

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
**«БЕЛГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**
(Н И У « Б е л Г У »)

ИНСТИТУТ ИНЖЕНЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК
КАФЕДРА МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

**ПЕРСПЕКТИВНАЯ АУСТЕНИТНАЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКАЯ
СТАЛЬ: ОБРАБОТКА, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА**

Выпускная квалификационная работа
обучающегося по направлению подготовки 22.04.01 Материаловедение и
технологии материалов
очной формы обучения, группы 07001639
Долженко Павла Дмитриевича

Научный руководитель
к.ф.-м.н., с.н.с.
Тихонова М. С.

БЕЛГОРОД 2018

Оглавление

Введение	4
Глава 1 Обзор литературы	6
1.1 Аустенитные стали для криогенной техники.....	6
1.1.1 Высокоазотистые аустенитные стали	11
1.1.2 Свойства известных аустенитных коррозионностойких сталей, применяемых в криогенных условиях	20
1.2 Обработка металлов давлением.....	24
1.2.1 Понятие о механизме пластического деформирования при обработке металлов давлением.....	24
1.2.2 Способы обработки металлов давлением.....	27
1.3 Динамическая рекристаллизация	35
1.4 Постановка задач исследования	40
Глава 2 Материал и методики исследования.....	42
2.1 Материал исследования.....	42
2.2 Методики исследования	45
2.2.1 Методика деформационно – термической обработки.....	45
2.2.1.1 Прокатка.....	45
2.2.1.2 Многократная ковка.....	46
2.2.2 Электронно–микроскопический анализ	48
2.2.3 Испытание на растяжение	49
2.2.4 Испытание на ударный изгиб при пониженных и комнатных температурах.....	50
2.3 Техника безопасности.....	51
Глава 3 Результаты исследования и их обсуждение	57
3.1 Прокатка стали 03X22H10AG6M2.....	57
3.1.1 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после прокатки	57
3.1.2 Механические свойства стали 03X22H10AG6M2 после прокатки .	60

3.2 Многократная ковка стали 03X22H10AG6M2 при 800 °С.....	64
3.2.1 Деформационное поведение стали 03X22H10AG6M2 при многократной ковке 800 °С.....	64
3.2.2 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократнойковки при 800 °С	66
3.2.3 Механические свойства стали 03X22H10AG6M2 после многократнойковки при 800 °С	70
3.3 Многократная ковка стали 03X22H10AG6M2 с понижением температуры.....	72
3.3.1 Деформационное поведение стали 03X22H10AG6M2 при многократной ковке с понижением температуры	72
3.3.2 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократнойковки с понижением температуры	73
3.3.3 Механические свойства стали 03X22H10AG6M2 после многократнойковки с понижением температуры	78
3.4 Обоснование экономической целесообразности проведения работ.....	80
Выводы.....	85
Список литературы	86

Введение

Исследование процессов динамической рекристаллизации является одной из самых важных задач для производства мелкозернистых конструкционных сталей и сплавов с требуемыми механическими свойствами. Динамическая рекристаллизация легко проходит в материалах с гранецентрированной кубической решеткой и приводит к требуемым прочностным свойствам при обработке металла.

Новые зерна развиваются с помощью локальной миграции границы зерен (выгибания) в сторону больших искажений решетки, которая связана с высокой плотностью дислокаций. Это обычно и служит движущей силой прерывистой рекристаллизации. При понижении температуры деформации способность границы зерен мигрировать снижается, что приводит к смене механизма. Происходит увеличение доли субграниц, которые образуют непрерывную сеть, затем увеличивается их разориентировка вплоть до значений обычных границ зерен и образуют непрерывную сеть напряженно-индуцированных высокоугловых границ зерен, это приводит к так называемой непрерывной динамической рекристаллизации. Механизм непрерывной динамической рекристаллизации характеризуется довольно плохой кинетикой, поэтому получение сверхмелкозернистых микроструктур требует больших деформаций.

