекристаллизованном аустените коррозионностойких сталей

Стали 08X18H10T, 08X17H13M2T применяются для изготовления сварных конструкций и крепежных деталей, работающих в средах повышенной агрессивности при 350 °С. Они предназначены для длительных сроков службы, а также для работы под давлением при температурах от -196 °С до +600 °С. Стандартной термообработкой этих сталей является закалка в воде с температур 1050...1120 °С, предназначенная для получения необходимой коррозионной

стойкости. Нагрев до этих температур вызывает растворение карбидов хрома, а быстрое охлаждение фиксирует состояние пересыщенного твердого раствора.

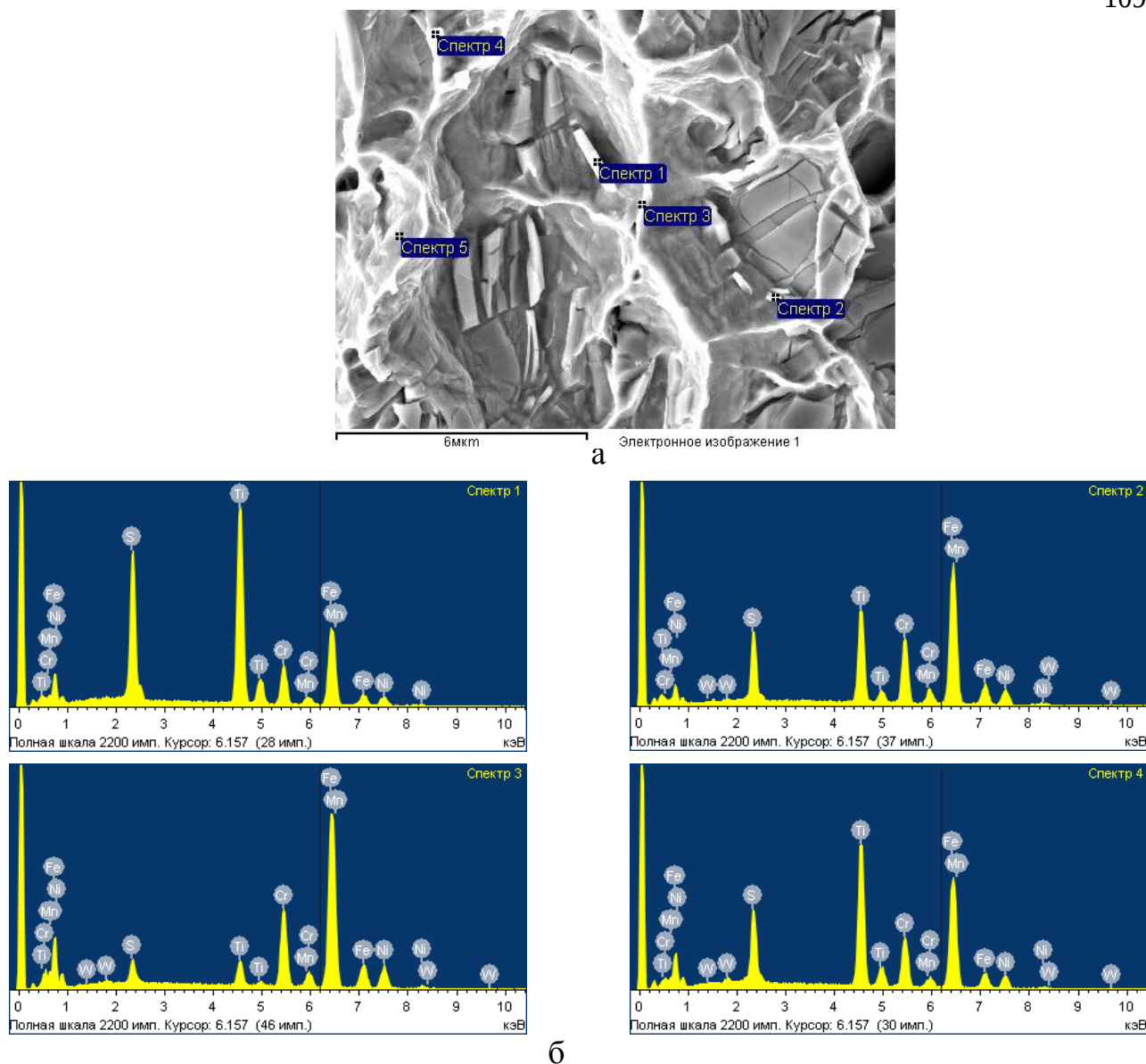
Предприятие ПАО «Днепроспецсталь» производит прокат и поковки коррозионностойких сталей 08X18H10T и 10X17H13M2T с содержанием серы 0,015...0,030 %. В соответствии с требованиями стандарта ДСТУ EN 10088-3:2010 [158] для механической обрабатываемости этих сталей рекомендовано и разрешено содержание серы 0,015...0,030 % с обеспечением ударной вязкости на поперечных образцах не менее 75 Дж/см².

Требуемая обрабатываемость обеспечивается в этих сталях присутствием сульфидов титана пластинчатой формы, главным образом, в составе эвтектик (рис. 4.6), располагающихся в междендритных пространствах. На микрошлифах окраска сульфидов титана ярко розовая, бежевая.



Рисунок 4.6 – Пластинчатая эвтектика в деформированной прокаткой коррозионностойкой стали 10X17H13M2T (x530).

В соответствии с диаграммой состояния [159, 160] в системе Ti-S образуются до 11 различных по структуре промежуточных фаз, отношение Ti:S в которых изменяется от 1:3 (TiS) до 6:1 (Ti₆S). Микрорентгеноспектральным анализом пластинок сульфидов (рис. 4.7), подтверждается содержание в них серы и титана в исследованных сталях. Отношение (%) Ti:S в частицах изменяется от 2,26 до 3,64, что позволяет идентифицировать эти фазы сульфидами Ti₂S, Ti₃S, близких к температуре образования сульфида по эвтектической реакции. Располагаются сульфиды, очевидно близкие по составу к Ti₂S, TiS (Ti:S = 1,49), по границам литых зерен.



Спектр	S	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	W	Фаза
Спектр 1	15.00	37.92	10.42	1.25	30.64	4.77	—	Ti ₂ S
Спектр 2	7.33	16.61	15.45	1.84	49.92	8.31	0.54	Ti ₂ S
Спектр 3	2.23	4.15	17.05	1.55	62.44	11.65	0.94	Ti ₂ S
Спектр 4	7.51	27.36	13.14	1.33	41.89	7.26	1.50	Ti ₂ S
Спектр 5	0.77	1.15	18.10	1.93	66.17	11.18	0.71	TiS

в

а – микрофотография поверхности излома; б – спектрограммы анализируемых участков; в – химический состав в участках анализа, в масс. %

Рисунок 4.7 – Сульфидная эвтектика в образце стали 10X17H13M2T с ударной вязкостью 46 Дж/см² (прокат, Ø 190 мм, 0,022 % S).

Наличие эвтектики в значительной степени снижало ударную вязкость. В результате изучения металла ПАО «Днепроспецсталь» установлено, что необходимый уровень ударной вязкости на поперечных образцах в сталях типа 08X18H10T и 08X17H13M2T достигается при содержании серы на уровне менее 0,012 %, а при содержании 0,015...0,030 % этот показатель был ниже 75 Дж/см². Поэтому проблема повышения ударной вязкости и выполнения требований ДСТУ EN 10088-3:2010 является актуальной. В связи с этим в рамках совместной работы с заводом «Днепроспецсталь» исследована и отработана сквозная технология выплавки, передела коррозионностойких сталей 08X18H10T-У, 08X17H13M2T-У с содержанием серы 0,015...0,030 %.

При металлографическом изучении полированных шлифов образцов с низкой ударной вязкостью (47,5...68,5 Дж/см²) в сталях 08X18H10T и 08X17H13M2T выявлены строчки и полосы из более или менее развитых выделений карбидно-сульфидной эвтектики, состоящей из скоплений пластин сульфидов, реже – из округлых частиц (рис. 4.8). Установлено, что при горячей деформации происходит хрупкое дробление эвтектики с выстраиванием обломков сульфидных частиц в виде цепочек. Снижению ударной вязкости способствовало также присутствие в микроструктуре сталей массивных выделений δ -феррита, ориентированных в направлении деформации. Прослеживалась отчетливая связь между величиной ударной вязкости и содержанием ферритной фазы в образцах – с увеличением содержания ферритной фазы ударная вязкость снижалась [161].

Для уменьшения склонности к образованию эвтектики на основе сульфидов титана, существенно снижающей ударную вязкость, опробован ввод в жидкий металл ферроцерия на одних плавках и силикокальция на других. Выделение сульфидов церия и кальция характеризуется более высокой энтальпией образования в сравнении с сульфидом титана [159]. Однако присадка в металл сильных сульфидообразующих элементов не показала положительного результата по ударной вязкости, что отмечается также в работе [160]. При этом наблюдалось снижение технологичности при разливке опытных плавов коррозионностойких сталей.

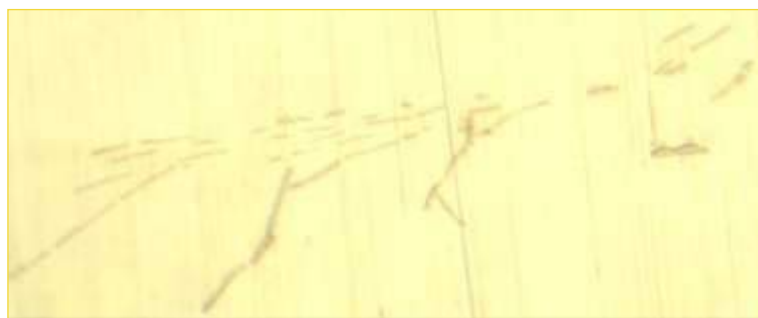


Рисунок 4.8 – Сульфидная эвтектика на полированном шлифе из поковки диаметром 240 мм стали 10X17H13M2T после закалки в воду с 1080 °С (x530).

В микроструктуре образцов с низкой ударной вязкостью в плавках исследуемых сталей с содержанием серы более 0,020 % обнаружены дисперсные выделения избыточных фаз по границам зерен в виде прослоек и стержней, являющихся предположительно карбидами типа Me_{23}C_6 и TiC (рис. 4.9). Избыточные карбиды наблюдались в металле проб и прутков, переохлажденных до 820...870 °С перед закалкой на прокатном стане. Вероятно, их появление связано с замедленным охлаждением сталей 08X18H10T-У, 08X17H13M2T-У в интервале температур образования. Повторная закалка образцов приводила к растворению карбидов по границам зерен и повышению ударной вязкости [161].

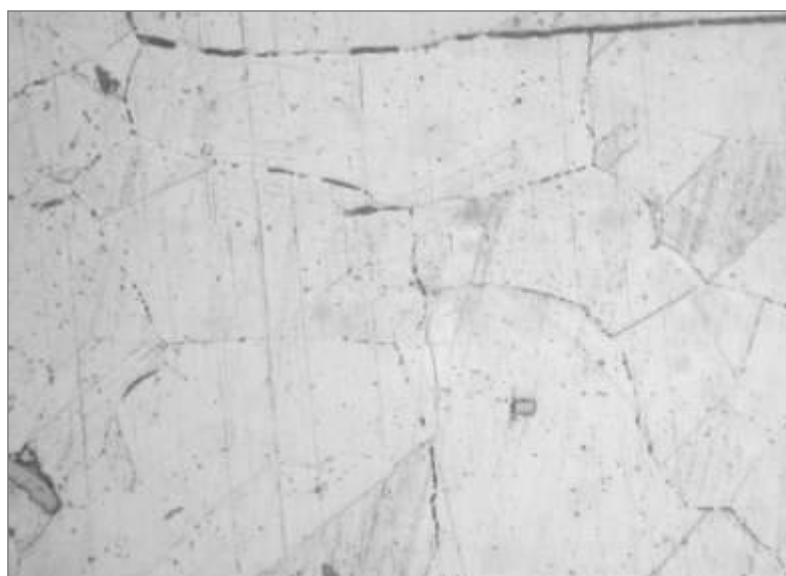


Рисунок 4.9 – Карбиды по границам аустенитных зерен стали 08X18H10T в образце с ударной вязкостью 46 Дж/см²; прокат Ø 190 мм, 0,022 % S (x500).

С целью уточнения связи избыточных карбидов по границам зерен со снижением ударной вязкости изучено влияние замедленного охлаждения при закалке на металле кованой заготовки диаметром $\varnothing 450$ мм после закалки с $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ стали 08X17H13M2T с содержанием серы 0,020 %. Величина ударной вязкости после закалки находилась на уровне $72,5 \dots 87,5$ Дж/см². На полированном шлифе образца с ударной вязкостью $87,5$ Дж/см² выявлена разветвленная сульфидная эвтектика с пластинчатыми и округлыми частицами (рис. 4.10 а); в образце с ударной вязкостью $72,5$ Дж/см² присутствовали отдельные избыточные продолговатые частицы по границам зерен аустенита (см. рис. 4.10 б). По данным микрорентгеноспектрального анализа установлено, что в состав избыточных фаз по границам зерен аустенита входит углерод, сера (в количестве 1,35...16 %), титан, хром и молибден (рис. 4.11). Это позволяет классифицировать частицы как сложные многофазные выделения: карбиды типа TiC и Me_{23}C_6 (см. рис. 4.11 б, г), TiC -сульфиды титана, предположительно Ti_2S (см. рис. 4.11, д, з).



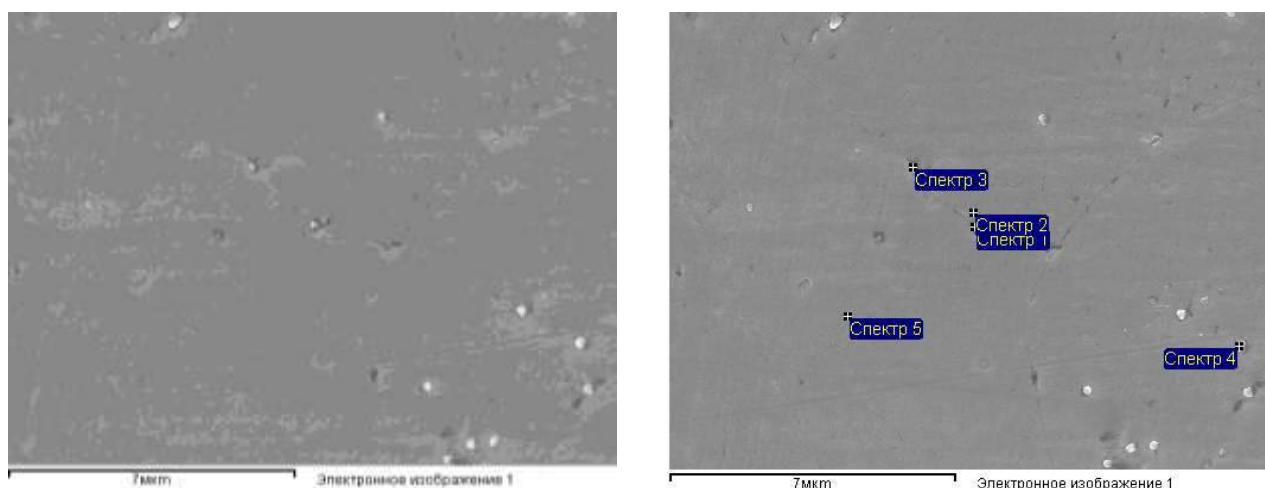
а



б

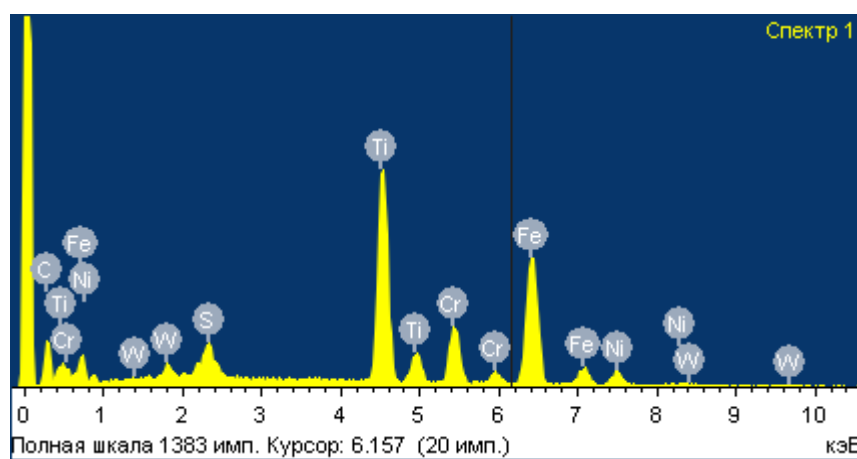
а – $\text{KCV} = 87,5$ Дж/см² (x500); б – $\text{KCV} = 72,5$ Дж/см² (x1000)

Рисунок 4.10 – Сульфидная эвтектика (а) и карбиды по границам зерен (б) в стали 08X17H13M2T-У после закалки с $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ образцов с различной ударной вязкостью.



а

б



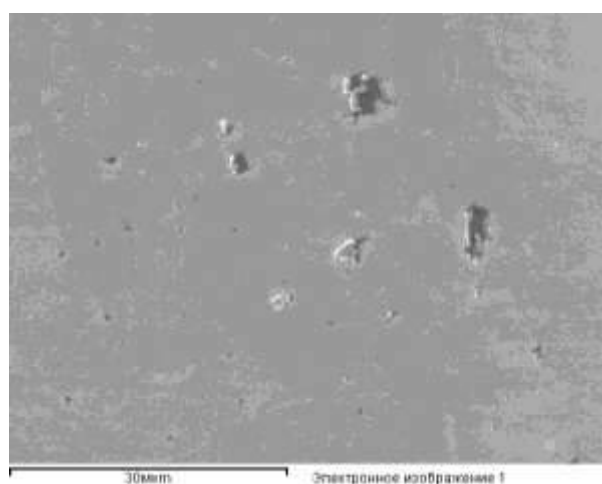
в

Спектр	C	S	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	W	Фаза
Спектр 1	20.09	1.35	27.35	10.43		33.18	5.14		2.45	Ti ₂ S+TiC
Спектр 2	8.79		0.42	16.19	1.79	60.12	10.43	2.13	0.14	матрица
Спектр 3	18.36		17.35	11.54	1.27	39.24	5.60	4.86	1.78	TiC+Me ₂₃ C ₆
Спектр 4	14.16		19.58	11.63	1.02	40.03	6.72	4.64	2.22	TiC+Me ₂₃ C ₆
Спектр 5	7.66		0.40	16.15	1.68	61.85	10.25	1.87	0.14	матрица

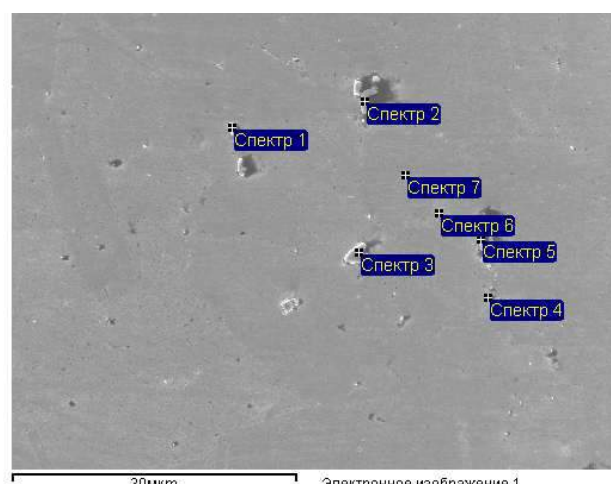
г

а, д – электронное изображение микроструктуры; б, е – отмеченные места анализа; в, ж – спектры характеристического рентгеновского излучения; г, з – химический состав в отмеченных местах анализа, в масс. %

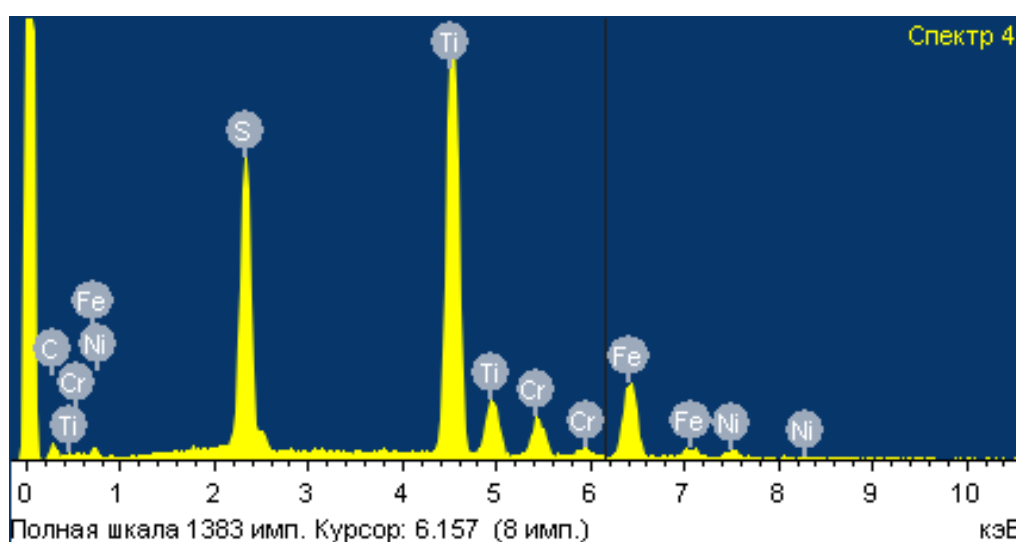
Рисунок 4.11 – Результаты исследования микроструктуры стали 10X17H13M2T в образце с ударной вязкостью 72,5 Дж/см², заготовка Ø 450 мм.