Аустенитные нержавеющие стали являются типичными представителями сталей с низкой энергией дефекта упаковки и характеризуются довольно хорошим протеканием динамической рекристаллизации во время горячей обработки. Поэтому микроструктура в аустенитных нержавеющих сталях легко регулируется условиями деформационно – термической обработки. Прерывистая динамическая рекристаллизация позволяет получить размер зерен на уровне микрометра. Дальнейшее уменьшение зерна требует обработки в условиях снижения температуры. Предложенный диапазон деформационно – термической

обработки в 0,6 Тпл является эффективным методом получения аустенитных нержавеющей сталей с ультрамелкозернистыми микроструктурами. Этот температурный диапазон примерно соответствует переходу между теплым и горячим деформированием. В таких условиях происходит развитие субграниц с быстро возрастающими разориентациями (непрерывный механизм), за которым следует локальное выгибание границы зерен (прерывистый механизм), приводит к измельчению зерен при относительно небольших общих деформациях. Поэтому основная цель настоящего исследования состоит в том, чтобы изучить процессы, протекающие в стали 03X22H10AG6M2, при выбранных деформационно – термических обработках. Данная аустенитная коррозионностойкая сталь является усовершенствованным представителем сталей, применяемых при криогенных температурах.

Глава 1 Обзор литературы

1.1 Аустенитные стали для криогенной техники

Аустенитные стали обладают высокой коррозионной стойкостью и технологическими свойствами. При низких температурах они сохраняют высокую пластичность и вязкость, за счет этого они нашли широкое применение в большинстве областей криогенной техники.

Стабилизация аустенитной матрицы происходит за счет введения никеля в железо-хромистую основу.

Также химический состав и внешние условия (температура и деформация) оказывают на стабильность аустенитной структуры. Воздействие низких температур и деформации может послужить толчком для того, чтобы аустенитная сталь испытала мартенситное ($\gamma \rightarrow \alpha$) – превращение. Данное превращение приведет к снижению уровня пластичности и вязкости стали, а также увеличению твердости.

Аустенитные хромоникелевые стали делятся на два типа. Разделение происходит в зависимости от легирующих элементов, которые входят в состав:

- 1) стали, которые претерпевают мартенситное превращение при охлаждении и деформации;
- 2) стали, в которых мартенситное превращение почти полностью подавлено.

Стали марок 04X18H10, 08X18H10T, 12X18H8, 12X18H9T, 12X18H10T, 12X18H12T [25] претерпевают заметное мартенситное превращение, в них, как правило, содержится 18-20 % хрома и 8-12 % никеля.

В аустенитных хромоникелевых сталях с содержанием 18-25 % хрома и 16-25 % никеля мартенситное превращение подавлено и происходит сохранение аустенитной структуры вплоть до самых низких температур.

Коррозионная стойкость аустенитных хромоникелевых сталей повышается за счет содержания хрома в большом количестве. Однако некоторые стали склонны к межкристаллитной коррозии из-за нагревов, например, при сварке, из-за выделения карбидов хрома. Карбиды хрома выделяются по границам и обедняют границы хромом. Лист из аустенитной нержавеющей стали, подвергнутый межкристаллитной коррозии, способен легко разрушиться под действием даже небольших нагрузок. При постукивании он не издает звука металла. Эта проблема решается за счет уменьшения содержания углерода и введением сильных карбидообразующих элементов, таких как титан и ниобий.

Технологичность является отличительной особенностью хромоникелевых аустенитных сталей. Данные стали очень хорошо деформируются при горячей и холодной деформациях. Аустенитные стали подвергаются глубокой вытяжке при достаточно невысоких температурах, а так же хорошо свариваются и даже подвергаются пайке. В стали с содержанием малого количества углерода ($\leq 0,04\%$) или же стабилизированные титаном при сварке в околошовных зонах не происходит охрупчивания, что позволяет не проводить термическую обработку уже готовых, изготовленных конструкций. Для сварки таких сталей обычно используют присадочную проволоку Св-04Х19Н9.

Серебряными припоями типа ПСр40 производят пайку, а также применяют и оловянно-свинцовые и свинцово-кадмиевые припои. Однако свинцово-кадмиевые припои обладают более высокой прочностью из всех низкотемпературных припоев и имеют большой запас пластичности.

В основном, в качестве стандартной термообработки аустенитных хромоникелевых сталей используют закалку в воде от температур 1050-1150 °С. Такая обработка основывается на быстром охлаждении, в результате чего не происходит выделения карбидов и фиксируется состояние пересыщенного твердого раствора. Данная обработка хороша тем, что

позволяет сохранить хорошую пластичность сталей этого класса, а также коррозионную стойкость за счет предотвращения выделения карбидов.

После значительного пластического деформирования у хромоникелевых аустенитных сталей сохраняется вязкость. Стали данного класса не подвержены эффектам старения со временем. После многолетней эксплуатации в условиях пониженных температур ударная вязкость остается на достаточно высоком уровне.

В качестве примера можно взять характерную для этого класса сталь 12X18H10T. Она обладает высоким сопротивлением ползучести, высокой усталостной прочностью и термической усталостью под нагрузкой. При десятилетнем сроке эксплуатации при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (77 K) под напряжением 130-140 МПа накапливаемая пластическая не превышает 0,2 %. При температуре $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$ (20 K) крайне незначительная деформация - 0,02 %, вызывается под напряжением 200 МПа. Такая деформация находится на грани точности измерений и свидетельствует, что она практически не изменяется во времени. Начальную пластическую деформацию 0,5 %, увеличивающуюся при продолжительности испытания 100 ч. до 0,7 %, дает напряжение в 500 МПа. Однако за период эксплуатации даже при таком высоком уровне напряжений для рассматриваемой стали суммарная деформация не превысит 2 %.

Стали такого типа имеют высокую эксплуатационную надежность при длительном статическом нагружении в области низких температур.

Аустенитные нержавеющие стали имеют малую чувствительность к многократно повторяемым подогревам и охлаждениям под нагрузкой. При проведении испытания образцов с концентраторами напряжений снижение исходного напряжения до значения, равного 0,85 от их временного сопротивления разрыву, позволяет избежать разрушений при числе циклов более 10^3 . Представленные данные находят подтверждение при анализе микроструктуры и свойств основного металла и сварного соединения из стали 12X18H10T, которые были исследованы из донной части резервуара

для хранения жидкого кислорода. Напряжения составляли (без учета термических напряжений), приблизительно 100 МПа, а резервуар проработал в эксплуатации 65 тыс. ч. [25].

При изготовлении днищ происходит наклеп, в результате чего предел текучести после длительной работы становится на 12% выше, чем у аустенитизированных образцов. При температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (77 К) показатели пластичности практически не изменяются, они достаточно высокие для стали в обоих состояниях ($\delta_5 \geq 40\%$; $\psi \geq 50\%$). Отношение значений временного сопротивления образцов с надрезом и гладкого также практически одинаково. Исследование фрактограмм изломов показали, что разрушение во всех случаях имеет вязкий характер.

В общем, в результате проведения статических и динамических испытаний было установлено, что длительная эксплуатация материала при температуре $-183\text{ }^{\circ}\text{C}$ (90 К) не приводит к существенному изменению его прочностных характеристик, характеристик пластичности, а также вязкости.

В результате испытаний крупногабаритных дисков при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (77 К), которые были вырезаны из листового проката толщиной 20 мм, не нарушая поверхность листа и имеющееся в поверхностном слое двухосное растяжение, условный предел выносливости на базе 10^6 циклов составляет 500 МПа. Испытания проводились при знакопостоянном цикле (отношение минимального напряжения к максимальному $R_{\sigma} = 0,2$).

Из недостатков аустенитных хромоникелевых сталей можно выделить: низкую прочность (по пределу текучести) при комнатной температуре, а также высокую стоимость из-за большого содержания дорогого и дефицитного никеля.

Для замены дорогостоящего никеля в последние годы, в сталях для криогенной техники с целью стабилизации γ -твердого раствора используют марганец. Им производят либо полную замену никеля, либо частичную.