Д



е



ж

Спектр	C	S	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo	W	Фаза
Спектр 1	20.33		63.24	0.97		2.36			8.06	5.05	Ti(Mo,W)C
Спектр 2	23.28		59.83	1.46		3.18			7.38	4.88	Ti(Mo,W)C
Спектр 3	18.05	1.55	69.37	0.81		1.74		5.10		3.38	(Ti,Nb)C+Ti ₂ S
Спектр 4	10.18	16.04	48.28	5.94		17.11	2.45				Ti ₂ S+TiC
Спектр 5	15.41	15.63	45.54	5.18		15.75	2.49				Ti ₂ S+TiC
Спектр 6	7.24			16.88	1.54	62.15	10.04		2.15		матрица
Спектр 7	8.28			16.78	1.67	60.41	9.92		1.90	1.04	матрица

з

Рисунок 4.11, лист 2.

Моделирование режимов ускоренного (№№ 1, 2) и замедленного (№ 3) охлаждения при закалке выполнено в условиях термомеханического участка цеха испытаний ПАО «Днепропетросталь», табл. 4.1. При закалке по режиму 1100 °С, выдержка 2 ч снижения ударной вязкости (исходный уровень 72,5...87,5 Дж/см²) не происходит; она составила 72,5 Дж/см², 78,6 Дж/см² и 78,6 Дж/см².

Уменьшение длительности выдержки до 30 мин при той же температуре закалки приводило к некоторому снижению ударной вязкости испытанных образцов до уровня 61 Дж/см², 68,8 Дж/см² и 75 Дж/см². Замедленное охлаждение с выдержкой при 800 °С способствовало уменьшению ударной вязкости до значений 52,5 Дж/см², 55 Дж/см², 68,8 Дж/см² и связано с выделением избыточных карбидных и сульфидных фаз по границам зерен аустенита.

Таблица 4.1 – Влияние режима закалки на величину ударной вязкости стали 08X17H13M2T-У

Режим, №	Температура нагрева под закалку, °С	Длительность выдержки	Охлаждение	Ударная вязкость KCV, Дж/см ²
1	1100	2 часа	Вода	76,6
2	1100	30 мин	Вода	68,4
3	1100	30 мин	Пересадка в печь с температурой 800 °С, выдержка 2 часа, вода	58,8

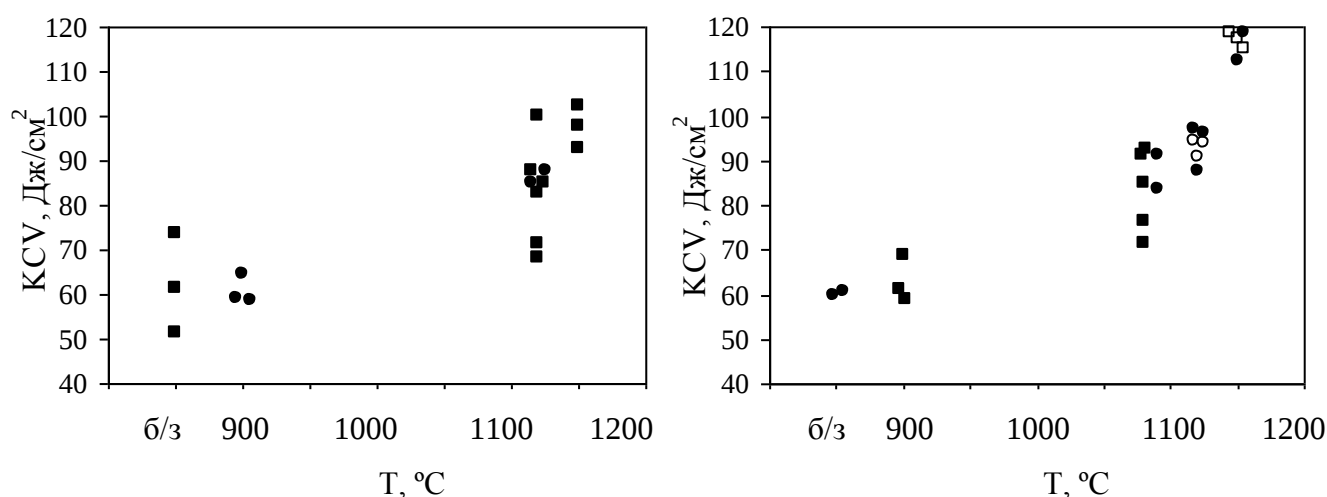
Таким образом, при содержании серы 0,015...0,030 % коррозионностойкие стали имеют низкие значения ударной вязкости из-за наличия развитых выделений сульфидной эвтектики с сульфидами пластинчатой морфологии, образующейся из жидкого металла. А также дисперсных выделений сульфидов и карбидов по границам зерен, которые образуются в процессе деформационно-термического передела [161].

Известно [162], что при гомогенизации происходит изменение морфологии сульфидных частиц. В результате гомогенизирующего нагрева при 1000...1150 °С скопления сульфидов в зависимости от их природы частично растворяются, частично распределяются более тонко. В связи с этим гомогенизирующий нагрев применяют для улучшения горячей деформируемости сталей с высоким

содержанием серы, например, автоматных сталей. Эффективным является также увеличение длительности нагрева под прокатку или ковку [162].

В данной работе изучено влияние температур и длительности выдержки при гомогенизирующем нагреве, использованном при нагреве под закалку, на уменьшение количества развитых полос сульфидной эвтектики, изменение морфологии сульфидов титана и повышение ударной вязкости металла в прокате и поковках сталей 08X18H10T и 08X17H13M2T (табл. 4.2).

При повышении температуры нагрева от 1120 до 1150 °С наблюдался рост ударной вязкости сталей в сравнении с закалкой по действующей технологии, горячекатаным металлом (без закалки, б/з), а также после охлаждения в воде на прокатном стане с температур 850...900 °С (рис. 4.12). В результате гомогенизации увеличился размер зерна – № 2...3 (125...177 мкм) в сравнении с № 5...7 (31...62 мкм) после закалки по действующей технологии. С увеличением длительности выдержки с 5 до 10 ч при 1120 °С существенного повышения ударной вязкости не наблюдалось (см. рис. 4.12 б, табл. 4.2).



а – Ø 170/160 мм (●) и Ø 180 мм (■), 0,020 % S, выдержка при 1150 °С – 5 ч;
 б – Ø 215 мм (●, ○), 0,021 % S: ● – 1150 °С, 1 ч, 1120 °С, 5 ч, ○ – 1120 °С, 10 ч) и
 Ø 180 мм (■, □), 0,017 % S: □ – 1150 °С, 5 ч

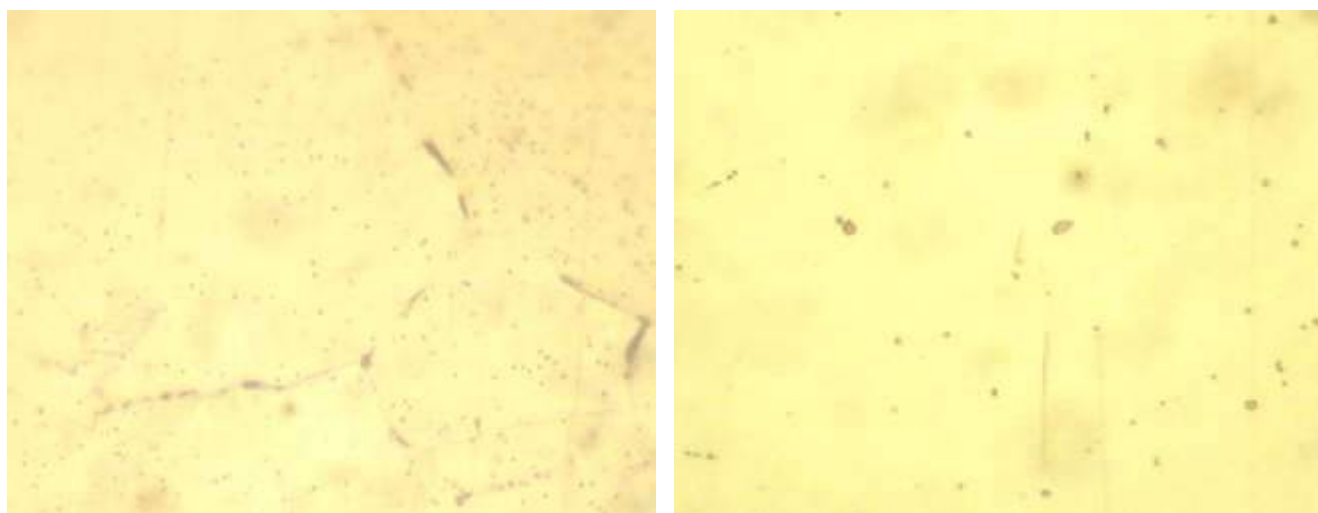
Рисунок 4.12 – Ударная вязкость сталей 10X17H13M2T (а) и 08X18H10T (б) после прокатки, закалки с 1080...1090 °С по действующей технологии, охлаждения в воде с 900 °С, гомогенизирующих нагревов при 1120 °С и 1150 °С.

Таблица 4.2 – Ударная вязкость коррозионностойких сталей после различных режимов гомогенизирующего нагрева под закалку

Номер плавки	Профиль, размер	Марка стали	Содержание серы, %	Температура заковки, °С	Время выдержки, ч	KCV, Дж/см ²
1	Прокат □ 180 мм	08X17H13M2T-Y	0,020	1120	5	82,5 85 100
				1150	5	92,5 97,5 102,5
2	Поковка Ø 240 мм	08X17H13M2T-Y	0,020	1150	5	83,8 92,5 102,5
3	Поковка Ø 300 мм	08X17H13M2T-Y	0,014	1120	5	93,8 98,8 106
					10	103,8 117,5 115
4	Прокат Ø 180 мм	08X18H10T-Y	0,017	1150	5	115 117,5 118,8
5	Прокат Ø 215 мм	08X18H10T-Y	0,021	1120	5	87,5 96 96
					10	91 93,8 95
6	Поковка Ø 200 мм	08X18H10T-Y	0,020	1120	5	106 103,8 92,5
					10	116 112,5 112,5

При высокотемпературном нагреве происходили коагуляция и растворение дисперсных выделений по границам зерен (рис. 4.13); дробление и округление δ -феррита. Наблюдалась сфероидизация сульфидной эвтектики: пластины сульфидов титана приобретали округлую форму (рис. 4.14). Эти изменения структуры и являются определяющими факторами повышения пластических свойств сталей [153]. Величина ударной вязкости на поперечных образцах, повысилась до 93,8...118,8 Дж/см² (см. табл. 4.2) в сравнении с исходной величиной 47,5...73,8 Дж/см² после закалки или без термообработки.

Таким образом, оптимальный режим гомогенизирующего нагрева – 1150 °С, 5 ч. Он также может быть выполнен в комплексе с нагревом под прокатку в условиях совмещенной деформационно-термической обработки в потоке прокатных станов.



а

б

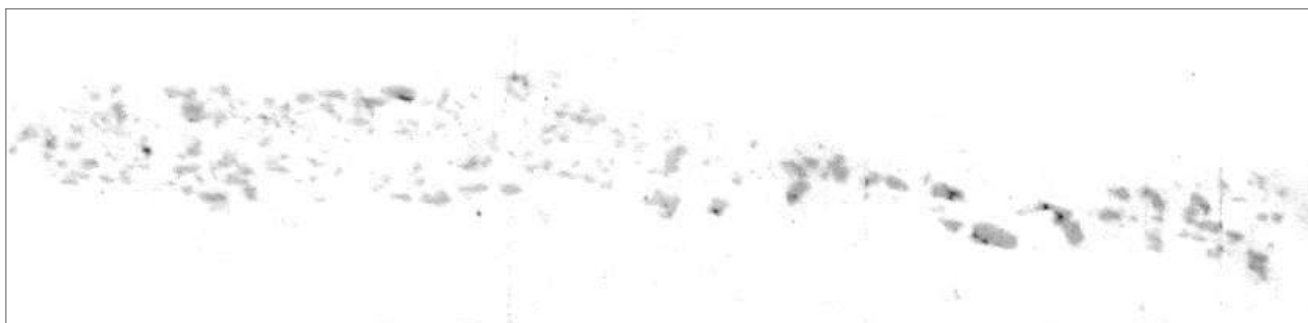
а – до гомогенизирующего нагрева, KCV = 60 Дж/см²;

б – гомогенизирующий нагрев при 1150 °С, 5 ч, KCV = 118,8 Дж/см²

Рисунок 4.13 – Морфология карбидов по границам зерен стали 08X18N10T с 0,021% S в прокате диаметром 215 мм (x1870).



а



б



в

а – закалка с 1100 °С (ударная вязкость KCV – 71 Дж/см²);
 б – гомогенизирующий нагрев, 1120 °С, 5 ч (KCV – 91 Дж/см²);
 в – гомогенизирующий нагрев, 1120 °С, 10 ч (KCV – 92,5 Дж/см²)

Рисунок 4.14 – Изменение морфологии сульфидной эвтектики в прокате Ø 215 мм стали 08X18H10T с 0,021 % S после закалки (x530).

4.3. Выводы

В данном разделе установлены особенности образования избыточных фаз (карбидов, сульфидов) в рекристаллизованном аустените подшипниковых и коррозионностойких сталей, для которых термическая обработка может быть совмещена с нагревом под прокатку.

1. На подшипниковой стали ШХ15 показано, что в очаге горячей пластической деформации начинаются (закладываются) структурные изменения, которые определяют качество готового проката после окончательной термической обработки: по размеру зерна, карбидной сетке, степени сфероидизации и однородности зернистого перлита (после отжига).

В результате исследования начальных стадий образования избыточных карбидов по границам аустенитного зерна в стали ШХ15 установлено, что в горячедеформированном при 850 °С аустените происходит обогащение углеродом и хромом (до начала выделения избыточных карбидов), как на границах исходных зерен, так и на границах мелких динамически рекристаллизованных зерен. Такое перераспределение элементов способствует уменьшению протяженности и толщины карбидной сетки в стали.

2. При замедленном охлаждении проката по границам зерен аустенита коррозионностойких сталей 08X18H10T-Y и 08X17H13M2T-Y с содержанием серы 0,015...0,030 % происходит образование сложных многофазных выделений – карбидов титана TiC и сульфидов T_2S , содержащих серу в количестве 1,35...16 %, а также карбидов типа $TiC-Me_{23}C_6$.

С целью использования закалки с прокатного нагрева и получения проката с необходимым (в соответствии с требованиями стандартов) уровнем ударной вязкости для этих сталей опробован гомогенизирующий нагрев заготовки, который необходимо использовать перед прокаткой для сфероидизации сульфидной эвтектики. Установлено, что в результате гомогенизации происходит

существенное повышение ударной вязкости до 94...119 Дж/см², обеспечиваются требования стандарта по этому показателю (не менее 75 Дж/см²).

Приведенные результаты могут быть использованы при разработке температурно-деформационных режимов ресурсосберегающей технологии совмещенной деформационно-термической обработки в линиях прокатных станов: сфероидизирующего отжига подшипниковых сталей типа ШХ15, ШХ15СГ и технологии закалки коррозионностойких сталей 08Х18Н10Т-У и 08Х17Н13М2Т-У с содержанием серы 0,015...0,030 %.

РАЗДЕЛ 5

РАЗРАБОТКА РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ
СОВМЕЩЕННОЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

5.1 Разработка технологии совмещенной деформационно-термической обработки проката подшипниковых сталей со сфероидизирующим отжигом

Сокращение длительности сфероидизирующего отжига подшипниковой стали, продолжительностью $\sim 1 \dots 2$ и более суток, является актуальным. Один из технологических приемов ускорения отжига, опробованный на металлургических заводах, состоит в предварительном перед отжигом нагреве подшипниковой стали до температур $850 \dots 890$ °С и последующей непрерывной или прерванной при $500 \dots 650$ °С закалке. При нагреве стали ШХ15 до $850 \dots 890$ °С в металле сохраняется большое количество остатков нерастворившихся карбидов, которые закалкой фиксируются в структуре и облегчают процесс сфероидизации карбидов при последующем отжиге. Уменьшение длительности отжига подшипниковой стали может достигаться путем сокращения протяженности диффузионных потоков за счет предварительного измельчения структуры, например, получение структуры тонкопластинчатого перлита или троостита, а также за счет полного подавления выпадения карбидной сетки, растворение которой на практике производят чаще всего при отжиге [29].

Другим направлением исследований, ставящих целью ускорение отжига, является использование регулируемой горячей пластической деформации (в том числе, низкотемпературной) для интенсификации карбидной перестройки и ускоренной (с температур конца прокатки $850 \dots 950$ °С) прерванной закалки, предназначенной для подавления выделения карбидной сетки [73]. Горячедеформированный аустенит, характеризующийся повышенной плотностью дислокаций, распадается при охлаждении на мелкодисперсный зернистый перлит и тонкопластинчатый троостит [14, 29, 74, 109].

Использование деформации при субкритических или надкритических (на 10...40 °C выше A_{c1}) температурах способствует интенсификации дробления, частичному растворению и коагуляции карбидов. Это обеспечивает после деформации наличие в металле зародышей тонкодисперсного зернистого перлита. Существенный недостаток этой технологии заключается в том, что деформация при низких температурах (780 °C и ниже) производится при большом сопротивлении металла деформации. Мелкозернистый перлит формируется и в процессе изотермической прокатки в интервале температур 800...720 °C после полного растворения карбидов при предварительном нагреве образцов до 1100 °C. В этом случае требуется более интенсивная суммарная деформация (до 100...160 %), чем при обработке снизу [29].

Таким образом, ускорение отжига при использовании тепла прокатного нагрева достигается за счет динамического (при деформации) образования зародышей зернистых карбидов и продолжается при последующем распаде переохлажденного горячедеформированного аустенита. Под влиянием горячей деформации происходит не только измельчение карбидов и ускорение формирования зародышей сфероидизированного перлита. Также улучшается распределение карбидной фазы в объеме аустенитного зерна, повышается однородность сфероидизированного перлита после отжига.

С целью разработки технологии ускоренного сфероидизирующего отжига подшипниковой стали в данном разделе использовали известные представления об ускоренном формировании зародышей сфероидизированного перлита при деформации [29, 32, 73]; результаты работ по улучшению микроструктуры подшипниковых сталей за счет реализации структурных эффектов в горячедеформированном и рекристаллизованном аустените [28, 69, 74, 110, 163]. А также результаты исследования начальных стадий образования карбидов по границам зерен аустенита в процессе горячей деформации. Показано, что мелкое динамически рекристаллизованное зерно, которое формируется в очаге горячей деформации, будет способствовать подавлению выделения карбидов в виде сплошной сетки по границам зерна (см. 4.1). Исследования выполнены на стали

ШХ15СГ производства ПАО «Днепропецсталь». В лабораторных условиях моделировали промышленные параметры нагрева, деформации и охлаждения.

Проведен по шкалам стандарта SEP 1520-1998 (ISO 5949:1983, IDT): ДСТУ ISO 5949:2009) [164] исследовательский контроль микроструктуры сортового прутка $\varnothing$ 105 мм, полученного из заготовки $\square$ 180 мм на стане 550 (рис. 5.1).

Номер зернистого перлита (величину карбидов) определяли по шкале CG с 6 эталонами (от № 2.0 до № 2.5), наличие пластинчатого перлита – по шкале PA с 10 эталонами (от № 3.0 до № 3.9). Каждый фотоэталон шкалы CG имеет характерную, наиболее часто встречающуюся величину карбидов. На фотоэталоне № 2.0 это 0,2...0,3 мкм, на № 2.5 – около 3 мкм. С ростом номера эталона увеличивается расстояние между карбидами и уменьшается их число. На шкале PA в качестве пластинчатого перлита принимаются участки, в которых наблюдается не менее двух вытянутых карбидов, у одного из которых отношение длины к толщине составляет не менее 8, а у второго – не менее 3. На фотоэталоне № 3.0 все карбиды зернистые, на фотоэталонах 3.1, 3.2, 3.3 содержание пластинчатого перлита соответственно 2 %, 6 % и 12 %. На фотоэталоне № 3.9 перлит полностью пластинчатый. Оценка перлита выполнена при увеличении $\times 1000$ на участке шлифа не менее 100 мм², на котором контролируемая структура должна соответствовать наиболее часто встречающейся в образце.

Контроль карбидной сетки (CN) выполнен в закаленном состоянии по шкале № 5 с 10 эталонами (от 5.0 до 5.9) и в отожженном состоянии – по шкале № 4 с 10 эталонами (от 4.0 до 4.9). Карбидную полосчатость определяли в закаленном состоянии по шкале CZ с 10 эталонами (от 7.0 до 7.9). Структуру образцов выявляли травлением в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты.

При сдаточном контроле проката $\varnothing$ 105 мм обнаружены предельные и сверхнормативные баллы карбидной сетки (5.4...5.5) и карбидной полосчатости (7.3...7.6.). Аналогичные результаты получены при исследовании пробы $\square$ 180 мм – соответственно баллы 5.3 и 7.3...7.8. Такое развитие карбидной сетки и карбидной полосчатости свидетельствует о высокой ликвации хрома и углерода, и привело к наличию крупных карбидов в отожженном сортовом прокате $\varnothing$ 105 мм

и сверхнормативной оценке структуры по шкале CG стандарта SEP 1520-1998 (баллы 2.4...2.5).



а



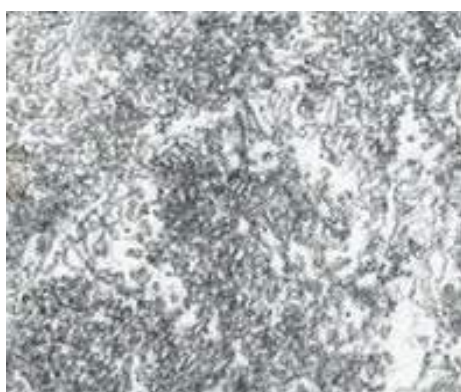
б



в



г



д



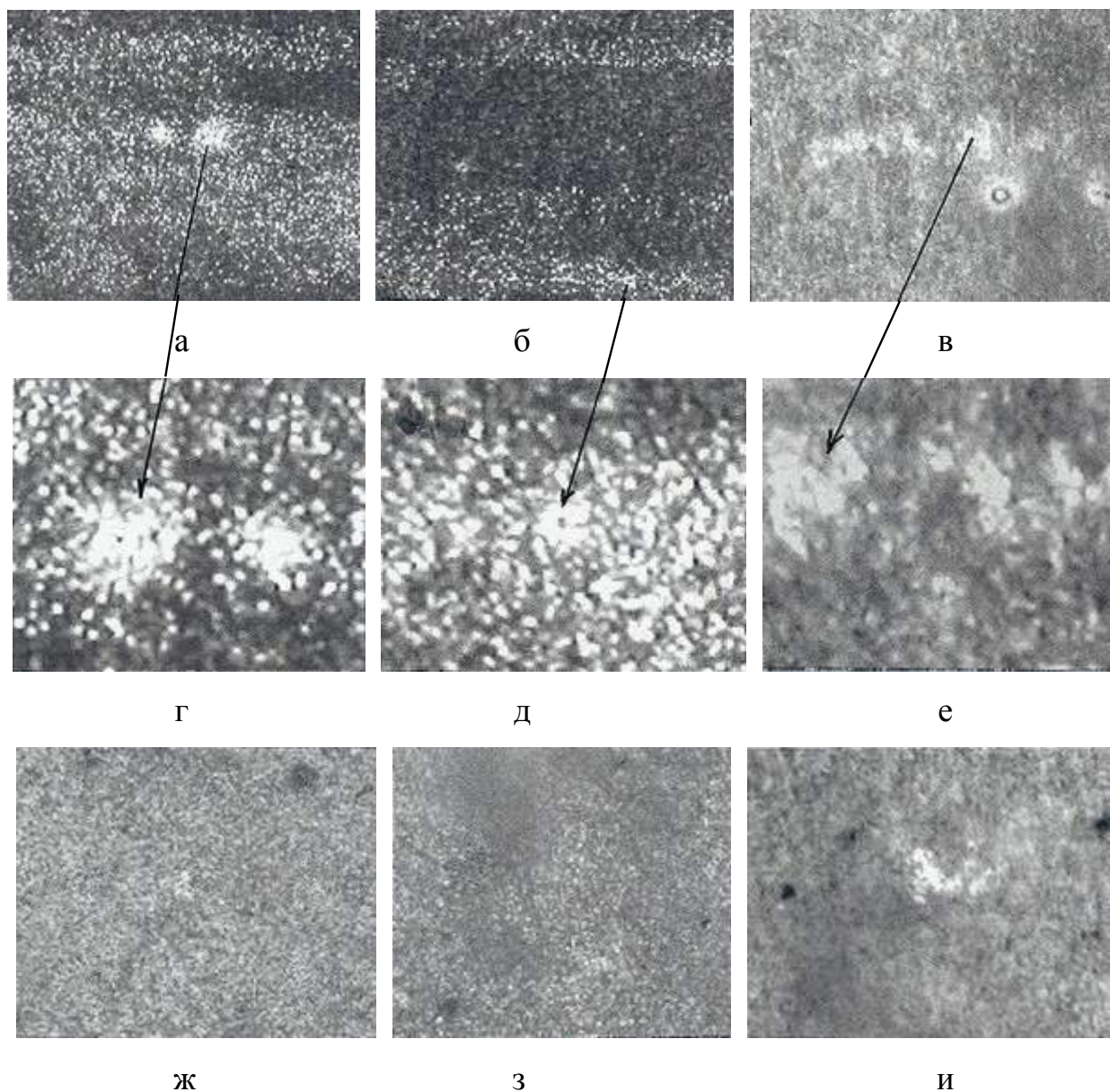
е

а–г – прутки $\square$ 180 мм в горячекатаном состоянии; д, е – прутки $\varnothing$ 105 мм после сфероидизирующего отжига

Рисунок 5.1 – Микроструктура стали ШХ15СГ до гомогенизирующей обработки (x530).

По результатам микрорентгеноспектрального анализа большие карбиды в сфероидизированном перлите (1,2...2 мкм) классифицированы как составляющие карбидной ликвации и карбидной сетки.

С использованием опыта работ [28, 29] для уменьшения размера карбидов в ликвационных зонах и карбидной сетки выполнена гомогенизирующая термическая обработка, рис. 5.2.



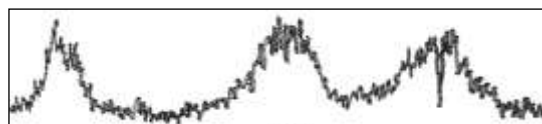
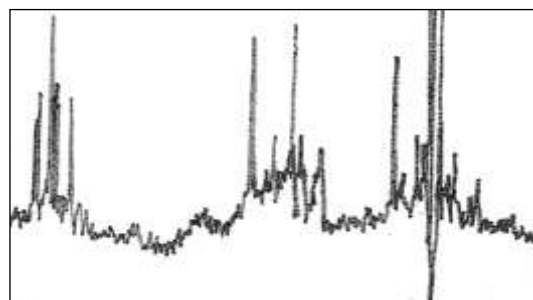
а, г – 900 °С, 5 ч; б, д – 900 °С, 10 ч; в, е – 1000 °С, 5 ч; ж – 1000 °С, 10 ч; з – 1100 °С, 5 ч; и – 1100 °С, 10 ч

Рисунок 5.2 – Микроструктура образцов стали ШХ15СГ после гомогенизирующей обработки. (а, б, в, ж, з, и – х100; г, д, е – х530).

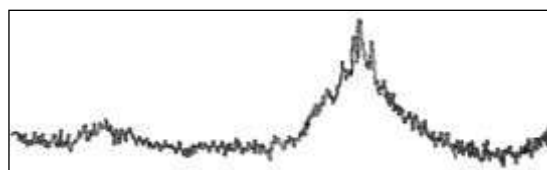
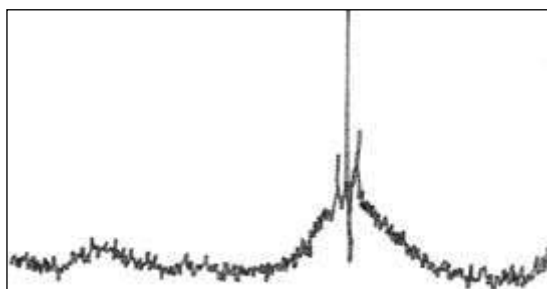
По результатам изучения 8 режимов показано, что наибольшая гомогенизация структуры наблюдалась при 1000 °С, 10 ч, также при 1100 °С, 5 ч (см. рис. 5.2 ж, з). Карбидная полосчатость снижалась до 7.0...7.2 балла. Количественные измерения на микрозонде «Камека» подтвердили снижение карбидной полосчатости и связанных с ней карбидной ликвации и карбидной сетки при 2...4-кратном снижении степени ликвации хрома в полосах микроструктуры (рис. 5.3). Величина карбидов уменьшилась на один балл (2.3), в сравнении с негомогенизированным металлом (балл 2.4).

Выбран оптимальный режим гомогенизации – 1000 °С, 10 ч. На металле с гомогенизацией по этому режиму и без гомогенизации выполнена лабораторная прокатка на стане ДУО-250 «УкрНИИ Спецстали» с моделированием условий станов 550 и 325. Режимы опытной прокатки и отжига (№№ 1–9), результаты оценки микроструктуры опытного металла приведены в табл. 5.1.

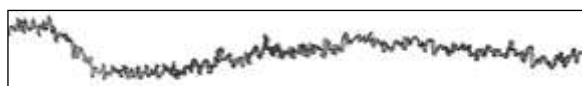
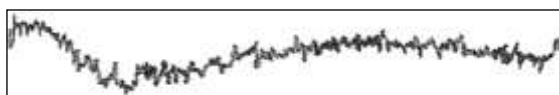
По данным [110] однопроводная прокатка стали типа ШХ15 при обычно используемых на сортовом стане температурах конца деформации (850...950 °С) и длительности последеформационной паузы 25 с соответствует ~50 % рекристаллизации аустенита. Из результатов исследования кинетики рекристаллизации аустенита при горячей прокатке (см. раздел 3) ясно, что наибольшее увеличение объема рекристаллизации может быть обеспечено динамической рекристаллизацией на уровне 50 % в очаге деформации. Поэтому, на данном этапе при разработке режимов прокатки стали ШХ15СГ с целью измельчения зерна аустенита и получения 50 % динамической рекристаллизации непосредственно в очаге деформации использовали температурный критерий динамической рекристаллизации, который определяли из диаграммы кинетики рекристаллизации аустенита стали ШХ15 (см. раздел 3), близкой по кинетике процессов структурных превращений исследуемой стали. В стали ШХ15 образование 50 % динамически рекристаллизованного зерна происходит при температуре 925 °С. Для наибольшего измельчения зерна и получения развитой субструктуры стали ШХ15СГ проведена прокатка при температуре 900 °С. Длительность пауз между проходами составляла 1...3 с.



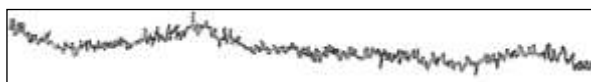
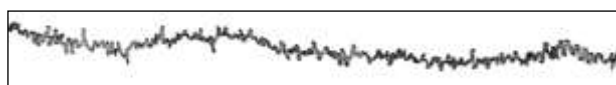
а



б



в



г

а – 900 °С, 10 ч; б – 1000 °С, 10 ч; в – 1000 °С, 5 ч, г – 1100 °С, 5 ч

Рисунок 5.3 – Распределение хрома поперек карбидной полосчатости после гомогенизации образцов из прутка □ 180 мм стали ШХ15СГ.

Ускорение сфероидизации перлита предполагалось достичь за счет подавления выделения карбидной сетки в динамически рекристаллизованном

Таблица 5.1 – Технология прокатки на стане ДУО-250 ГП «УкрНИИСпецсталь», сфероидизирующего отжига на ПАО «Днепроспецсталь» и результаты оценки микроструктуры подшипниковой стали ШХ15СГ-В

№ заготовки (режима)	Режим прокатки		Термообра- ботка перед прокаткой	Структура после прокатки	Твердость по Роквеллу, HRC	Сфероиди- зирующий отжиг	Микроструктура (балл) по SEP 1520-1998		
	температура нагрева, °C / выдержка, мин.	охлаждение					величина карбидов (CG), шкала 2	доля пластинча- того перлита (РА), шкала 3	карбидная сетка в отожд- женном состо- янии (CN), шкала 4
1	1100/20	на воздухе	гомогениза- ция	сорбит + троостит + перлит	39	длительный, 61 ч	2.3 (0,4...0,5 мкм)	3.1 (2 %)	4.1 (разорванная)
2	1100/20	в выключенной печи; температура посадки – 600 °C	гомогениза- ция		35		2.3 (0,4...0,5 мкм)	3.1 (2 %)	4.0 (отсутствует)
3	1100/20	на воздухе	без гомогени- зации		38		2.4 (0,7...0,9 мкм)	3.0 (отсутствует)	4.1 (разорванная)
4	1100/20	в выключенной печи; температура посадки – 600 °C	без гомогени- зации		34		2.4 (0,7...0,9 мкм)	3.2 (6 %)	4.1 (разорванная)
5	1000/20	на воздухе	гомогениза- ция		37		2.4 (0,7...0,9 мкм)	3.0 (отсутствует)	4.0 (отсутствует)
6	1000/20	на воздухе	без гомогени- зации		37		2.4 (0,7...0,9 мкм)	3.0 (отсутствует)	4.0 (отсутствует)
7	1000/20	на воздухе	гомогениза- ция		38		2.4 (0,7...0,9 мкм)	3.0 (отсутствует)	4.1 (разорванная)
8	900/20	на воздухе	гомогениза- ция	зернистый перлит	26	ускорен- ный, 44 ч	2.3 (0,4...0,5 мкм)	3.0 (отсутствует)	4.0 (отсутствует)
9	900/20	на воздухе	без гомогени- зации		29		2.4 (0,7...0,9 мкм)	3.0 (отсутствует)	4.1 (разорванная)
Качество металла действующей технологии, балл							2.3...2.5	3.0...3.2	4.2; 4.3
Нормы ТУ ДСС 002-2002 (DIN EN 10272), балл							≤ 2.3	≤ 3.3	–
Требования зарубежных компаний, балл							≤ 2.3	≤ 3.0	–
Нормы ГОСТ 801-78 / соответствующие нормы по SEP 1520-1998, балл							≤ 5 / 2.4...2.5	–	≤ 3 / 4.2...4.3

аустените, а также за счет формирования зародышей сфероидизированного перлита в процессе последеформационного охлаждения.

Прокаткой при температуре 900 °С достигалось измельчение зерна аустенита, подавление выделения карбидной сетки и формирование дисперсных зародышей зернистого перлита на фоне динамически рекристаллизованного аустенита при последеформационном охлаждении. Размер рекристаллизованного зерна находился на уровне 11 мкм в сравнении с зерном величиной 14...15 мкм, полученного в ранее проведенных работах.

Последеформационное охлаждение (в интервале выделения карбидной сетки) заготовок выполнено на воздухе (табл. 5.1, режимы №№ 1, 3, 5–9), имитировало прерванное ускоренное охлаждение и ставило задачу торможения образования карбидов по границам зерен. Для сравнения изучено прерванное охлаждение с переносом образцов в нагретую и отключенную при 600 °С печь (см. табл. 5.1, режимы № 2 и № 4). Такое охлаждение проведено для выравнивания температуры, а также с целью ускорения образования зародышей зернистого перлита и повышения однородности структуры после отжига по сечению деформированных заготовок [76, 131].

Наилучшие результаты получены в процессе прокатки с температуры 900 °С (см. табл. 5.1, режим № 8), при которой обеспечивалось развитие процесса динамической рекристаллизации. После деформации микроструктура стали ШХ15СГ была уже частично сфероидизированной, а выделения карбидов по границам аустенитных зерен отсутствовали. Отжиг исследуемого металла выполнен вместе с двумя промышленными садками подшипниковых сталей по двум режимам различной длительности (рис. 5.4) При выборе режима сфероидизирующего отжига учитывали особенности микроструктуры горячедеформированной стали ШХ15СГ. Для металла с температурой прокатки 900 °С и с наличием зародышей сфероидизированного перлита в микроструктуре выбран сфероидизирующий отжиг меньшей длительности (см. рис. 5.4, схема II).

Анализ влияния выбранных технологических параметров на микроструктуру горячекатаного металла и металла после отжига (зерно, величина

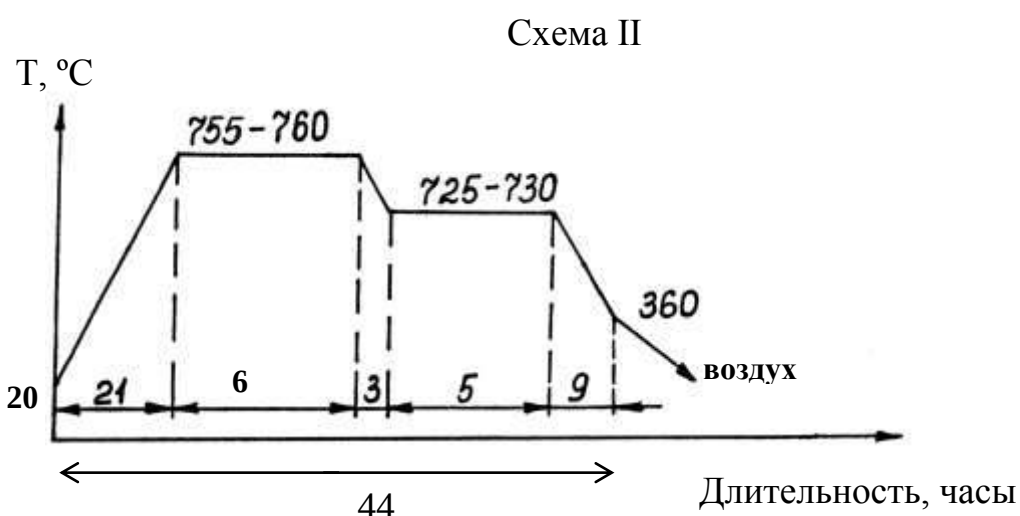
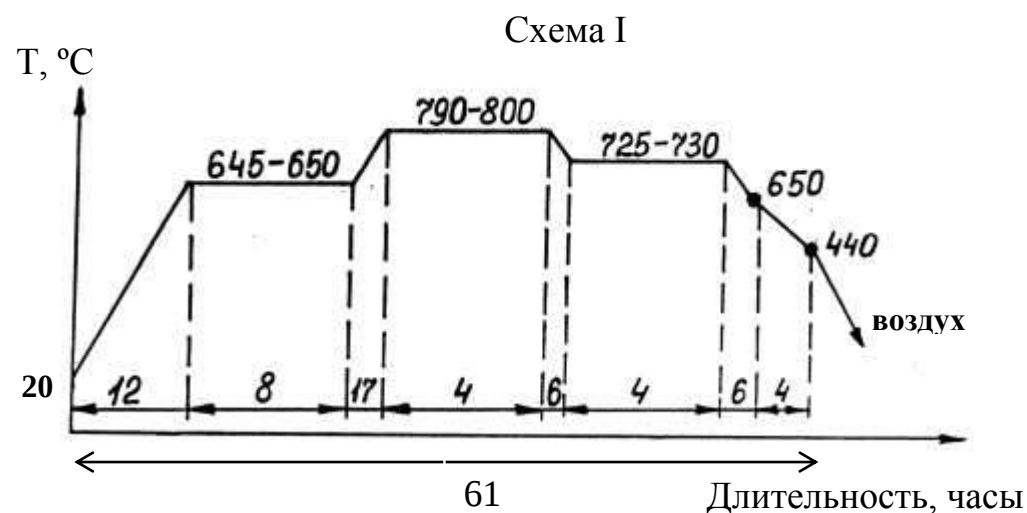


схема I – №№ 1–7; схема II – №№ 8, 9

Рисунок 5.4 – Режимы сфероидизирующего отжига опытных образцов после прокатки по режимам табл. 5.1.

карбидов, доля сфероидизированного перлита) показал, что наиболее эффективным является понижение температуры нагрева под прокатку для формирования динамически рекристаллизованного зерна. Наибольший эффект получен при сочетании гомогенизирующей термообработки заготовки и прокатки при температуре 900 °C (рис. 5.5 а, в). Качество этого металла соответствует лучшим фотоэталонам шкал стандартов на подшипниковые стали – SEP 1520, ГОСТ 801-78, требованиям технических условий завода и зарубежных компаний (см. табл. 5.1). Размер карбидов в сфероидизированном перлите составил

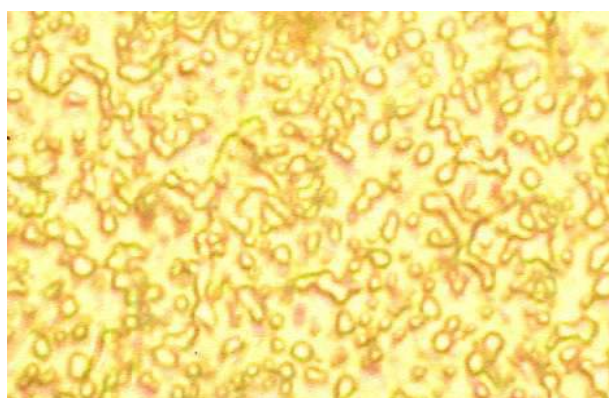
0,3...0,5 мкм в сравнении с более крупными (0,6...0,8 мкм) в металле, прокатанном по другим режимам.