Существует путь повышения прочности аустенитных коррозионностойких сталей применяемых в криогенной технике, основанный

на легировании азотом. Азот, как и углерод, образует твердые растворы внедрения. Азот имеет низкую растворимость в γ -железе. При температуре 830 °С его растворимость составляет всего лишь 0,027 %. Введение хрома и в особенности марганца приводит к увеличению растворимости азота в стали. Азот воздействует на дислокационную структуру, образуя зоны с упорядоченной матрицей и разупорядоченной матрицей, тем самым упрочняет аустенитные коррозионностойкие стали. Азот препятствует образованию δ -феррита за счет повышения стабильности аустенита при высоких температурах. Процесс растворения нитридов при температурах выше 1050 °С протекает достаточно быстро, это делает время выдержки при аустенитизации более коротким. Азот, являющийся стабилизатором аустенита, способствует одновременному росту сопротивления пластической деформации и прочности стали. Таким образом, введение азота до 0,20 % в хромоникелевые аустенитные стали приводит к повышению предела текучести при 20 °С на 50 %. В сталях, которые содержат азот, наблюдается более интенсивное увеличение предела текучести с понижением температуры. Так, например, при снижении температуры в диапазоне от +20 до -253 °С (от 293 до 20 К) происходит повышение предела текучести стали 12X18H10T на 80%, а стали 07X21Г7АН5 - на 200 %.

Конечно, при введении в сталь азота ее пластичность и вязкость незначительно снижаются, однако остаются на достаточно высоком уровне. Для аустенитных сталей это уровень относительного удлинения более 30 %.

Азот, в отличие от углерода, не ухудшает коррозионную стойкость стали в количестве 0,25 %.

Основным недостатком азота как легирующего элемента является его повышенная склонность к ликвации при кристаллизации слитка. Получается, что при содержании азота в листах из стали 03X20H16AG6 – 0,32 % при ковшовой пробе выходит 0,25 %.

При введении азота в сталь ее сварка осложняется. Высокое содержание его в сварочной ванне (0,30-0,35 %) приводит к образованию

пористости в швах, если не приняты специальные меры по ее предотвращению. Присутствие азота в стали требует определенного ограничения погонной энергии для предотвращения обильного выпадения карбонитридов по границам зерен. Это приводит к снижению пластичности зоны сварного соединения и повышению ее чувствительности к концентраторам напряжений.

1.1.1 Высокоазотистые аустенитные стали

Как известно из [1, 2] в последние годы идет интенсивное развитие металлургии азотистых сталей. Хотя многие задачи современной техники успешно решаются за счет их применения, высокоазотистые стали пока не стали массовой продукцией из-за сложностей, связанных с технологическим процессом выплавки, который заключается в электрошлаковом переплаве под давлением азота [3]. Высокоазотистые аустенитные стали обладают уникальным сочетанием комплекса свойств: высокой прочности, вязкости, коррозионной стойкости и других свойств. Стали, в которых никель заменен азотом, имеют ряд преимуществ перед традиционными хромоникелевыми аустенитными сталями, благодаря:

- экономии (низкая стоимость азота);
- вкладу в сохранение окружающей среды (сбережение природных ресурсов);
- значительному повышению прочностных характеристик и более высокой ударной вязкостью в сравнении с другими сталями подобной прочности;
- биосовместимости с организмом человека;
- повышенной коррозионной стойкости за счет высокого содержания хрома в сталях.

В 2012г. исполнилось 100 лет с момента открытия высокоазотистых сталей. Однако мировая практика промышленного производства составляет не многим более 20 лет.

В работе [3] представлен обзор литературы азотистых сталей, согласно которому впервые высокоазотистая сталь была получена Эндрю в 1912 г. Американский инженер сконструировал печь для выплавки под давлением газообразного азота. Он же обнаружил аустенитизирующее влияние азота на сплавы железа.

Вефер в 1928 г. построил фазовую диаграмму системы Fe-N, а в 30-х гг. выполнил первые термодинамические исследования Fe-Cr-N-сплавов.