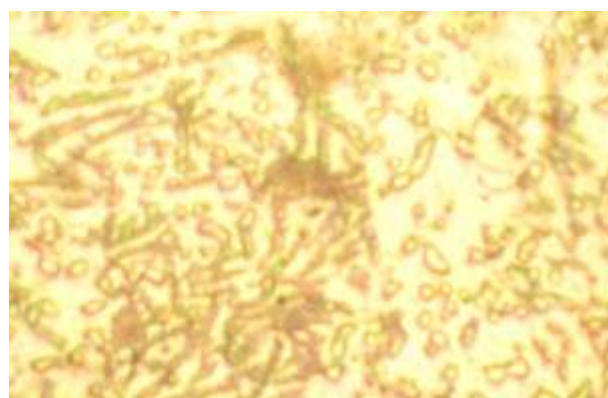
а



б



в



г

а, в – прокатка и отжиг по режимам совмещенной деформационно-термической обработки (режим № 8 табл. 5.1); б, г – горячая прокатка и отжиг по действующей технологии (режим № 4 табл. 5.1)

Рисунок 5.5 – Карбидная сетка после прокатки (а, б, х850) и сфероидизированный перлит после отжига (в, г, х1000, х2) в микроструктуре проката стали ШХ15СГ-В.

Промежуточное подстуживание металла без гомогенизации мало повлияло на температуру центральных зон, где особо развита ликвация и требуется подавление выделения карбидной сетки. В металле без предварительной гомогенизации и повышенных температурах конца прокатки (1000...1100 °С) эффект динамической рекристаллизации и структура зернистого перлита при последеформационном охлаждении не достигнуты. После отжига в

микроструктуре присутствуют остатки и сплошные прослойки карбидов по границам крупных исходных аустенитных зерен (см. рис. 5.5 б, г).

Опытный металл по зернистому (сфероидизированному) перлиту на один балл, а карбидная сетка на 2...3 балла выше требований ГОСТ 801-78 на подшипниковые стали (см. табл. 5.1). За счет образования зародышей сфероидизированных карбидов в рекристаллизованном при горячей деформации аустените длительность сфероидизирующего отжига сокращается на 27 %.

Горячекатаные прутки подшипниковых (и инструментальных) сталей с целью устранения в них карбидной сетки подвергаются специальному нагреву в печах термического цеха и последующему охлаждению. За счет использования структурных эффектов совмещенной деформационно-термической обработки этот нагрев можно исключить. В расчете (приложение А), показано, что ожидаемое ресурсосбережение при исключении специального нагрева, необходимого для устранения карбидной сетки в подшипниковых сталях, составит 103 т условного топлива на 1000 т садок металла в год.

Полученные результаты использованы при разработке технологических и термокинетических схем совмещенной деформационно-термической обработки подшипниковых сталей со сфероидизирующим отжигом (приложение Б, рис. Б1) для получения структуры сфероидизированного перлита. Технология включает гомогенизирующий нагрев заготовки, горячую прокатку, промежуточное ускоренное охлаждение, горячую прокатку при пониженных температурах (в том числе с прерванным окончательным охлаждением); термообработку в печах на участке прокатного стана – сокращенный сфероидизирующий отжиг проката или подката для калибровки. В этом случае передача прутков на сфероидизирующий отжиг происходит непосредственно после горячего (или теплого) разрезания раската на прутки.

Технология совмещенной деформационно-термической обработки подшипниковых сталей со сфероидизирующим отжигом внедряется для сортового проката стана 325 на ПАО «Электрометаллургический завод

«Днепроспецсталь» им. А.Н. Кузьмина». (Акт внедрения и технологическая инструкция ТИ 143-НА-10-16 – приложения В, Г соответственно).

5.2 Технология совмещенной деформационно-термической обработки проката коррозионностойких сталей с закалкой

Промышленное опробование технологии заковки с прокатного нагрева на стане 1050/950 коррозионностойких аустенитных сталей типа 03X17H13M2 и 08X17H13M2T показало стабильность всех характеристик механических свойств сталей и их соответствие требованиям стандартов [76, 131, 133, 135]. При этом за счет регулирования температур прокатки обеспечивается необходимая, регламентированная стандартами температура заковки не ниже 1050...1120 °С.

В данном разделе для коррозионностойких сталей типа 08X18H10T-У, 08X17H13M2T-У с содержанием серы 0,015...0,030 % (для повышения обрабатываемости при обточке) учтена проблема присутствия в структуре сульфидной эвтектики неблагоприятной морфологии, а также склонность к выделению непосредственно после деформации дисперсных карбидных фаз на границах аустенитного зерна (см. 4.2). Для этих сталей предложен специальный гомогенизирующий нагрев перед деформацией и подогрев металла сразу после прокатки до температур заковки 1050...1120 °С в условиях прокатного стана. Использование такого нагрева перед закалкой (см. 4.2) обеспечило выполнение требований по ударной вязкости на поперечных образцах не менее 75 Дж/см².

В сталях 08X17H13M2T и 08X18H10T с закалкой в условиях прокатного стана, с целью максимального использования эффекта динамической рекристаллизации и получения мелкого зерна оптимальными температурами конца прокатки являются температуры не ниже 1050...1100 °С (см. раздел 3).

Таким образом, предложена технология совмещенной деформационно-термической обработки для коррозионностойких сталей, которая включает

регулируемую прокатку и закалку в воде с прокатного нагрева. Для сталей с ограниченным содержанием серы (0,015...0,030 %) необходим специальный гомогенизирующий промежуточный нагрев перед деформацией и подогрев металла до температур закалки непосредственно после прокатки. Расчет показал (приложение Д), что при исключении отдельного нагрева под закалку коррозионностойких сталей ожидаемое годовое ресурсосбережение составит 30 т условного топлива на 1000 т садок металла.

5.3 Экспериментальное опробование и разработка технологии закалки и нормализации конструкционных сталей с использованием тепла прокатного нагрева

Для создания необходимой микроструктуры, обеспечения требуемых технологических и эксплуатационных свойств значительная часть проката конструкционных сталей подвергается термоулучшению (закалка и высокий отпуск) и нормализации с отдельного нагрева. Перспективным является разработка технологии совмещенной деформационно-термической обработки с использованием тепла прокатного нагрева взамен термообработки с отдельного нагрева. В требованиях ГОСТ 4543-71, EN 10083-3:2006 по термической обработке проката конструкционных сталей приведены режимы по термоулучшению и нормализации с отдельного нагрева. В этих стандартах указаны температуры и длительность нагрева под закалку, нормализацию, отпуск для каждой марки стали. Известно [11, 28, 126–129], что при нагреве до определенных температур обеспечивается необходимое состояние аустенита по степени гомогенизации, размеру зерна, распределению нерастворенных частиц карбидов, а также необходимая кинетика распада переохлажденного аустенита при закалке и дисперсность продуктов его превращения после отпуска. В результате, происходит формирование регламентированных стандартами

механических свойств специальных сталей. При закалке в потоке стана на состояние аустенита кроме указанных факторов дополнительно будут также влиять степень горячего наклепа и особенности рекристаллизации перед охлаждением.

В настоящее время в термическом цехе ПАО «Днепроспецсталь» используется технология термоулучшения с отдельного нагрева (закалка в воду и высокий отпуск) горячекатаных и кованых прутков диаметром 160...550 мм конструкционной стали 42ХМ. Нагрев стали под закалку до 820...870 °С и отпуск при 620 °С производится в печах с выкатным подом. Этот режим соответствует требованиям стандарта EN 10083-3:2006 на поставку металлопродукции: нагрев под закалку до 820...880 °С, продолжительность аустенитизации не менее 30 мин и отпуск при 540...680 °С продолжительностью не менее 60 мин.

С целью использования тепла прокатного нагрева опробована закалка прутка Ø 190 мм стали 42ХМ в условиях стана 1050/950. Температура поверхности прутков после окончания прокатки составляла 1050 °С. Для выполнения требований по температуре закалки в условиях стана выполнено подстуживание на воздухе до температуры 870 °С проката перед закалкой.

Отпуск заготовки Ø 190 мм стали 42ХМ выполнен в термическом цехе по режиму: 620 °С, 6 ч 20 мин. Из этого металла отобраны продольные образцы для опробования закалки на лабораторном стане ГП «УкрНИИСпецсталь» и отпуска. Закалка в условиях лабораторного стана выполнена с температур, указанных в стандартах на поставку.

Также выполнена закалка проката толщиной 13,1...14,7 мм в условиях лабораторного стана ДУО-250 ГП «УкрНИИСпецсталь». Режимы прокатки и закалки в условиях лабораторного стана приведены в табл. 5.2. Заготовки под прокатку нагревали до температуры 1150 °С. Для получения необходимой температуры закалки обеспечивали понижение температуры конца прокатки за счет междеформационных пауз (8...10 с). Окончание деформации при температурах 840...880 °С обеспечило проведение закалки в условиях стана.

Таблица 5.2 – Режимы регулируемой прокатки с понижением температур конца деформации и закалкой на стане ДУО-250 полосы стали 42ХМ

№ заготовки	Тем-ра нагрева под прокатку, °С	Выдержка перед прокаткой, мин	№ прохода	Степень деформации, %	Время выдержки между проходами, с	Тем-ра поверхности заготовки, °С	
						после деформации	перед закалкой
7	1150	90	1	19	8	1030	850
			2	25		950	
			3	25		880	
9	1150	30	1	15	8	1040	850
			2	25		980	
			3	25		870	
3	1150	32	1	16	10	1050	840
			2	26		970	
			3	25		870	
4	1150	33	1	15	10	1040	840
			2	25		970	
			3	25		850	
8	1150	35	1	15	10	1030	830
			2	25		950	
			3	25		840	

Предполагалось, что длительность междеформационных пауз и температуры прокатки обеспечивают как формирование динамически рекристаллизованного зерна, так и развитие рекристаллизации в течение 8...10 с после прокатки. Эти выводы сделаны на основе анализа кинетики рекристаллизации конструкционных сталей (например, 30ХГСНА, 40ХНВА) с

легированием, близким стали 42ХМ. Из диаграмм рекристаллизации данных сталей следует, что рекристаллизационные процессы в них происходят при 900 °С и выше за несколько секунд, начинаясь, очевидно, в очаге деформации. Возможность развития динамической рекристаллизации при температурах горячей деформации 900...1150 °С подтверждается исследованием образования зубчатости границ аустенитных зерен, которую связывают с начальными стадиями динамической рекристаллизации. В сталях 30ХГСНА, 38ХС зубчатость появляется уже при 800 °С и составляет 1,8...3,0 %, а при 900 °С – 8,4...100 %.

В результате анализа механических свойств (табл. 5.3) металла установлено повышение прочности и незначительное снижение работы удара после закалки на стане 1050/950 в сравнении с действующей технологией закалки с отдельного нагрева. Это объясняется влиянием высокой температуры на структуру аустенита перед закалкой: повышенным содержанием углерода в твердом растворе и большей легированностью аустенита в сравнении с металлом, закаленным с отдельного нагрева. Увеличение в микроструктуре количества продуктов бездиффузионного превращения (мартенсит, бейнит) при распаде аустенита согласуется с повышением твердости до 272...279 НV в сравнении с 239...252 НV для металла с закалкой с отдельного нагрева и отпуска.

После отпуска заготовки Ø 190 мм в структуре сорбита сохраняется исходная (после закалки) ориентация структуры (рис. 5.6 а). В стали, термообработанной по действующей технологии, такая ориентация отсутствует, а по границам зерен наблюдаются выделения феррита (см. рис. 5.6 б).

Микроструктура отпущенного металла с закалкой на лабораторном стане представляет собой мелкодисперсный сорбит с размером исходного аустенитного зерна № 10 в сравнении с № 8 для действующей технологии. Ориентация сорбита и выделения феррита по границам зерен не наблюдаются (см. рис. 5.6 в).

Улучшение микроструктуры, связанное с измельчением зерна и повышением дисперсности продуктов превращения аустенита приводит одновременно к росту прочностных и пластических характеристик стали. Прочность повышается на 10...15 % (с 808 до 887...940 МПа), пластичность – на

Таблица 5.3 – Физико-механические свойства проката стали 42ХМ с закалкой с прокатного нагрева и с отдельного нагрева в термическом цехе

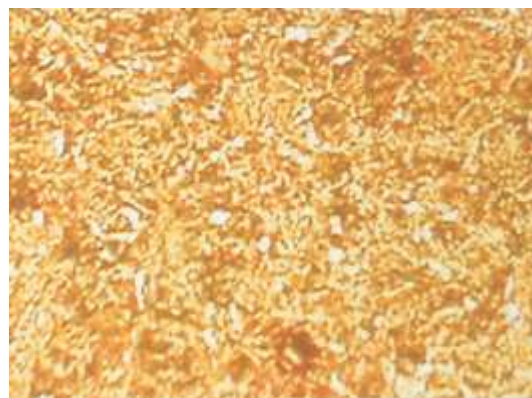
Нагрев под закалку	Тем-ра закалки, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	HV	Микро-структура, размер зерна
На стане ДУО-250 с понижением температуры конца прокатки	830... 850	597... 785	887... 940	23	70... 72	96,5	253... 271	Мелко-дисперсный сорбит, № 10
На стане 1050/950 ПАО «Днепро-спец-сталь»	870	725,5	892,5	22	62,75	ср. 61*	272... 279	Сорбит с ориентацией по мартенситу, № 9
С отдельного нагрева в термическом цехе	1050	608	808	21,0	59,0	81*	248	Сорбит с сеткой феррита, № 8
Нормы ТУ ДСС 006 – 2004	–	Не менее 500	750... 900	Не менее			–	№ 5...8 или на два номера больше в сторону мелкого зерна (№ 10)
				14,0	55,0	35*		

Примечания:

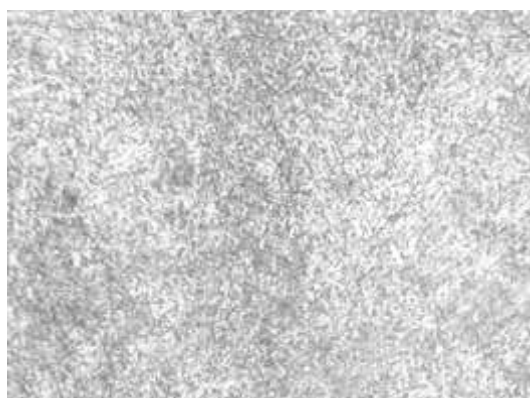
1. Результаты испытаний механических свойств приведены для образцов, изготовленных в продольном направлении относительно оси проката.
2. Значения ударной вязкости приведены для образцов с V-образным надрезом (*).



а



б



в

а – сорбит с ориентацией по мартенситу и бейниту; б – сорбит с прерывистой тонкой сеткой феррита; в – мелкозернистый сорбит

Рисунок 5.6 – Микроструктура стали 42ХМ после закалки на стане 1050/950 и отпуска (а), закалки и отпуска по действующей технологии (б), закалки на лабораторном стане ДУО-250 и отпуска (в). (х530).

22 % (с 59 до 70...72 %) в сравнении с закалкой и отпуском в термическом цехе, ударная вязкость сохраняется на высоком уровне (см. табл. 5.3).

Выполненные эксперименты (с регулированием температуры деформации) показывают возможность реализации закалки с прокатного нагрева и обеспечения требований стандартов как по температуре нагрева под закалку, так по физико-механическим свойствам [76, 165–167]. При реализации технологии закалки с прокатного нагрева в условиях новых модульных линий совмещенной деформационно-термической обработки рекомендуется для отработки температурно-деформационных режимов прокатки использовать диаграммы

кинетики рекристаллизации и температурный критерий динамической рекристаллизации.

Таким образом, способ совмещенной деформационно-термической обработки легированных конструкционных сталей с термоулучшением включает регулируемую прокатку, закалку и выгрузку штанг из закалочной ванны в прокатном цехе; передачу закаленного металла на участок термообработки; отпуск в камерных печах при стандартных (согласно ГОСТ, EN) температурах (см. приложение Б, рис. Б2).

В стандарте EN 10083-3:2006 на конструкционные стали отмечается возможность реализации нормализации с прокатного нагрева при условии выполнения требований по температуре металла перед охлаждением. Это может быть обеспечено за счет регулирования температуры конца деформации. Для конструкционных сталей 17Г1С, 18Г, 16ХГ 17Г1С, сталь 20, сталь 45 и др. проанализированы данные завода «Днепроспецсталь» по механическим свойствам проката с нормализацией в термическом цехе и нормализацией с деформационного нагрева на стане 550. При этом условия окончания деформации гарантировали однофазное аустенитное состояние металла перед последними проходами и необходимый (в соответствии с требованиями стандартов на поставку) размер аустенитных зерен перед фазовым $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. Полученные механические свойства после охлаждения на воздухе соответствовали требованиям для нормализованного проката [132, 133]. Данные результаты указывают на возможность исключения из технологической схемы операции нагрева проката под нормализацию и обеспечение требуемых показателей качества. Таким образом, для нормализации в линиях стана необходимо использовать регулируемую прокатку (после нагрева заготовки или слитка по действующей в прокатном цехе технологии), охлаждение раската на воздухе на приемном рольганге (или холодильнике) прокатного стана и порезку на прутки (см. приложение Б, рис. Б3).

Для выполнения требований стандартов по режимам термической обработки, механическим свойствам и микроструктуре подшипниковых,

конструкционных, коррозионностойких сталей с совмещенной деформационно-термической обработкой необходимо размещение в линиях прокатных станов специального оборудования для нагрева и охлаждения. В зависимости от размерного и марочного сортамента для нагрева проката могут быть использованы установки ТВЧ (для мелкогабаритных заготовок), проходные печи и термостаты, в том числе с защитной атмосферой. В качестве охлаждающих устройств – закалочные ванны (для крупногабаритных заготовок), спрейное и струйное водяное охлаждение, регулируемое охлаждение под вентиляторами для коррозионностойких, конструкционных сталей с закалкой и нормализацией, подшипниковых сталей с отжигом (приложение Б, рис. Б4).

По результатам опробования термообработки с прокатного нагрева разработаны технологические и термокинетические схемы, определен состав оборудования для совмещенной деформационно-термической обработки сортового проката диаметром 8...300 мм (в том числе диаметром 7...12 мм в бунтах), калиброванного проката диаметром 2...45 мм (в том числе диаметром 2...6 мм в бунтах) подшипниковых, конструкционных, коррозионностойких и других специальных сталей (см. приложение Б, рис. Б4). Они использованы при разработке согласованных с ПАО «Днепропетросталь» и ГП «ГИПРОПРОМ» рекомендаций для технологических заданий (ТЛЗ) на проектирование перспективных модульных линий совмещенной деформационно-термической обработки специальных сталей (см. приложение Б). Их планируется использовать при будущей реконструкции прокатно-термического производства и дооснащении действующих прокатных станов завода «Днепропетросталь».

5.4 Выводы

1. Для разных групп специальных сталей (подшипниковых, коррозионностойких, конструкционных) разработана своя сквозная технология

совмещенной деформационно-термической обработки. В качестве исходных данных использованы результаты разделов 3 и 4, касающиеся особенностей кинетики рекристаллизации аустенита, особенностей выделения в рекристаллизованном аустените дисперсных избыточных фаз (в том числе, непосредственно в очаге деформации и во время междеформационной паузы, при охлаждении). Важнейшей основой технологии являются диаграммы рекристаллизации, совмещенные с диаграммами фазовых превращений при охлаждении горячедеформированного аустенита. Из этих диаграмм определяли температурный критерий динамической рекристаллизации, который использован для получения необходимого размера аустенитного зерна при прокатке подшипниковой стали ШХ15СГ и конструкционной стали 42ХМ.

2. В результате опытно-промышленного исследования технологий совмещенной деформационно-термической обработки проката специальных сталей достигнуто, во-первых, повышение физико-механических свойств проката, во-вторых – сокращение длительности процессов термообработки и снижение ресурсозатрат.

Для подшипниковой стали ШХ15СГ-В реализована технология сфероидизирующего отжига сокращенной длительности. При этом получено снижение карбидной ликвации, уменьшение карбидной сетки по границам зерен аустенита, обеспечено формирование дисперсного сфероидизированного перлита. Это достигалось за счет использования гомогенизирующего нагрева заготовки перед деформацией, горячей прокатки при пониженных температурах и прерванного ускоренного охлаждения. Последнее способствовало образованию зародышей сфероидизированного перлита в горячедеформированном аустените. Технология сфероидизирующего отжига по режимам совмещенной деформационно-термической обработки внедряется для сортового проката подшипниковых сталей типа ШХ15, ШХ15СГ на прокатном стане 325 ПАО «Электрометаллургический завод «Днепроспецсталь» им. А.Н. Кузьмина» (см. приложения В, Г).