Легирование сталей азотом с целью экономии никеля стали применять после того, как Рапатц в 1941 г. впервые разработал аустенитную Cr-Ni-Mn-азотистую сталь. Учеными из разных стран в 40-50х годах были получены данные о растворимости азота в сталях, о термодинамической стабильности нитридов, а также диффузии азота в жидкой и твердой фазах. В то время содержание азота в сталях изменяли в двух направлениях: в строительных сталях – уменьшали с целью предотвращения хрупкости, а в коррозионностойких сталях содержание азота увеличивали с целью повышения стабильности аустенита.

Фрезер и Кубиш в 1963г. обнаружили, что при увеличении содержания азота происходит повышение прочностных характеристик, а именно предела текучести, которое не сопровождается снижением ударной вязкости. Это способствовало скачку в изучении азотосодержащих сталей и означало, что класс новых сталей с высокой прочностью можно создать на основе Fe-N [3].

Производство сталей со сверхравновесным содержанием азота началось в 80–90-х сначала в Германии, СССР, Австрии, Японии, а сейчас и во всех промышленно развитых странах.

Ученые многих стран изучали структуру и свойства сталей с основной целью понимания их взаимосвязи для рационального применения сталей на

практике. Исследование уникальных свойств высокоазотистых сталей стало возможным благодаря появлению новых методов физического материаловедения, несмотря на 100-летнюю историю высокоазотистых сталей. Это такие методы как электронная просвечивающая микроскопия (ПЭМ), методы малоуглового рассеяния нейтронов, а также компьютерное моделирование процессов в высокоазотистых сталях.

Из представленного в [4] обзора экспериментально полученных данных по исследованию физических основ азотистых сталей, выделены основы поведения атомов углерода и азота в Fe-C и Fe-N-растворах:

- концентрация электронов проводимости увеличивается при легировании стали азотом, т.е. усиливается металлический характер межатомного взаимодействия и, тем самым, объясняется повышение в них ударной вязкости (K_{IC}) и вязкости разрушения (K_{IC});
- твердые растворы с азотом системы Fe-N склонны к ближнему упорядочению, в то время как атомы углерода в бинарных твердых растворах системы Fe-C могут образовывать кластеры;
- азот провоцирует ближний атомный порядок в твердых растворах на основе железа. Это является причиной повышения ими термодинамической стабильности [5].

Диаграммы равновесия фаз

Системы Fe-Cr-C и Fe-Cr-N

Наблюдается повышенная термодинамическая стабильность бинарных твердых растворов в системе Fe-N, а также у многокомпонентных аустенитных сталях на этой основе [3]. Это находит отражение в диаграммах равновесия фаз в сталях различных систем легирования с азотом [6, 7]. С точки зрения практического применения это позволяет получать аустенит в результате закалки от более высоких температур при большем содержании хрома.

Из рис. 1.1, на котором представлен политермический разрез тройной диаграммы Fe-Cr-N, видно, что при 23 мас.% и отсутствии азота сплав не был бы аустенитным. В то время как после закалки сплавов с содержанием азота более 0,7 мас.% можно получить аустенит.

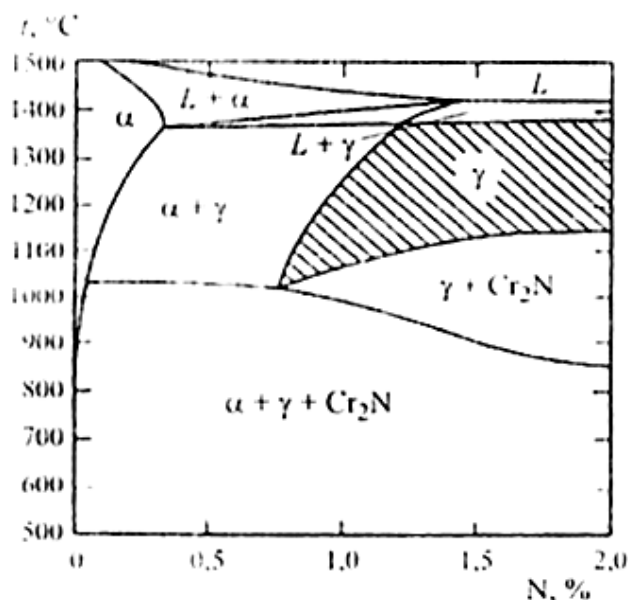


Рис. 1.1 Политермический разрез диаграммы Fe-Cr-N при 23 % хрома [6]