Для коррозионностойких сталей с содержанием серы 0,015...0,030 % и требованием по ударной вязкости не менее 75 Дж/см² разработана технология совмещенной деформационно-термической обработки проката с закалкой.

Для конструкционной термоулучшаемой стали 42ХМ после закалки с прокатного нагрева и отпуска получено повышение на 10...15 % предела прочности (с 808 до 887...940 МПа), на 22 % относительного удлинения (с 59 до 70...72 %) в сравнении с закалкой с отдельного нагрева; ударная вязкость сохраняется на высоком уровне. Это достигнуто за счет измельчения зерна аустенита и повышения дисперсности продуктов его превращения при отпуске.

3. Внедрение технологии позволит получить для разных спецсталей снижение ресурсозатрат при термообработке: на 27 % для подшипниковых сталей; на 77 % для конструкционных сталей с термоулучшением; на 100 % для конструкционных сталей с нормализацией и коррозионностойких сталей с закалкой.

4. Для реализации ресурсосберегающей технологии совмещенной деформационно-термической обработки в линиях прокатных станов разработаны технологические и термокинетические схемы процессов, схемы размещения и список термического оборудования для термообработки сортового проката диаметром 8...300 мм (в том числе диаметром 7...12 мм в бунтах), калиброванного проката диаметром 2...45 мм (в том числе диаметром 2...6 мм в бунтах). Эти схемы использованы при разработке совместно с Государственным предприятием «Государственный институт по проектированию промышленных предприятий ГП «ГИПРОПРОМ» рекомендаций к технологическим заданиям на проектирование новых модульных линий деформационно-термической обработки проката специальных сталей. Их планируется использовать при будущей реконструкции прокатно-термического производства и дооснащении действующих прокатных станов для создания конкурентоспособного проката специальных сталей с улучшенными физико-механическими свойствами.

ВЫВОДЫ

С целью решения важной научно-технической задачи по развитию ресурсосберегающих технологий производства конкурентоспособного сортового проката специальных сталей с улучшенными физико-механическими свойствами в диссертационной работе установлены особенности процессов структурообразования и рекристаллизации аустенита при многопроходной горячей деформации, разработаны технологии совмещенной деформационно-термической обработки.

Основные выводы по результатам работы такие:

1. При исследовании горячей прокатки коррозионностойких сталей 10X17H13M2T и 12X18H10MT установлено, что при температурах 1050...1150 °C и степени деформации 15...25 % за один проход рекристаллизация может начинаться уже в очаге деформации вследствие динамической рекристаллизации. При 1150 °C в этих сталях образуется 30...35 % динамически рекристаллизованных зерен.

Установлено, что во время прокатки с последеформационной выдержкой 1...40 с рекристаллизация идет значительно медленнее, чем рекристаллизация в очаге деформации. Количество и размер рекристаллизованных зерен определяются динамической рекристаллизацией в каждом проходе.

Впервые построена диаграмма кинетики рекристаллизации аустенита стали 10X17H13M2T, позволяющая определить развитие процесса рекристаллизации при температурах горячей прокатки.

2. Для оценки развития рекристаллизации при горячей прокатке предложены температуры, при которых образуется ~50 % динамически рекристаллизованных зерен. Впервые предлагается использовать температурный критерий для выбора температурно-деформационных параметров с целью измельчения зерна аустенита специальных сталей за счет развития процесса динамической рекристаллизации.

3. Уточнены процессы динамической рекристаллизации в очаге горячей деформации. Предложен пакетный механизм образования динамически рекристаллизованных зерен. Установлено, что процесс динамической рекристаллизации связан с действием сдвигового механизма пластической деформации, когда при высоких температурах происходит значительная локализация деформации в грубых полосах (пакетах) скольжения.

4. На основе расчетов энергии активации процесса динамической рекристаллизации при горячей прокатке подтвержден эффект формирования зародышей рекристаллизованных зерен аустенита стали 10X17H13M2T непосредственно в очаге деформации. Эффективная энергия активации динамической рекристаллизации имеет величину 89,25 кДж/моль, а статической рекристаллизации 294,3 кДж/моль.

5. Установлено, что при горячей деформации подшипниковой стали ШХ15 происходит увеличение концентрации углерода и хрома (до начала выделения избыточных карбидов) на границах исходных и динамически рекристаллизованных зерен аустенита под влиянием динамической рекристаллизации. Это будет способствовать уменьшению протяженности и толщины карбидной сетки при последующем охлаждении, ускорению процессов сфероидизации карбидов во время отжига проката подшипниковых сталей.

6. Разработаны технологические схемы, список оборудования, рекомендации для технологических заданий на проектирование новых модульных линий и реализации технологий совмещенной деформационно-термической обработки сортового проката специальных сталей.

7. Опробованием технологий закалки, термоулучшения, сфероидизирующего отжига с использованием тепла прокатного нагрева получено повышение уровня физико-механических свойств коррозионностойких, конструкционных и подшипниковых сталей, обеспечены требования стандартов. Длительность термообработки сталей уменьшена на 27...77 % в сравнении с термообработкой в термическом цехе.

8. Технология комплексной деформационно-термической обработки подшипниковых сталей, которая включает прокатку, прерванное ускоренное охлаждение и последующий сфероидизирующий отжиг по уточненным режимам используется на ПАО «Днепрспецсталь» для сортового проката стана 325.

9. Ожидаемый годовой ресурсосберегающий эффект от реализации технологии совмещенной деформационно-термической обработки составит для подшипниковых сталей при исключении специального нагрева для устранения карбидной сетки 103 т условного топлива на 1000 т садок металла; для коррозионностойких сталей при исключении отдельного нагрева под закалку – 30 т условного топлива на 1000 т садок металла.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка стали / Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
2. Еременко С.П. Пути интенсификации технологии упрочнения проката / С.П. Еременко, М.Л. Бернштейн // Сталь. – 1986. – № 4. – С. 69 – 74.
3. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов / Бернштейн М.Л. – М.: Металлургия, 1977. – 431 с.
4. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей: [справочник] / [М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, С.Д. Прокошкин] – М.: Металлургия, 1989. – 544 с.
5. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. – [3-е изд.]. – М.: Металлургия, 2005. – 432 с.
6. Большаков В.И. Новая энергосберегающая технология термомеханического упрочнения стального проката / В.И. Большаков, И.Г. Узлов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2004. – № 3. – С. 6 – 9.
7. Черненко А.Н. Опыт использования ресурсосберегающей технологии производства проката с регламентированными свойствами / А.Н. Черненко // Сталь. – 2002. – № 5. – С. 51 – 55.
8. Перспективы совмещения деформации и термической обработки в сортопрокатном производстве сталей и сплавов / А.В. Ноговицин Я.И. Спектор Ю.В. Яценко [и др.] // Наукові вісті. Пластична деформація металів. Праці ІЧМ. Сучасні проблеми металургії. – 2002. – Том 5. – С. 369 – 373.
9. Бернштейн М.Л. Горячая пластическая деформация и механизм упрочнения стали при термомеханической обработке / М.Л. Бернштейн // Сталь. – 1972. – № 2. – С. 157 – 165.
10. Спектор Я.И. Влияние горячей деформации при повышенных температурах на структуру и свойства конструкционной стали / Я.И. Спектор,

М.Л. Бернштейн, В.Н. Дегтярев // Физико-химическая механика материалов. – 1980. – № 2. – С. 79 – 82.

11. Бернштейн М.Л. Влияние параметров термической и термомеханической обработки на вязкость разрушения стали 40ХН2МА / М.Л. Бернштейн, Я.И. Спектор, В.Н. Дегтярев // Известия вузов. Черная металлургия. – 1980. – № 9. – С. 170 – 171.

12. Бухвалов А.Б. Структурообразование при многопроходной горячей деформации с ВТМО конструкционной стали / А.Б. Бухвалов, Е.В. Григорьева, Н.В. Николаева // Физика металлов и металловедение. – 2003. – Т. 95, № 3. – С. 78 – 87.

13. Некрасова С.З. Измельчение зерна при рекристаллизации деформированного аустенита и свойства стали / С.З. Некрасова, А.М. Сергиенко, Я.И. Спектор [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1976. – Т. 41, вып. 6. – С. 1213 – 1218.

14. Спектор Я.И. Использование эффектов термомеханической обработки для повышения качества проката подшипниковых сталей / Я.И. Спектор, Ю.В. Яценко // Инструментальные и подшипниковые стали: тематический отраслевой сборник. – М. – Металлургия. – 1980. – № 5. – С. 60 – 67.

15. Исследование низколегированной стали 40ХГФ для контролируемой горячей пластической деформации / А.Я. Заславский, И.Б. Резницкий, Ю.Д. Яшин [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 3. – С. 19 – 23.

16. Спектор Я.И. Механизм комплексного влияния горячей деформации при ТМО на матрицу, карбиды, дисперсные фазы и неметаллические включения специальных сталей / Я.И. Спектор // Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов: межд. конф., 27-28 окт. 1999 г.: тезисы докладов. – М.: МИСИС, 1999. – С. 63.

17. Спектор Я.И. Использование ВТМО для регулирования структуры эвтектических карбидов / Я.И. Спектор, Р.В. Яценко // Бернштейновские чтения

по термомеханической обработке металлических материалов: межд. конф., 24-25 окт. 2001 г.: тезисы докладов. – М.: МИСИС, 2001. – С. 78.

18. Спектор Я.И. Воздействие горячей пластической деформации на образование микропор и микротрещин у неметаллических включений подшипниковой стали / Я.И. Спектор, А.П. Хвалин // Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов: межд. конф., 24-25 окт. 2001 г.: тезисы докладов. – М.: МИСИС, 2001. – С. 79.

19. Улучшение прокаливаемости стали деформационно-термической обработкой при производстве сортового проката / А.П. Бащенко, С.Л. Лаптев, А.Н. Черненко А.Н. [и др.] // Сталь. – 1992. – № 10. – С. 65 – 67.

20. Особенности разупрочнения и структура горячедеформированного аустенита при прокатке / Я.И. Спектор, Н.В. Тихий, Ю.В. Яценко [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1978. – Т. 45, вып. 1. – С. 176 – 183.

21. Левит В.И. Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей и сплавов / В.И. Левит, М.А. Смирнов. – Челябинск: ЧГТУ, 1995. – 276 с.

22. Исследование упрочнения и устойчивости структурного состояния аустенитных сплавов после высокотемпературной термомеханической обработки / Е.Н. Соколов, В.Д. Садовский, Ю.П. Сурков [и др.] // Исследование сталей и сплавов: сб. трудов. – М.: Наука. – 1964. – С. 331 – 335.

23. Григорьев А.К. Термомеханическое упрочнение стали в заготовительном производстве / Григорьев А.К., Коджаспиров Г.Е. – Л.: Машиностроение, 1985. – С. 45 – 52.

24. Синельников М.И. Об изменении дислокационной структуры аустенита в процессе горячей деформации прокаткой / М.И. Синельников, Н.В. Тихий // Изв. АН СССР. Металлы. – 1977. – № 2. – С. 153 – 157.

25. Особенности образования карбидной сетки в горячедеформированном аустените высокоуглеродистой стали / В.А. Займовский, О.В. Самедов, Л.П. Соркин, [и др.] // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1986. – № 11. – С. 100 – 102.

26. Спектор А.Г. Структура и свойства подшипниковых сталей / Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева П.А. – М.: Металлургия, 1980. – 264 с.

27. Кужантковский Я. Технология производства и проблемы качества подшипниковой стали на металлургическом заводе «Варшава» / Я. Кужантковский, Ю. Пузе, З. Сидор // Повышение качества и улучшение сортамента подшипниковых сталей в странах-членах СЭВ. – М.: Информсталь. – 1979. – Ч. II. – С. 13 – 28.

28. Влияние новых способов обработки (гомогенизации, ТМО, гидроэкструзии) на структуру и свойства подшипниковых сталей / Я.И. Спектор, Т.И. Малиновская, Г.В. Ляшенко [и др.] // Повышение качества и улучшение сортамента подшипниковых сталей в странах-членах СЭВ. – М.: Информсталь. – 1979. – Ч. II. – С. 35 – 45.

29. Синельников М.И. Ускорение отжига подшипниковой стали / М.И. Синельников, Е.А. Титаренко // Повышение качества и улучшение сортамента подшипниковых сталей в странах-членах СЭВ. – М.: Информсталь. – 1979. – Ч. II. – С. 48 – 52.

30. Комиссаров А.И. Карбидная сетка в подшипниковых сталях и пути ее снижения / Комиссаров А.И. – Челябинск: Южно-украинское книжное издательство, 1969. – 43 с.

31. Влияние ускоренного охлаждения на структуру и свойства бунтов стали ШХ15 / Ю.В. Яценко, Н.М. Сидорова, Н.Ф. Полищук, [и др.] // Производство инструментальных и подшипниковых сталей: тематический отраслевой сборник. – М. – Металлургия. – С. 85.

32. Долженков И.Е. Исследование закономерностей структурообразования при сфероидизирующей обработке стали с различным исходным состоянием / И.Е. Долженков, В.Д. Верболоз, О.В. Бойко // Известия АН СССР. Металлы. – 1980. – № 6. – С. 163 – 167.

33. Смирнов М.А. Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей / М.А. Смирнов, С.Н. Петрова // Физика металлов и металловедение. – 2001. – Т. 92, № 4. – С. 45 – 55.

34. Бараз В.Р. Термомеханическое упрочнение стабильных и метастабильных аустенитных сталей / В.Р. Бараз, С.В. Гладковский, Е.А. Ишина // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2005. – № 12. – С. 24 – 27.

35. Sang-Hyun Cho. Static recrystallization kinetic of 304 stainless steel / Sang-Hyun Cho, Yeon-Chul Yoo // *Journal of Materials science*. – 2001. – V. 36. – P. 4273 – 4278.

36. Кинетика разупрочнения и структура аустенита при горячей пластической деформации проката / Н.В. Тихий, Я.И. Спектор, М.И. Синельников [и др.] // *Физика металлов и металловедение*. – 1974. – Т. 38, вып. 6. – С. 1250 – 1255.

37. Barraclough D.R Static recrystallization and restoration after hot deformation of Type 304 stainless steel / D.R Barraclough, C.M. Sellars // *Metal science*. – 1979. – V. 13, № 3 and 4. – P. 257 – 267.

38. Towle D.J. Recrystallization of austenitic stainless steels after hot rolling / D.J. Towle and T. Gladman // *Metal science*. – 1979. – V. 13, № 3 and 4. – P. 246 – 256.

39. Sellars C.M. Recrystallization and grain growth in hot rolling / C.M. Sellars, J.A. Whiteman // *Metal science*. – 1979. – V. 13, № 3 and 4. – P. 187 – 194.

40. Kenzo Kato. Investigation of recovery and recrystallization during hot rolling of stainless steels with high laboratory mill / Kenzo Kato, Yoshihiro Saito, Tetsuo Sakai // *Transactions ISIJ*. – 1984. – V. 24. – P. 1050 – 1054.

41. DeALMEIDA J.A. Hot deformation of Austenitic stainless steel Type 316 up to strain rates of 100 s^{-1} / J.A. DeALMEIDA and R. Barbosa // *ISIJ International*. – 2005. – V. 45, № 2. – P. 296 – 298.

42. Зисман А.А. Выявление бывших аустенитных зерен и анализ кинетики метадинамической рекристаллизации аустенита низкоуглеродистой стали в условиях горячей прокатки / А.А. Зисман, Т.В. Сошина, Е.И. Хлусова // *Письма о материалах*. – 2012. – Т. 2, вып. 1. – С. 3 – 8.

43. Biglou Jalal A. Dynamic recrystallization during strip rolling of HSLA steels prediction of roll forces using artificial neural networks: a thesis for the degree of doctor of philosophy in mechanical engineering / Biglou Jalal A. – Waterloo, Ontario, Canada:

National library of Canada, 1997. – P. 3 – 29.

44. Коджаспиров Г.Е. Влияние температурно-деформационных условий на упрочнение и разупрочнение азотсодержащих коррозионностойких сталей / Г.Е. Коджаспиров, Р.В. Сулягин, Л.П. Карьялайнен // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2005. – № 11. – С. 22 – 26.

45. Викторов Н.А. Горячая пластичность стали 08X18H10T / Н.А. Викторов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2011. – № 6. – С. 8 – 9.

46. Dynamic recrystallization during hot deformation of 304 austenitic stainless steel / A. Marchattiwar, A. Sarkar, J.K. Chakravartty [et al.] // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2013. – V. 22, issue 8. – P. 2168 – 2175.

47. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization in high purity austenitic stainless steels / M.El. Wahabi, L. Gavard, F. Montheillet [at al] // *Acta Materialia*. – 2005. – V. 53. – P. 4605 – 4612.

48. Jafari M. Dynamic recrystallization by necklace mechanism during hot deformation of 316 stainless steel [Электронный ресурс] / M. Jafari, A. Najafizadeh // *Metal*. – 2008. – V. 13.-15.5. – P. 1 – 8. – Режим доступа к журн.: https://www.researchgate.net/publication/256374580_Dynamic_Recrystallization_by_Necklace_Mechanism_During_Hot_Deformation_of_316_Stainless_Steel_2.

49. Roberts W. A nucleation criterion for dynamic recrystallization during hot working / W. Roberts, B. Ahlblom // *Acta Met.* – 1978. – V. 26, № 5. – P. 801 – 813.

50. Roberts W. Dynamic recrystallization kinetics / W. Roberts, H. Boden, B. Ahlblom // *Metal science*. – 1979. – V. 13, № 3 and 4. – P. 195 – 205.

51. Sakai T. Dynamic recrystallization – mechanical and microstructural considerations / T. Sakai, J.J. Jonas // *Acta Met.* – 1984. – V. 32, № 2. – P. 189 – 209.

52. Бельченко Г.И. Основы металлографии и пластической деформации стали / Г.И. Бельченко, С.И. Губенко. – Киев; Донецк: Вища школа, 1987. – 240 с.

53. Механизм образования зубчатости на границах зерен при горячей деформации / М.И. Синельников, Я.И. Спектор, К.И. Мурина [и др.] // *Физика металлов и металловедение*. – 1973. – Т. 36, № 2. – С. 420 – 423.

54. Синельников М.И. О механизме образования зародышей

рекристаллизации при горячей деформации / М.И. Синельников, Н.В. Тихий // Известия АН СССР. Металлы. – 1976. – № 4. – С. 138 – 144.

55. Кайбышев О.А. Границы зерен и свойства металлов / О.А. Кайбышев, Р.З. Валиев. – М.: Металлургия, 1987. – 214 с.

56. Тихонова М.С. Рекристаллизационные процессы в аустенитной коррозионностойкой стали после больших пластических деформаций : дис. ... кандидата физ.-мат. наук : 01.04.07 / Тихонова Марина Сергеевна. – Белгород, 2015. – 138 с.

57. Левит В.И. Двойникование и измельчение зерна при динамической рекристаллизации никелевого сплава / В.И. Левит, Н.А. Смирнова, Л.С. Давыдова // Физика металлов и металловедение. – 1989. – Т. 68, № 2. – С. 334 – 341.

58. Лещинский В.М. Моделирование процесса динамической рекристаллизации / В.М. Лещинский, Л.А. Рябичева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 1 – С. 9 – 11.

59. Лозинский М.Г. Кинетика и механизм деформации металлов при высокотемпературном нагреве и различных скоростях растяжения / М.Г. Лозинский, И.З. Перцовский // Известия АН СССР. ОТН. Металлургия и топливо. – 1961. – № 1. – С. 96 – 107.

60. Моляров В.Г. Геометрическая модель измельчения зеренной структуры в результате рекристаллизации горячекатаной стали / В.Г. Моляров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 9. – С. 17 – 20.

61. Математическая модель динамической рекристаллизации алюминиевого сплава 3003 / Г. Чень, Г. Фу, В. Янь [и др.] // МиТОМ. – 2013. – № 4. – С. 51 – 56.

62. Соколов Е.Н. Некоторые особенности механизма пластической деформации аустенитных сталей и сплавов при высокотемпературной термомеханической обработке / Е.Н. Соколов, М.Г. Лозинский, Н.П. Чупракова // Изв. АН СССР. ОТН. Металлургия и топливо. – 1962. – № 3. – С. 71 – 77.

63. Изучение механизма горячей пластической деформации аустенитных сталей на установке ИМАШ-5С / М.И. Синельников, К.Н. Мурина, Я.И. Спектор

[и др.] // Современное состояние и перспективы развития высокотемпературной металлографии: 4-е науч.-техн. совещание: тезисы докл. – М. Академперіодика, 1970. – 35 с.

64. Синельников М.И. Влияние горячей прокатки на структуру деформируемого металла / М.И. Синельников, Н.В. Тихий, К.Н. Мурина // Физика металлов и металловедение. – 1976. – Т. 42, вып. 5. – С. 1086 – 1089.

65. Kozasu I. Recrystallization of an 18-8 austenitic stainless steel after hot rolling / I. Kozasu, T. Shimizu // Trans. Iron and Steel. Inst. Jap. – 1971. – V. 11, № 6. – P. 359.

66. Wusatowski R.J. Influence of hot working conditions on recrystallization of stainless steel / R.J. Wusatowski // Iron and Steel Inst. – 1966. – V. 204, № 7. – P. 727 – 736.

67. Capelletti T.L. Recrystallization following hot-working of a high-strength low-alloy (HSLA) steel and a 304 stainless steel at the temperature of deformation / T.L. Capelletti, L.A. Jackman, W.J. Childs // Metallurgical Transactions – 1972. – V. 3, issue № 4. – P. 789 – 796.

68. Бюлер Г. Исследование процессов разупрочнения при горячей деформации аустенитной стали / Г. Бюлер, Д. Бобберт, А. Розе // Черные металлы. – 1970. – № 1. – С. 23 – 31.

69. Kinetics of dynamic recrystallization in Ti-modified 15Cr–15Ni–2Mo austenitic stainless steel / A. Sarkar, A. Marchattiwar, J.K. Chakravartty [et al.] // Journal of Nuclear Materials. – 2013. – January – V. 432, issues 1–3. – P. 9 – 15.

70. Термокинетические диаграммы рекристаллизации аустенита при горячей прокатке специальных сталей / Я.И. Спектор, И.Н. Куницкая, Ю.В. Яценко [и др.] // МиТОМ. – 2008. – № 7. – С. 6 – 9.

71. Jonas J.J. Effect of precipitation on recrystallization in microalloyed steels / J.J. Jonas and I. Weiss // Metal science. – 1979. – V. 13, № 3 and 4. – P. 238 – 245.

72. Modelling of microstructure in rod rolling of alloy and stainless steels [Электронный ресурс]: final report / S. Jaiswal, D. Farrugia, Z. Husain [et al.]. –

Luxembourg: Office for official publications of the European Communities. – 1996. – XXVI, 114 pp. – Режим доступа: bookshop.europa.eu/.../CGNA15850ENC_001.pdf.

73. Синельников М.И. О возможности ускорения отжига подшипниковой стали / М.И. Синельников, Е.А. Титаренко // Сталь. – 1979. – № 4. – С. 303 – 305.

74. Синельников М.И. Умягчающая термомеханическая обработка подшипниковой стали / М.И. Синельников // Производство инструментальных сталей. – М. – Металлургия. – 1983. – С. 51 – 53.

75. Tadashi Maki. Stainless steel: progress in thermomechanical treatment / Maki Tadashi // Solid State and Materials Science. – 1997. – V. 2, issue 3. – P. 290 – 295.

76. Перспективы развития сортамента, качества и энергосберегающих технологий производства проката из специальных сталей и сплавов для высокотехнологических стратегических отраслей промышленности / Я.И. Спектор, И.Н. Куницкая, А.С. Сальников [и др.] // Черные металлы. – 2014. – № 2. – С. 15 – 23.

77. Производство прутков конструкционных сталей в термически улучшенном состоянии / Л.А. Никитина, А.Н. Федоров, О.В. Сатюкова [и др.] // Сталь. – 2002. – № 5. – С. 55 – 56.

78. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка проката для буровых штанг в потоке мелкосортного стана / М.Л. Бернштейн, Я.И. Спектор, Ю.В. Яценко // Сталь. – 1984. – № 3. – С. 60 – 62.

79. Особенности и проблемы совмещения термообработки и деформации сортового проката специальных сталей / Я.И. Спектор, Ю.В. Яценко, Ю.В. Артамонов [и др.] // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов: 6-я междунар. конф.: сб. докл. – Харьков: НН ХФТИ, ИПЦ: «Контраст», 2005. – Часть 1. – С. 161–169.

80. Яценко Ю.В. Влияние состояния аустенита на кинетику перлитного превращения и морфологию перлита / Ю.В. Яценко, Я.И. Спектор // Известия АН СССР. Металлы. – 1986. – № 2. – С. 106 – 108.

81. Влияние пластической деформации на кинетику изотермического превращения аустенита / В.Н. Хлестов, Р.И. Энтин, К.Н. Соколов [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1972. – Т. 33, № 4. – С. 873 – 876.

82. Козлова А.Г. Наследование мартенситом субграниц, существовавших в аустените конструкционной стали / А.Г. Козлова, Л.М. Утевский // Физика металлов и металловедение. – 1974. – Т. 37, № 2. – С. 218 – 220.

83. Структура высокоуглеродистого мартенсита, образовавшегося из горячедеформированного аустенита / М.Л. Бернштейн, Л.М. Капуткина, С.Д. Прокошкин [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1977. – Т. 44, вып. 3. – С. 566 – 574.

84. Влияние горячей деформации на кинетику превращений аустенита в условиях непрерывного охлаждения / М.Л. Бернштейн, Н.В. Кистэ, О.В. Самедов [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. – 1979. – № 5. – С. 105.

85. Влияние ВТМО на механические свойства среднеуглеродистой конструкционной стали / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, М.Н. Спасский [и др.] // Металлы. – 1980. – № 3. – С. 152 – 157.

86. Займовский В.А. Влияние горячей деформации аустенита на кинетические параметры и морфологию выделения феррита в доэвтектоидной стали / В.А. Займовский, О.В. Самедов, Л.П. Соркин // Физика металлов и металловедение. – 1986. – Т. 61, выпуск 2. – С. 348 – 353.

87. Влияние ВТМО на процессы структурообразования при высокотемпературном отпуске стали / М.Л. Бернштейн, Л.М. Капуткина, С.Д. Прокошкин [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1981. – № 9. – С. 118 – 122.

88. Эфрон Л.И. Влияние температурных режимов контролируемой прокатки на структурное состояние горячедеформированного аустенита и свойства низкоуглеродистой микролегированной стали / Л.И. Эфрон, Ю.Д. Морозов, Е.А. Голи-Оглу // Сталь. – 2012. – № 5. – С. 60 – 65.

89. Міщенко В.Г. Технологічні основи керування структурою і властивостями корозійностійких сталей : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня

доктора техн. наук : спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / В.Г. Міщенко. – Запоріжжя, 2008. – 44 с.

90. Формирование субструктуры при многократной горячей деформации аустенита / В.И. Большаков, А.Н. Тихонюк, О.Ю. Миронова [и др.] // Металознавство та термічна обробка металів: науч. инф. журн. ПГАСиА. – 1999 – № 3. – С. 41 – 47.

91. New thermomechanical hot rolling schedule for the processing of high strength fine grained multiphase steels / A.S. Schmitz, J. Neutjens, J.C. Herman [et al.] // Technical paper. – 2007. – P. 1 – 14.

92. Коджаспиров Г.Е. Роль мезоструктуры при термомеханической обработке металлических материалов / Г.Е. Коджаспиров, В.В. Рыбин, Х. Апостолопоуло // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 1. – С. 30 – 34.

93. Ложников Ю.И. Легирование азотом и упрочнение нержавеющей аустенитных и мартенситно-аустенитных стареющих сталей, в процессе термомеханической обработки / Ю.И. Ложников, Л.М. Капуткина // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2004. – № 5. – С. 50 – 54.

94. Синельников М.И. Влияние низкотемпературной прокатки на свойства конструкционных сталей / М.И. Синельников // Сталь. – 1986. – № 5. – С. 84 – 86.

95. Упрочнение микролегированных азотом среднеуглеродистых конструкционных сталей при ВТМО с деформацией радиально-сдвиговой прокаткой / Л.М. Капуткина, В.Г. Прокошкина, А.Г. Свяжин [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2011. – № 6. – С. 18 – 23.

96. Контролируемая прокатка сортовой стали и катанки / М. Альбедил, Х. Фельдман, Й. Гротепасс [и др.] // Черные металлы. – 2001. – № 3. – С. 4 – 10.

97. Контролируемая прокатка длинномерной продукции: современное состояние / Р. Эль, М. Крузе, Р. Оклиц [и др.] // Черные металлы. – 2006. – № 10. – С. 60 – 65.

98. Гарште К. Инновации в производстве сортового проката и катанки / К. Гарште, Э. Вюстнер // Черные металлы. – 2004. – № 6. – С. 38 – 44.

99. Решения для прокатных станов, выпускающих длинномерный прокат / [Электронный ресурс] / Siemens Vai. – 2008. – 36 с. – Режим доступа: <http://www.industry.siemens.com/datapool/industry/industrysolutions/metals/siroll/ru/Solut-long-roll-mills-ru.pdf>.

100. Modi Atul. Sequential Improvement of Quenching-Self-Tempering-Thermal-Treatment Rolling Process for a Modern Manufacturing System – A Case study / Atul Modi, D.A. Hindolia, Ravikant Sharma // International Journal of Innovations in Engineering and Technology. – 2014. – December – V. 4, issue 4. – P. 100 – 111.

101. Galkin P. New Inline Process for Thermomechanical Treatment of Steel Bars / P.Galkin, B.A. Romantsev, A. Borowikow // CIS Iron and Steel Review. – 2012. – P. 16 – 20.

102. Вакула Л.А. Освоение оборудования и технологии деформационно-термической обработки проката в потоке стана 350 / Л.А. Вакула, В.П. Масык, В.М. Краснопольский // Metallurgical and Mining Industry. – 2003. – № 6. – С. 32 – 36.

103. Стеблов А.Б. Модульный принцип строительства металлургических мини-заводов / А.Б. Стеблов // Сталь. – 2010. – № 12. – С. 50 – 53.

104. Развитие прокатного передела в ОАО «Молдавский металлургический завод» / А.Н. Савьюк, А.Б. Сычков, М.А. Жигарев [и др.] // Сталь. – 2010. – № 1. – С. 60 – 65.

105. Стародубов К.Ф. О механизме динамической сфероидизации цементита / К.Ф. Стародубов, И.Е. Долженков, И.Н. Лоцманова // Известия Академии наук СССР. Металлы. – 1971. – № 6. – С. 120 – 123.

106. Долженков И.Е. Сфероидизация карбидов в стали / И.Е. Долженков, И.И. Долженков. – М.: Металлургия, 1984. – 143 с.

107. Влияние режимов нагрева и охлаждения при прокатке на морфологию карбидной сетки в стали ШХ15 / М.И. Лобарев, П.М. Геращенко, В.А. Яценко [и др.] // Производство инструментальных и подшипниковых сталей: тематический отраслевой сборник. – М. – Металлургия. – 1983. – С. 40 – 42.

108. Исследование кинетики и механизма абнормального распада аустенита сталей ШХ15 и 9ХС / И.Г. Узлов, И.И. Долженков, В.В. Парусов [и др.] // Известия АН СССР. Металлы. – 1980. – №1. – С. 121 – 124.

109. Яценко Ю.В. Исследование и разработка технологии получения оптимальных структуры и свойств высокоуглеродистых сталей с использованием эффектов термомеханической обработки: дис. кандидата тех. наук: 05.02.01 / Яценко Юрий Викторович. – Запорожье, 1982. – 186 с.

110. Яценко Ю.В. Влияние состояния аустенита на формирование карбидной сетки в высокоуглеродистых сталях / Ю.В. Яценко, Я.И. Спектор // Сталь – 1984. – № 10. – С. 75 – 76.

111. Рекристаллизация горячедеформированных аустенитных и ферритных сталей при непрерывном охлаждении / С.С. Горелик, Ю.П. Гуль, В.П. Янковский [и др.] // МиТОМ. – 1971. – № 7. – С. 5– 9.

112. Тихий Н.В. Исследование кинетики рекристаллизации и структуры аустенита при горячей деформации прокаткой: дис. кандидата тех. наук: / Тихий Николай Васильевич. – Запорожье, 1975. – 158 с.

113. Гурьянов Д.А. Исследование влияния деформационных параметров при ВТМО на структуру и механические свойства стали / Д.А. Гурьянов, Б.Н. Замотаев, И.В. Рубежанская // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2007. – № 9. – С. 11 – 13.

114. Хадеев Г.Е. Особенности строения и свойства закаливаемых на мартенсит конструкционных азотсодержащих сталей после термомеханической обработки : автореф. дис. на соискание науч. степени канд. техн. наук: спец. 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов» / Г.Е. Хадеев. – М., 2012. – 21 с.

115. Дельгадо Рейна С.Ю. Формирование субмикроструктурного состояния при термомеханической обработке низкоуглеродистых сталей и стальных композитов: дис. ... кандидата техн. наук : 05.16.01 / Дельгадо Рейна Светлана Юрьевна. – Екатеринбург, 2014. – 168 с.

116. Dobatkin S.V. Nanostructures by severe plastic deformation of steels:

advantages and problems / S.V. Dobatkin, J. Zrník, I. Mamuzić // *Metallurgija*. – 2006. – V. 45, № 4. – P. 313 – 321.

117. Лякишев Н.П. Оценка экономической эффективности использования конструкционных наноматериалов / Н.П. Лякишев, А.А. Бродов, Т.И. Казакова // *Сталь*. – 2006. – № 5. – С. 119 – 122.

118. Салищев Г.А. Структура и механические свойства нержавеющей сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации / Г.А. Салищев, Р.Г. Зарипова, А.А. Закирова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2006. – № 2. – 27 – 32.

119. Закирова А.А. Влияние температуры интенсивной пластической деформации на структуру и свойства коррозионностойкой стали / А.А. Закирова, Э.И. Садикова // *Письма о материалах*. – 2012. – Т. 2, выпуск 4. – С. 235 – 239.

120. Получение объемных металлических нано- и субмикроструктурных материалов методом интенсивной пластической деформации / С.В. Добаткин, А.М. Арсенкин, М.А. Попов [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2005. – № 5. – С. 29 – 33.

121. Фазовые и структурные превращения в коррозионностойких сталях после сдвига под давлением и нагрева / С.В. Добаткин, Л.М. Капусткина, О.В. Рыбальченко [и др.] // *Металлы*. – 2012. – № 5. – С. 28 – 37.

122. Belyakov A. Grain refinement in a 304 Type stainless steel caused by multiple deformation at $0,5T_m$ / A. Belyakov, T. Sakai, H. Miura / *ISI International*. – 2000. – V. 40. – P. 164 – 168.

123. Microstructural refinement and deformation twinning during severe plastic deformation of 316L stainless steel at high temperatures / G.G. Yapıcı, I. Karaman, Z.P. Luo [et al.] // *J. Mater. Res.* – 2004. – V. 19, № 8. – P. 2268 – 2278.

124. Поздняков В.А. Механизмы пластической деформации и аномалии зависимости Холла-Петча металлических нанокристаллических материалов / В.А. Поздняков // *Физика металлов и металловедение*. – 2003. – Т. 96, № 1. – С. 114 – 128.

125. Волокнистая ультрамелкозернистая структура и свойства прокатанной

низкоуглеродистой стали 12ГБА / И.М. Сафаров, С.Н. Сергеев, А.В. Корзников [и др.] // Письма о материалах. – 2013. – Т. 3, вып. 1. – С. 3 – 6.

126. Бернштейн М.Л. Влияние температуры аустенитизации на структуру и механические свойства стали 40ХН2МА / М.Л. Бернштейн, Я.И. Спектор, В.Н. Дегтярев // Физика металлов и металловедение – 1982. – Т. 53, вып. 1. – С. 68 – 75.

127. Дегтярев В.Н. Оптимизация термической и термомеханической обработки с целью повышения сопротивления разрушению конструкционных сталей: автореф. дис. на соискание науч. степени канд. техн. наук: спец. 05.16.01 / Дегтярев Владимир Николаевич. – Москва, 1983. – 21 с.

128. Оптимизация нагрева заготовок из стали ШХ15СГ перед прокаткой / А.Б. Стеблов, В.И. Тимошпольский, Д.В. Ленартович [и др.] // Сталь. – 2005. – № 5. – С. 58 – 61.

129. Развитие гомогенизирующей обработки подшипниковых сталей в условиях ПАО «Днепропетцсталь» / А.И. Панченко, А.Н. Тумко, А.С. Сальников [и др.] // Metallurgical and Mining Industry. – 2012. – № 4. – С. 28 – 30.

130. Бобырь С.В. Особенности фазово-структурных превращений при охлаждении хромистых сталей для инструмента горячей деформации / С.В. Бобырь, Е.Е. Нефедьева, М.Ф. Евсюков. // Fundamentals and Applied Problems of Black Metallurgy. – 2014. – Вып. 29. – С. 221 – 228.

131. Совмещенная деформационно-термическая обработка проката коррозионностойких и подшипниковых сталей / Ю.В. Артамонов, Я.И. Спектор, И.Н. Куницкая [и др.] // Metallurgical and Mining Industry. – 2012. – № 3. – С. 65 – 67.

132. Концепция развития деформационно-термической обработки специальных сталей в потоке прокатных станов / И.Н. Логозинский, А.Н. Тумко, А.С. Сальников [и др.] // Сталь. – 2012. – № 9. – С. 53 – 58.

133. Совмещение прокатки и термической обработки специальных сталей в условиях ПАО «Днепропетцсталь» / А.И. Панченко, А.Н. Тумко,

И.Н. Логозинский [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2012. – № 7. – С. 284 – 288.

134. Панченко А.И. Развитие производства проката подшипниковых сталей в условиях ПАО «Днепроспецсталь» / А.И. Панченко, А.Н. Тумко, А.С. Сальников // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2012. – № 4. – С. 8 – 11.

135. Повышение качества и конкурентоспособности проката коррозионностойких сталей / В. Н. Корниевский, А. С. Сальников, А. Н. Тумко [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2014. – № 1. – С. 55 – 59.

136. Яценко Ю.В. Производство термоупрочненной катанки и болтов класса прочности 8.8 / Ю.В. Яценко, Я.И. Спектор, А.Г. Роговский // *Сталь*. – 1992. – № 4. – С. 65 – 67.

137. Спектор Я.И. Применение термоупрочненного проката для изготовления высокопрочного крепежа / Я.И. Спектор, Ю.В. Яценко // *Металл и литье Украины*. – 1995. – № 6. – С. 20 – 23.

138. Совершенствование технологии обработки мотков катанки из стали НП-30ХГСА / В.А. Шеремет, А.В. Кекух, Ю.В. Дудник [и др.] // *Сталь*. – 2005. – № 9. – С. 43 – 44.

139. Термомеханически обработанная высокоуглеродистая катанка для высокопрочной бортовой проволоки / В.А. Луценко, П.А. Бобков, И.Н. Радькова [и др.] // *Сталь*. – 2012. – № 11. – С. 75 – 77.

140. Исследование и расчет режимов охлаждения круглого проката / Ю.В. Яценко, Я.И. Спектор, Ю.Г. Эйсмонт [и др.] / *Известия вузов. Черные металлы*. – 1981. – № 4. – С. 94 – 96.

141. Прогнозирование процессов структурообразования при охлаждении металлопроката с применением математической модели / А.В. Ноговицин, А.В. Богачева, Н.Ф. Евсюков [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 1999. – № 5. – С. 75 – 78.

142. Куницкая И.Н. Структурные и кинетические особенности

динамической рекристаллизации легированного аустенита при многопроходной горячей деформации / И.Н. Куницкая, Я.И. Спектор, В.Е. Ольшанецкий // МиТОМ. – 2011. – № 10. – С. 39 – 42.

143. Булат С.И. Поверхностный температурный эффект при горячей прокатке / С.И. Булат // Обработка давлением специальных сталей: сб. ЦНИИЧМ. – 1967. – Вып. 53. – С. 64 – 71.

144. Куницкая И.Н. Динамическая рекристаллизация специальных сталей при многопроходной горячей деформации / И.Н. Куницкая, Я.И. Спектор, В.Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 2. – С. 45 – 49.

145. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография / Салтыков С.А. – [3-е изд.]. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

146. Большаков В.И. Атлас структур металлов и сплавов / В.И. Большаков, Г.Д. Сухомлин, Н.Э. Погребная. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2001. – 114 с.

147. Дегтярев В.Н. Атлас Оже-спектров / В.Н. Дегтярев, Я.И. Спектор. – Запорожье: УкрНИИ Спецсталь, 1995. – 42 с.

148. Избранные методы исследования в металловедении / Под ред. Хунгера Г.-Й.; [пер. с нем.]. – М.: Металлургия, 1985. – 416 с.

149. Спектор Я.И. Особенности междеформационного разупрочнения и рекристаллизации горячедеформированного аустенита высоколегированных сталей / Я.И. Спектор, Ю.В. Яценко, И.Н. Куницкая // Теория и практика процессов пластической деформации: междунар. науч.-техн. конф., 26-27 окт. 2004 г.: тезисы докл. – Москва, 2004. – С. 225 – 226.

150. Формирование структур рекристаллизации в аустените при совмещенной деформационно-термической (термомеханической) обработке специальных сталей / И.Н. Куницкая, Я.И. Спектор, В.Е. Ольшанецкий [и др.] // Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов: науч.-техн. семинар: тезисы докладов. – М.: НИТУ «МИСиС», 2011. – С. 18.

151. Термокинетические диаграммы и механизмы рекристаллизации при многопроходной горячей деформации специальных сталей / Я.И. Спектор, И.Н. Куницкая, А.Н. Тумко [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 1. – С. 11 – 17.

152. Куницкая И.Н. Особенности структурообразования и кинетики рекристаллизации аустенита при многопроходной горячей деформации специальных сталей и сплавов / И.Н. Куницкая, Я.И. Спектор, В.Е. Ольшевский // HighMatTech: междунар. конф.: тезисы докладов – Киев: Академперіодика, 2013. – С. 66.

153. Об энергетике структурообразования при горячей деформации прокаткой аустенитной стали / И.Н. Куницкая, В.Е. Ольшевский, Я.И. Спектор [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 2. – С. 17 – 23.

154. Ху Х. Отжиг монокристаллов кремнистого железа / Х. Ху // Возврат и рекристаллизация. – М.: Металлургия, 1966. – С. 273 – 326.

155. Сквайрс Дж. Практическая физика / Сквайрс Дж. – М.: Мир, 1971. – 246 с.

156. Ольшевский В.Е. О миграции межзеренных границ общего типа. 2. Законы роста и их эволюция для двухмерных и трехмерных моделей зеренной структуры / В.Е. Ольшевский // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 2. – С. 8 – 19.

157. Эффекты термомеханической обработки проката подшипниковой стали / Я.И. Спектор, А.Г. Пригунова, Ю.В. Яценко [и др.] // Сталь. – 2006. – № 3. – С. 79 – 82.

158. Сталі нержавкі. Частина 3. Напівготова продукція, заготівки, прутки, дрiт, профілі та полірована продукція з корозійнотривких сталей загальної призначеності. Технічні умови постачання (EN 10088-3:2005, IDT): ДСТУ EN 10088-3:2010. – [Чинний від 2010-12-28]. – К.: Держспоживстандарт України, 2013. – 50 с. – (Національний стандарт України).

159. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник в 4-х томах / Под ред. Н. П. Лякишева (том 3, стр. 214) – М. – Машиностроение. – 2000. – Т. 1. – 448 с.

160. Гасик М.И. Электронномикроскопические исследования микроструктуры и состава избыточных фаз выделения в сортовом прокате электростали 08X17H13M2T-Y / М.И. Гасик, М.М. Гасик, А.С. Сальников // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2008. – № 4. – С. 19 – 25.

161. Разработка технологии производства титаносодержащих коррозионностойких сталей с ограниченным содержанием серы / А.И. Панченко, А.С. Сальников, И.Н. Логозинский [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2012. – № 3. – С. 60 – 64.

162. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон; [пер. с немецкого А.С. Займовский, М.Л. Бернштейн]. – Москва: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии. – 1959. – 952 с.

163. Оптимизация структурного состояния стали ШХ15 методами термомеханической обработки / И.Н. Куницкая, Я.И. Спектор, А.В. Климов [и др.] // *Технологические системы*. – 2014. – № 4. – С. 36 – 42.

164. Сталі інструментальні та підшипникові. Мікрофотографічний метод оцінювання розподілу карбідів з використанням мікрофотографій (ISO 5949:1983, IDT): ДСТУ ISO 5949:2009. – [Чинний від 2010-10-20]. – К.: Держспоживстандарт України, 2011. – 49 с. – (Національний стандарт України).

165. Особенности термоулучшения с прокатного нагрева конструкционной стали / А.Н. Тумко, И.Н. Куницкая, Я.И. Спектор [и др.] // *Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий: XI междунар. науч.-практич. конф.: тезисы докладов* – Запорожье: ЗНТУ, 2008. – С. 141 – 143.

166. Перспективные технологии совмещенной деформационно-термической обработки проката специальных сталей / Я.И. Спектор, А.В. Ноговицин, Ю.В. Артамонов [и др.] // *Строительство, материаловедение, машиностроение:*

междунар. науч.-практич. конф: сб. науч. трудов. – Вып. 45, ч. 4. – Дн-вск: ПГАСА, 2008. – С. 18 – 31. – (Серия: Стародубовские чтения 2008).

167. Структурные и энергосберегающие эффекты совмещенной деформационно-термической обработки специальных сталей / Я.И. Спектор, Ю.В. Артамонов, И.Н. Куницкая [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: междунар. науч.-практич. конф: сб. науч. трудов. – Вып. 58. – Дн-вск.: ПГАСА, 2011. – С. 651 – 654. – (Серия: Стародубовские чтения 2011).

ПРИЛОЖЕНИЯ

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Расчет ожидаемого ресурсосбережения при сокращении длительности или исключении термической обработки с отдельного нагрева подшипниковых и инструментальных сталей

Горячекатаные прутки подшипниковых и инструментальных сталей с целью устранения в них карбидной сетки подвергаются специальному нагреву в печах термического цеха и последующему охлаждению.

Для подшипниковых и инструментальных сталей средние ресурсозатраты на одну тонну садки металла в термическую печь при нагреве составляют 103 кг условного топлива. Средний объем садов металла в год составляет 1000 тонн. Соответственно ресурсозатраты – 103 тонны условного топлива.

При совмещенной деформационно-термической обработке подшипниковых и инструментальных сталей реализуются такие структурные эффекты – уменьшается карбидная сетка, происходит сфероидизация карбидов под действием горячей деформации. Вследствие этого создаются условия для объединения процессов горячей прокатки и последующего сфероидизирующего отжига с уменьшением его длительности; исключается промежуточный исправительный нагрев проката для устранения карбидной сетки.

Ожидаемое ресурсосбережение при термической обработке подшипниковых и инструментальных сталей за счет исключения специального нагрева для устранения карбидной сетки составляет 103 кг условного топлива на 1 т садки металла или 103 т условного топлива на 1000 т садов металла в год.

При условии цены условного топлива 6033 грн. за 1 т ожидаемый экономический эффект составит:

$$\mathcal{E} = \mathcal{C} \times 3,$$

где $\mathcal{C}$ – цена топлива за 1 т, грн.; 3 – затраты условного топлива, т:

$$\mathcal{E} = 6033 \times 103 = 621399 \text{ грн. на 1000 т металла в год.}$$

Директор ГП «УкрНИИ Спецсталь»

В.И. Дегтярев

Главный бухгалтер

Т.М. Воронина

Зав. лаборатории физического
металловедения, главный метролог

Я.И. Спектор

Директор ГП «ГИПРОПРОМ»

М.П. Меньков

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

МИНИСТЕРСТВО ЭКОНОМИЧЕСКОГО РАЗВИТИЯ И ТОРГОВЛИ УКРАИНЫ

СОГЛАСОВАНО

УТВЕРЖДАЮ

Директор Государственного предприятия
«Государственный институт по
проектированию промышленных
предприятий ГП «ГИПРОПРОМ»



М.П. Меньков
2016 г.

Директор Государственного предприятия
«Украинский научно-исследовательский
институт специальных сталей, сплавов и
ферросплавов «ГП УкрНИИ Спецсталь»,



В.И. Дегтярев
2016 г.

РЕКОМЕНДАЦИИ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ЗАДАНИЙ (ТЛЗ)
ПО ПРОЕКТИРОВАНИЮ МОДУЛЬНЫХ ЛИНИЙ СОВМЕЩЕННОЙ
ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРОКАТА
СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И ДООСНАЩЕНИЯ ДЕЙСТВУЮЩИХ
ПРОКАТНЫХ СТАНОВ

СОГЛАСОВАНО

Заместитель директора, главный
инженер ГП «ГИПРОПРОМ»


«29» марта

М.Е. Сажин
2016 г.

Технологические задания (ТЛЗ) на проектирование, дооснащения или реконструкцию прокатного производства, как правило, состоят из таких основных частей: марочный и профильный сортамент, требования к качеству по современным стандартам, объемы производства, основные характеристики технологии и технологического оборудования. С учетом этих особенностей для разработки ТЛЗ для спецсталей рекомендуется:

1. Марочный сортамент специальных сталей, профильный сортамент, виды сортового проката (прутки, бунты, передельная заготовка, горячекатаный, калиброванный и др.) рекомендуется выбрать из табл. Б1.

Профильный сортамент ПАО «Днепрспецсталь»:

- для легированных конструкционных сталей – прокат в прутках диаметром 12...200 мм; поковки до 210...300 мм; холодно- и горячекалиброванный прокат диаметром 10...30 мм в прутках и диаметром до 20 мм в бунтах;

- для коррозионностойких сталей – прокат круглый в прутках диаметром 12...200 мм; поковки диаметром 200...350 мм;

- для подшипниковых сталей со сфероидизирующим отжигом – прокат и поковки, прутки диаметром 8...200 мм; калиброванный прокат диаметром 10...45 мм, проволока диаметром 3...12 мм.

2. Требования к качеству (в том числе свойства и структура) специальных сталей рекомендуется выбрать с учетом требований стандартов (см. табл. Б1).

3. Объемы производства рекомендуется определить для будущей реконструкции прокатных станов 280, 325 и 1050/950 ПАО «Днепрспецсталь», а также для сортопрокатных станов Донецкого металлургического завода и металлургических мини-заводов. Объемы производства согласуются с заводом-производителем на момент реконструкции и в зависимости от конъюнктуры рынка. Например, объемы производства по заводу «Днепрспецсталь»:

- легированные конструкционные стали с нормализацией и термоулучшением: сортамент мелко- и среднесортových прокатных станов типа 280 и 325 – 20 и 30 тыс. т. соответственно; прокат сортамента станов типа 550 и

Таблица Б1 – Современный сортамент и основные виды совмещенной деформационно-термической обработки проката специальных сталей

Группы сталей и сплавов	Основные марки сталей	Стандарт		Совмещенная деформационно-термическая обработка	Традиционная термообработка	Примечания
		на марку	на сортовой прокат, калиброванный прокат, бунты			
Конструкционные качественные легированные	15X, 30X, 30X2H2M, 12XH3A, 30XH3A, 50XM	ГОСТ 4543-71	ГОСТ 2590-88, ГОСТ 2591-88, ГОСТ 2879-88, ДСТУ 3684-98, ГОСТ 1051-73, ГОСТ 7417-75, ГОСТ 8560-78	Закалка с прокатного нагрева + отпуск с использованием подстуживания и изотермической выдержки в линии стана перед нагревом под закалку.	Закалка + отпуск в термическом цехе.	
Коррозионностойкие	12X18H10T, 10X17H13M2T, 08X13, 40X13	ГОСТ 5632-72	ГОСТ 2590-88, ГОСТ 2591-88, ГОСТ 2879-88, ГОСТ 18907-73, ГОСТ 18968-73, ГОСТ 19442-74, ГОСТ 1051-73, ГОСТ 7417-75, ГОСТ 8559-75, ГОСТ 14955-77	Деформационно-термическая обработка в потоке стана с использованием регулируемой прокатки, регулируемого ускоренного охлаждения для сталей с повышенным требованием по пределу текучести. Закалка в потоке стана с использованием нагрева непосредственно после прокатки до температур закалки.	Закалка с отдельного нагрева с нагревом в печах термических цехов и участков.	
Подшипниковые (в т.ч. коррозионностойкие)	ШХ15, ШХ4, ШХ15СГ, ШХ15-ШД, 95X18	ГОСТ 801-78, ГОСТ 21022, ГОСТ 5632-72	ГОСТ 2590-88, ГОСТ 2591-88, ДСТУ 2959-94 (ГОСТ 30267-95), ГОСТ 7417-75, ГОСТ 14955-77	Совмещенная деформационно-термическая обработка с использованием гомогенизационного нагрева, регулируемой прокатки, промежуточного ускоренного охлаждения, низкотемпературной прокатки (в том числе с прерванным конечным охлаждением) и последующий сокращенный сфероидизирующий отжиг проката или подката под калибровку в печах на участке прокатного цеха.	Нагрев и прокатка заготовки, промежуточное ускоренное охлаждение, конечное охлаждение раската на воздухе, последующий сфероидизирующий отжиг в термическом и термокалибровочном цехах.	для подшипников автомобильного, железнодорожного и другого транспорта
Подшипниковые теплостойкие повышенного качества	8X4M4B2Ф1-Ш (ДИ 43-Ш), 8X4B9Ф2-Ш (ЭИ 347-Ш)	ТУ 14-1-2025-77 ТУ 14-1-2244-77				Теплостойкие подшипники для авиационных двигателей и газотурбинных приводов наземных энергетических установок повышенного ресурса
Инструментальные	X, 7XФ, ХВ4Ф, 9X1, ХВГ, X12, X12МФ, Х6ВФ, 9X5ВФ, 8X4B2МФС2, 5XНМ, 4X5МФ1С, 3X2В8Ф, 6ХВГ, P9, P6M5, P9K5	ДСТУ 3953-2000 (ГОСТ 5950-2000)	ГОСТ 2590-88, ГОСТ 2591-88, ГОСТ 1051-73, ГОСТ 7417-75, ГОСТ 8559-75, ГОСТ 8560-78, ГОСТ 14955-77			
Рессорно-пружинные	60Г, 70Г, 60СА, 50ХФА, 70С2Х2	ГОСТ 14959-79	ГОСТ 2590-88, ГОСТ 2591-88, ГОСТ 7419-90, ГОСТ 1051-73, ГОСТ 7417-75, ГОСТ 8559-75, ГОСТ 14955-77, ГОСТ 8560-78, ДСТУ 3684-98			
Теплостойкие	12ХМ, 12Х1МФ, 25Х1МФ, 15Х5М, 12Х8ВФ	ГОСТ 20072-74				
Жаропрочные	ХН73МБТЮ, ХН77ТЮР, ХН56ВМТЮ, ХН70ВМТЮ, 10Х11Н23Т3МР	ТУ, ГОСТ 5632-72	ГОСТ 23705-79, ГОСТ 5949-75, ГОСТ 18968-73, ГОСТ 19442-74, ТУ 14-1-75-71, ТУ 14-1-223-73, ТУ 14-1-402-72, ТУ 14-322-72, ТУ 14-1-2480-78			
Прецизионные	79НМ, 36НХ, Х27Ю5Т, ХН70Ю-Н, Х20Н80	ГОСТ 10994-74	ГОСТ 12766.4-90, ГОСТ 14082-78, ГОСТ 10160-75, ГОСТ 14119-85, ГОСТ 12766.3-90			

1050 – 40 и 70 тыс. т соответственно. Для интегрированных в прокатные станы совмещенных деформационно-термических специализированных линий производства проката по 10...20 тыс. т. на каждую;

– коррозионностойкие стали с термомеханическим упрочнением и закалкой: соратмент средне- и крупносортовых станов типа 550 и 1050 – 40 и 70 тыс. т. соответственно. Для интегрированных в прокатные станы совмещенных специализированных линий производства проката с термомеханической обработкой и прокаткой с конечной закалкой – по 10...20 тыс. т. на каждую;

– для сталей типа ШХ – 80 тыс. т.

4. В части разработки технологии деформационно-термической обработки по каждой группе сталей рекомендуется использовать технологические схемы (рис. Б1, Б2, Б3). Для разработки ТЛЗ в части оборудования рекомендуется использовать схемы размещения оборудования для нормализации, термоулучшения легированных конструкционных сталей, закалка коррозионностойких сталей, сфероидизирующего отжига подшипниковых и инструментальных сталей в линиях сортопрокатных станов, рис. Б4. В них рекомендуется, например, размещать проходные газовые печи с малоокислительной атмосферой для подогрева перед закалкой коррозионностойких сталей, изотермической выдержки и нагрева до температур закалки конструкционных сталей, сфероидизирующего отжига подшипниковых сталей.

Технологии термической обработки с прокатного нагрева в линиях совмещенной деформационно-термической обработки:

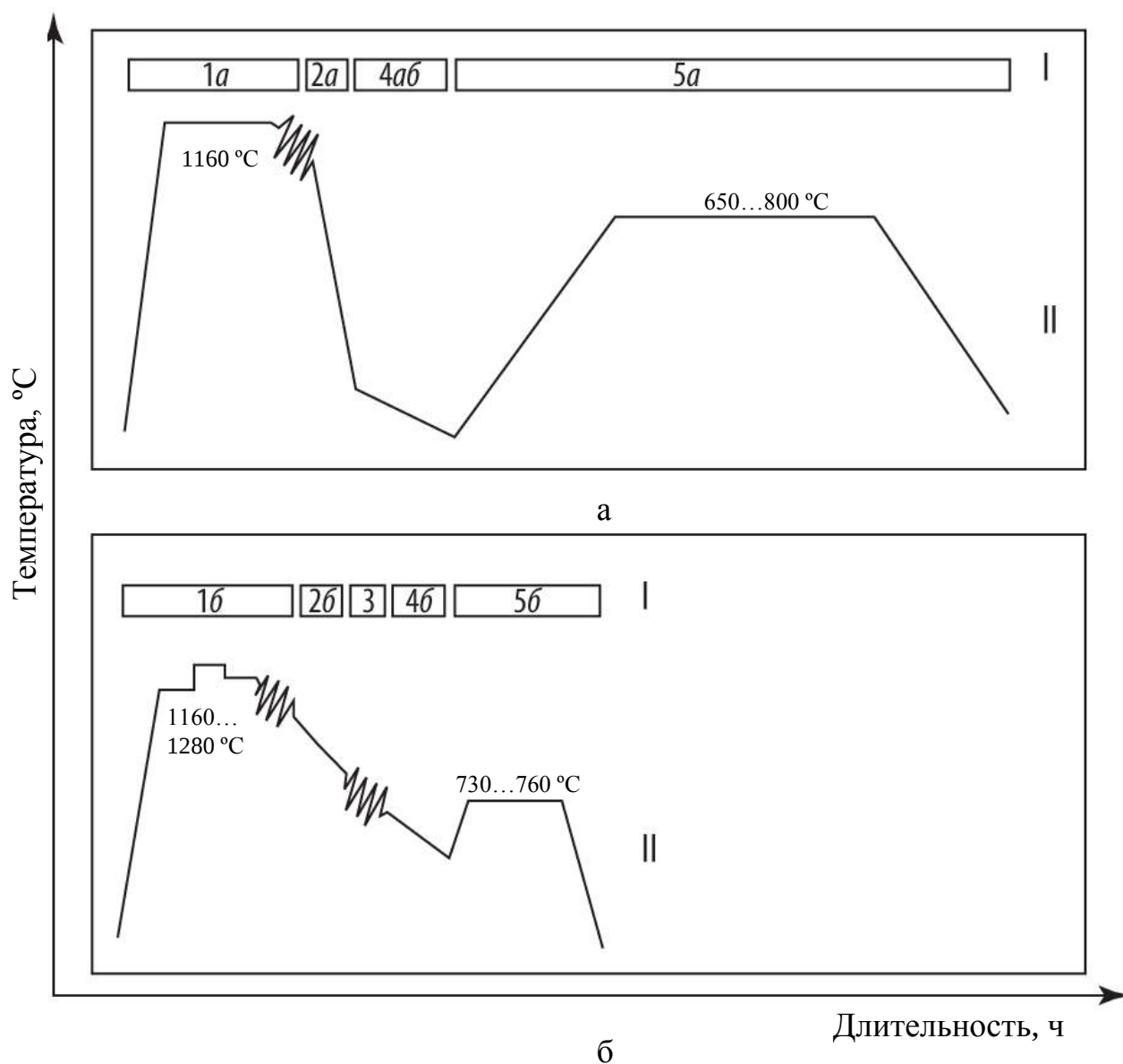
Технология совмещенной деформационно-термической обработки подшипниковых сталей со сфероидизирующим отжигом (см. рис. Б1) для получения структуры сфероидизированного перлита включает –

гомогенизирующий нагрев заготовки, регулируемую прокатку, промежуточное ускоренное охлаждение, низкотемпературную прокатку (в том числе с прерванным окончательным охлаждением) с дальнейшей порезкой на прутки и передачу на термообработку в печах на участке прокатного стана; сокращенный сфероидизирующий отжиг проката или подката для калибровки.

Технология совмещенной деформационно-термической обработки легированных конструкционных сталей с термоулучшением включает регулируемую прокатку, закалку и выгрузку штанг из закалочной ванны в прокатном цехе; передачу закаленного металла на участок термообработки; отпуск в камерных печах при стандартных (согласно ГОСТ, EN) температурах (см. рис. Б2).

Для нормализации в линиях стана необходимо использовать регулируемую прокатку (после нагрева заготовки или слитка по действующей в прокатном цехе технологии), охлаждение раската на воздухе на приемном рольганге (или холодильнике) прокатного стана и порезку на прутки (см. рис. Б3).

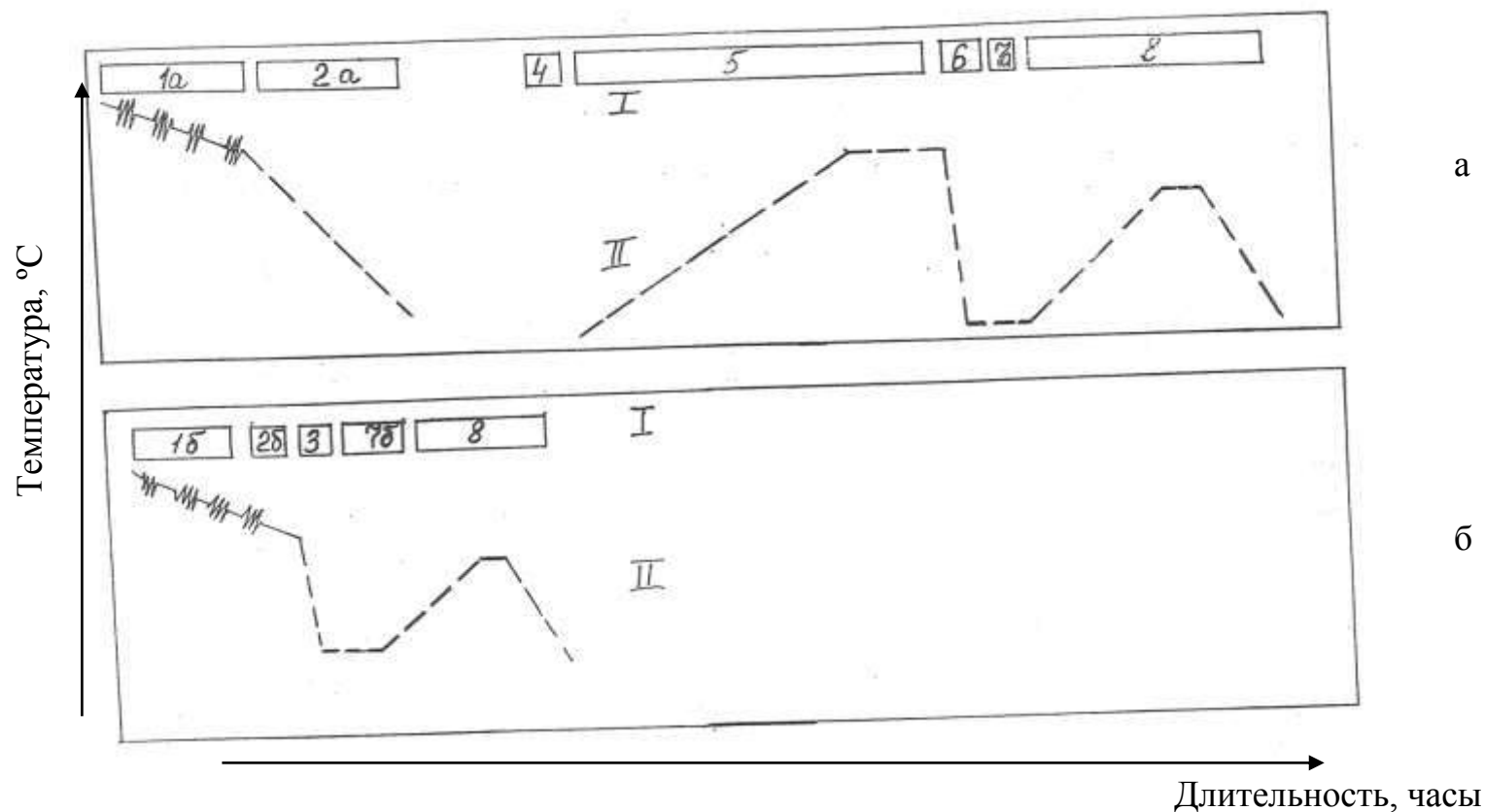
Технология совмещенной деформационно-термической обработки для коррозионностойких сталей включает регулируемую прокатку и закалку в воде с прокатного нагрева. Для сталей с содержанием серы 0,015...0,030 % необходим специальный гомогенизирующий промежуточный нагрев перед деформацией и подогрев металла до температур закалки непосредственно после прокатки.



а) 1а – нагрев и прокатка заготовки; 2а – промежуточное ускоренное охлаждение проката для предотвращения выделения карбидной сетки в микроструктуре; 4а – конечное охлаждение раската на воздухе на приемном рольганге и холодильнике прокатного стана; 4б – разрезание на прутки, пакетирование и передача на термообработку; 5а – сфероидизирующий отжиг в термическом и калибровочном цехах.

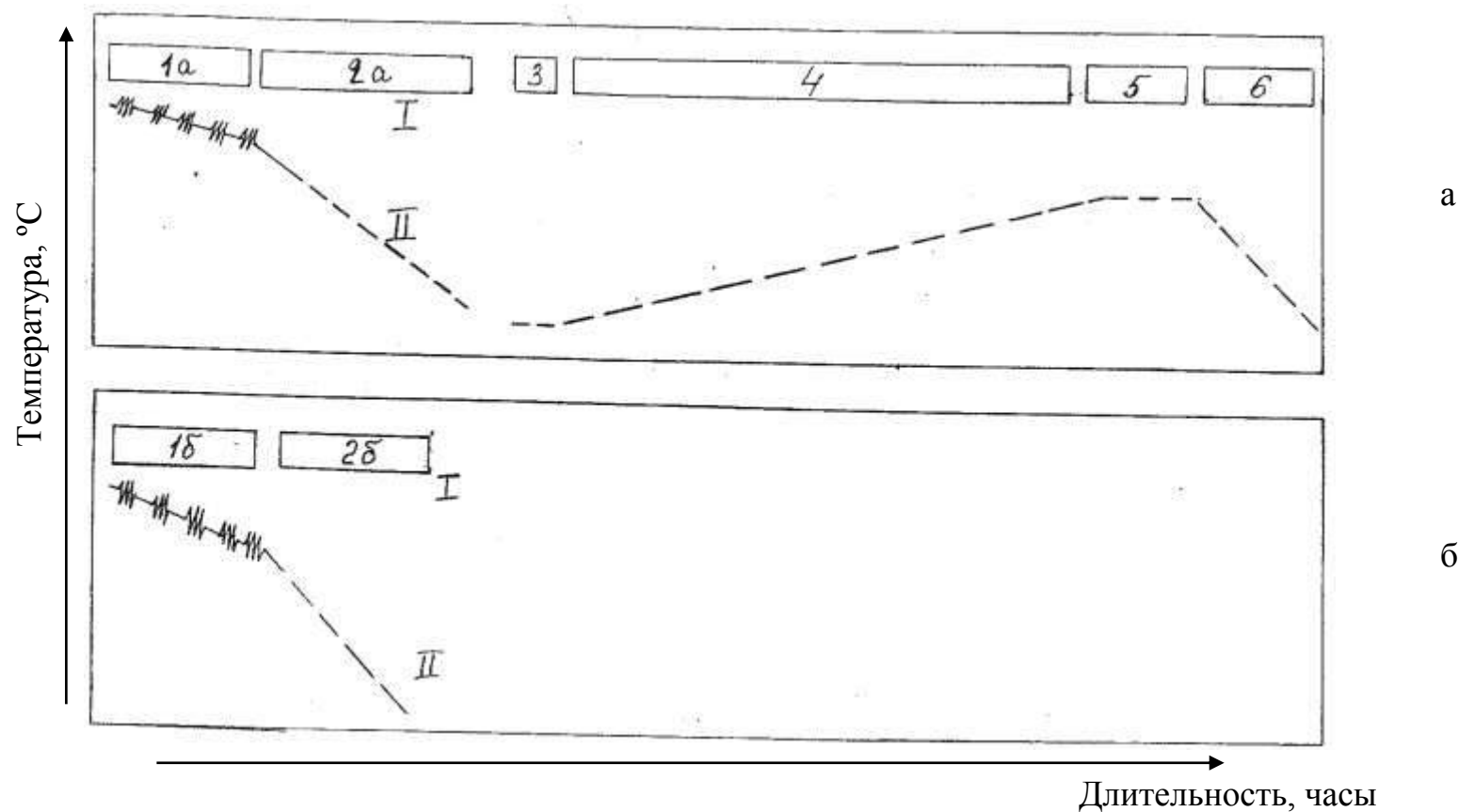
б) 1б – гомогенизирующий нагрев заготовки и регулируемая прокатка; 2б – промежуточное ускоренное охлаждение; 3 – низкотемпературная прокатка (в том числе с прерванным ускоренным охлаждением); 4б – горячее (или теплое) разрезание на прутки и передача на термообработку; 5б – сокращенный сфероидизирующий отжиг проката или подката для калибровки (в печах на участке прокатного цеха)

Рисунок Б1 – Технологические (I) и термокинетические (II) схемы горячей деформации и термообработки при производстве сортового проката подшипниковых сталей по действующей технологии (а) и технологии совмещенной деформационно-термической обработки в линиях прокатных станов (б). Длительность зависит от массы садки.



1а – прокатка в прокатном цехе; 1б – регулируемая прокатка в прокатном цехе; 2а – охлаждение на участке складирования в прокатном цехе; 2б – охлаждение после конца прокатки (перед подачей в закалочную ванну) в прокатном цехе; 3 – закалка и выгрузка штанг из закалочной ванны; 4 – пакетирование прутков в садку и ее посадка в камерную печь с выдвижным подом; 5 – нагрев и выдержка садки при стандартных (согласно ГОСТ, EN) температурах закалки; 6 – выгрузка из печи по 1 – 2 штанги, передача в закалочную ванну и закалка; 7а – пакетирование закаленных прутков в садку, передача в термический цех; 7б – передача на участок термообработки в камерных печах; 8 – отпуск в камерных газовых печах при стандартных (согласно ГОСТ, EN) температурах

Рисунок Б2 – Технологические (I) и термокинетические (II) схемы закалки и отпуска при термоулучшении проката конструкционных сталей по действующей на термическом участке кузнечно-прессового цеха технологии (а) и технологии совмещенной деформационно-термической обработки в прокатном цехе.



1а – прокатка (после нагрева заготовки или слитка по действующей в прокатном цехе технологии);
 1б – регулируемая прокатка (после нагрева заготовки или слитка по действующей в прокатном цехе технологии);
 2а – охлаждение раската на воздухе на участке складирования; 2б – охлаждение раската на воздухе на приемном рольганге (или холодильнике) прокатного стана и разрезание на прутки; 3 – пакетирование в термическом цехе садки и ее посадка в камерную печь с газовым нагревом; 4 – нагрев садки до температур нормализации; 5 – выдержка при температуре нагрева под нормализацию; 6 – выгрузка садки из печи, передача на стенд с вентиляторами и охлаждение до комнатной температуры

Рисунок БЗ – Технологические (I) и термокинетические (II) схемы нормализации по действующей в термическом цехе технологии (а) и технологии совмещенной деформационно-термической обработки в потоке сортопрокатных станов (б) конструкционных углеродистых и легированных сталей.

а)

схема I 1 — БПК — 2 — БПК — 3 — 4 — 6

схема II 1а — БПК — 2 — БПК — 5

схема III 1б — БПК — 2 — БПК — 4а — 6

б)

1 – проходные печи газового нагрева заготовки (в том числе непрерывнолитой) под прокатку с подачей ее вдоль оси по рольгангу печи или перпендикулярно оси с помощью толкателя по подине печи; 1а – проходные печи с газовым нагревом заготовки (см. п. 1) или электрическое оборудование (индукторы) с нагревом током высокой частоты (ТВЧ) малоразмерной заготовки под прокатку при пониженных температурах; 1б – колодцы для газового нагрева слитков или печи (см. п. 1); 1 – оборудование для промежуточного подстуживания прутков в спреерных водяных или трубчатых водовоздушных или воздушных секционных охлаждающих линиях с регулированием интенсивности охлаждения; 2 – линии из проходных термостатов (камеры с термоизоляционной внутренней поверхностью) для изотермической выдержки при 400...600 °С и проходных печей газового нагрева (до температур 800...900 °С) под закалку; 3 – секционные спреерные водяные или трубчатые водяные или водовоздушные линии для конечного ступеньчатого ускоренного охлаждения при закалке или воздушное охлаждение вентиляторами при нормализации мелко- и среднесортových прутков; 4а – ванны или секционные линии струйного (спреерного многооступеньчатого) водяного охлаждения средне- и крупносортового проката; 4 – линии конечного регулируемого скоростного охлаждения и изотермической выдержки мелкосортového проката (в т.ч. горячекалиброванного) в бунтах: оборудование и технология фирмы «Стилмор» для проката диаметром до 6...10 мм: многосекционная линия водяного охлаждения после последней прокатной клетки; виткоукладчик для укладывания горизонтальных витков на рольганг; ускоренное воздушное (вентиляторами) охлаждение или изотермическая (в теплоизоляционных камерах) выдержка во время витков по рольгангу; оборудование и технология фирмы «Шлеман» для проката диаметром до 15...20 мм: проходные камеры воздушно-капельного охлаждения проката сложенного в вертикальные витки в виде пружины с горизонтальной осью; 5 – газовые проходные печи отпуска после закалки прутков с термоулучшением; БПК – блок прокатных клетей.

I – горячекатаный прокат в прутках, круг 12...60 мм; II – горячекатаный или горячекалиброванный прокат, круг 6...30 мм в бунтах; III – горячекатаный прокат в прутках, круг ≤ 250 мм

Рисунок Б4 – Технологические схемы размещения (а) и список (б) термического оборудования для нормализации и термоулучшения проката конструкционных сталей, закалки коррозионностойких и сфероидизирующего отжига подшипниковых сталей в линиях сортопрокатных станов.

ПРИЛОЖЕНИЕ Г

Публичное акционерное общество
«Электрометаллургический завод
«Днепроспецсталь» им. А.Н. Кузьмина»



УТВЕРЖДАЮ:
Зам. Председателя Правления –
технический директор
 А.И. Панченко
«29» 03 2016 г.

Ученный

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ИНСТРУКЦИЯ

по уточнению технологии производства проката подшипниковой
стали на стане 325 по заказам с отжигом

ТИ 143-НА-10-16

Вводится с 01.04. 2016 г.

Срок действия – по II кв. 2016 г. включительно

Вводится с целью опробования технологии производства подшипниковой стали со сфероидизирующим отжигом по режимам совмещенной деформационно-термической обработки.

1. Нагрев заготовок сталей ШХ15, ШХ15СГ в прокатном цехе на стане «325» производить по режиму группы V «б» табл. I ТИ 143-П-11-07.

2. Для прокатки использовать металл с гомогенизацией на стане «1050/950».

3. Прокатка выполняется по утвержденным схемам для подшипниковых сталей.

Прокатка стали всех способов выплавки – подкат для калибровочного цеха и сортовой прокат по заказам с отжигом – осуществляется с подстуживанием раскатов перед 5-й чистовой клетью до температуры не выше 860 °С.

Замер температуры поверхности раската перед V клетью производится АПИР-С. Результаты замера заносятся в рабочую карту стана.

4. При выходе из чистовой клетки раскаты охлаждают в установке ускоренного охлаждения (УУО).

Температура поверхности раската, прошедшего ускоренное последеформационное охлаждение в УУО стана 325, измеряется комплексом АПИР-С в желобе сбрасывателя на холодильнике и должна соответствовать температуре, приведенной в табл.

Таблица – Температура поверхности проката, прошедшего ускоренное охлаждение

Диаметр профиля, мм	22 – 23	24 – 26	27 – 28	29 – 30	31 – 33	34 – 36	37 – 42
Интервал температур, °С	680-730	660-710	650-700	640-690	630-680	620-670	610-660

В случае выхода из строя комплекса АПИР-С разрешается производить замер температуры поверхности раската, прошедшего самоотпуск на холодильнике дублирующим прибором АПИР-С согласно И 28 – 11 – 2003.

В случае превышения температуры раската при замере на холодильнике необходимо:

а) увеличить расход воды и подачу воздуха в УУО;

б) уменьшить скорость прокатки в чистовой линии.

Охлаждение проката выполняется на воздухе в штабелях (табл. 1 ТИ-143-П-11-07).

От первых 5-ти партий проката отобрать пробы для выполнения исследовательского контроля микроструктуры (карбидной сетки и перлита) и подбора режима отжига. Количество проб – 6 шт. (АН первого, среднего и последнего раскатов). Пробы направить в цех испытаний «для ЦЗЛ».

В рабочих картах указывать «прокат по режимам совмещенной деформационно-термической обработки».

5. Термическому или калибровочному цеху произвести отжиг металла по режимам, согласованным с ЦЗЛ.

На первых 5 – 10-ти опытных партиях отжиг металла выполнять по двум различным режимам, согласованным с ЦЗЛ.

6. В термическом или калибровочном цехе от проката после отжига отбирать пробы для выполнения сдаточного контроля микроструктуры (карбидной сетки и перлита) по действующей технологии. Цеху испытаний все образцы от опытных партий оставить «для ЦЗЛ».

7. ЦЗЛ совместно со специалистами ГП «УкрНИИ Спецсталь» выполнить исследование микроструктуры металла после прокатки и отжига на первых 5 – 10-ти партиях. После получения результатов ЦЗЛ совместно со специалистами ГП «УкрНИИ Спецсталь» скорректировать продолжительность выдержки при отжиге для последующих опытных партий.

8. Проведение сдаточных испытаний микроструктуры производится в цехе испытаний по методике, указанной в НД на поставку металлопродукции (ТУ ДСС 002-2007, ГОСТ 801-78, ТП № 141-13 и др.).

9. Метрологическое обеспечение – в соответствии с действующими инструкциями по передельному производству.

10. ЦЗЛ разрешается корректировать технологию передела.

11. Аттестация металла – по результатам сдаточного контроля.

12. Охрана труда – согласно действующим инструкциям по охране труда по профессиям и видам выполняемых работ в цехах передельного производства и цеха испытаний. Специалистам ГП «УкрНИИ Спецсталь» провести вводный инструктаж в ООТ завода перед началом выполнения работы.

ТИ 143-НА-10-16

13. После окончания работы подготовить заключение.

Руководители работ по данной ТИ: от ДСС – Костюченко Н.В.
от ГП «УкрНИИИспецсталь» – Куницкая И.Н.

Ответственные исполнители: Сокол Ю.В., Маренко С.В., Беляев К.А.,
Олейник М.П., Рябко О.П. Гужва А.В.,
Яковец Е.А., Харькова В.В., Кузовова И.Н.

РАЗРАБОТАНО:

Начальник ЦЗЛ

А.С. Сальников 23.03.2016

СОГЛАСОВАНО:

Зам. технического директора
(по технологии)

И.Н. Логозинский 29.03.16

Начальник ТО

Б.А. Левин 29.03.16

Начальник УК

И.А. Алферов 29.03.16

Начальник ОТК

В.П. Капаев 29.03.16

Начальник ООТ

В.Г. Данченко 29.03.16

Зав. лаб. физического

металловедения ГП «УкрНИИИспецсталь»

И.И. Спектор 29.03.16

Ю.В. Сокол
29.03.16

Зам. ТО 29.03.16
Мен. пр-во 29.03.16
реп. пр-во 29.03.16
пр-во 29.03.16
пр-во 29.03.16
пр-во 29.03.16

ПРИЛОЖЕНИЕ Д

Расчет ожидаемого ресурсосбережения при сокращении длительности или
исключении термической обработки с отдельного нагрева коррозионностойких
сталей

Закалка коррозионностойких сталей, при условии соблюдения четко определенных температур нагрева под закалку, может быть проведена в линиях совмещенной деформационно-термической обработки с использованием тепла прокатного нагрева. Для коррозионностойких сталей с содержанием серы 0,015...0,030 % необходим подогрев металла сразу после деформации в проходных газовых печах до температур закалки. При этом будут выполнены требования современных стандартов к температурам закалки, микроструктуре и свойствам.

Для коррозионностойких сталей средние ресурсозатраты на одну тонну садки металла при термообработке составляют 103 кг условного топлива (у.т.). При среднем объеме садов металла в год 1000 т ресурсозатраты – 103 т условного топлива (т у.т.).

При закалке коррозионностойких сталей с содержанием серы 0,015...0,030 % в линиях прокатных станов нагрев до температур закалки (1020...1120 °С) будет происходить от температур 700...900 °С, которые имеет горячекатаный металл. В этом случае экономия в среднем составит 30 кг у.т. на 1 т садки металла или 30 т у.т. на 1000 т металла.

Ожидаемое ресурсосбережение при термической обработке за счет исключения отдельного нагрева под закалку и экономический эффект ($\mathcal{E} = \mathcal{C} \times \mathcal{Z}$, где $\mathcal{C}$ – цена топлива за 1 т, грн., $\mathcal{Z}$ – затраты условного топлива, т) при условии цены условного топлива 6033 грн. за 1 т составят:

для коррозионностойких сталей: ресурсосбережение 103 т у.т. на 1000 т садов металла,

$$\mathcal{E} = 6033 \times 103 = 621399 \text{ грн. на 1000 т металла.}$$

для коррозионностойких сталей с содержанием серы 0,015...0,030 %:
ресурсосбережение 30 т у.т. на 1000 т садов металла в год,

$$\mathcal{E} = 6033 \times 30 = 180990 \text{ грн. на 1000 т металла.}$$

Ожидаемый экономический эффект для всех коррозионностойких сталей с закалкой составит: $621399 + 180990 = 802389$ грн.

Директор ГП «УкрНИИ Спецсталь»

В.И. Дегтярев

Главный бухгалтер

Т.М. Воронина

Зав. лаборатории физического
металловедения, главный метролог

Я.И. Спектор

Директор ГП «ГИПРОПРОМ»

М.П. Меньков