Из изотермического разреза системы Fe-Cr-C (рис. 1.2) при температуре 1050 °С видим, что кривая, ограничивающая область растворимости азота в γ -фазе в системе Fe-Cr-N, имеет вид поднимающейся гиперболы. В системе Fe-Cr-C соответствующая кривая растворимости углерода, наоборот, опускается. Получается, что при отсутствии зернограницных выделений нитридов хрома Cr_2N создается возможность получения аустенита в результате закалки [5].

Системы Fe-Cr-Mn-C и Fe-Cr-Mn-N

На изотермическом разрезе диаграммы при температуре 1000 °С (рис. 1.3) представлен фазовый состав сплавов системы Fe-Cr-Mn-C и Fe-Cr-Mn-N с 0,4 и 0,8 мас.% углерода и азота. Видим, что повышение содержания

углерода позволяет повысить содержание хрома в стали лишь до 10 мас.%, в то время как замена углерода азотом – до 20 мас.%, при этом получая в структуре аустенит [5].

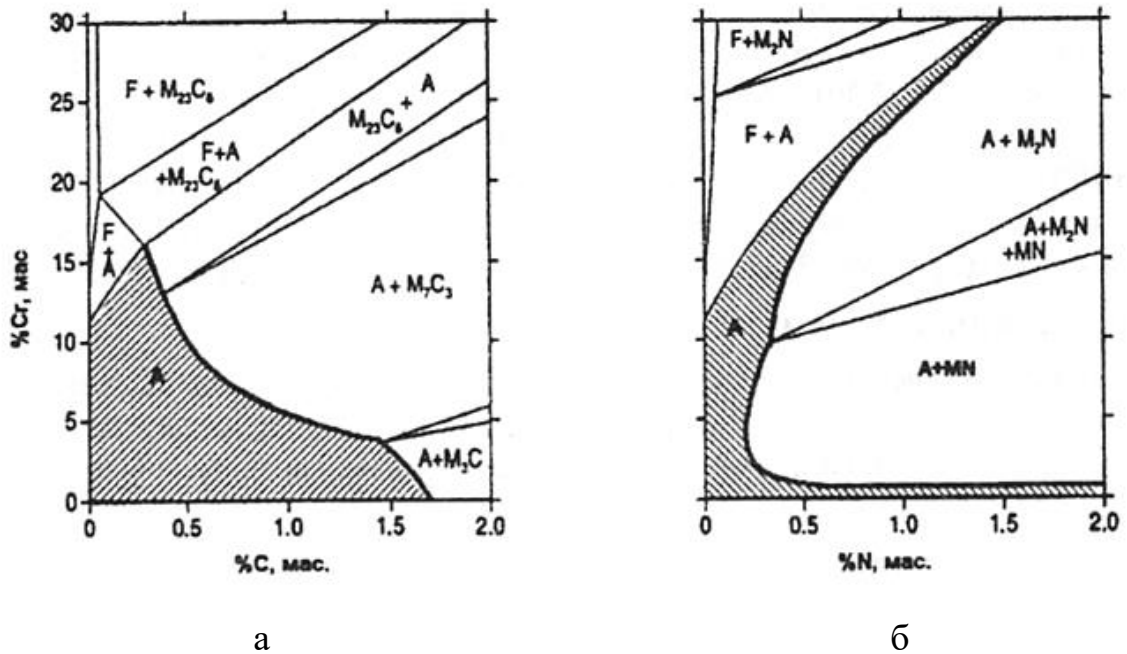
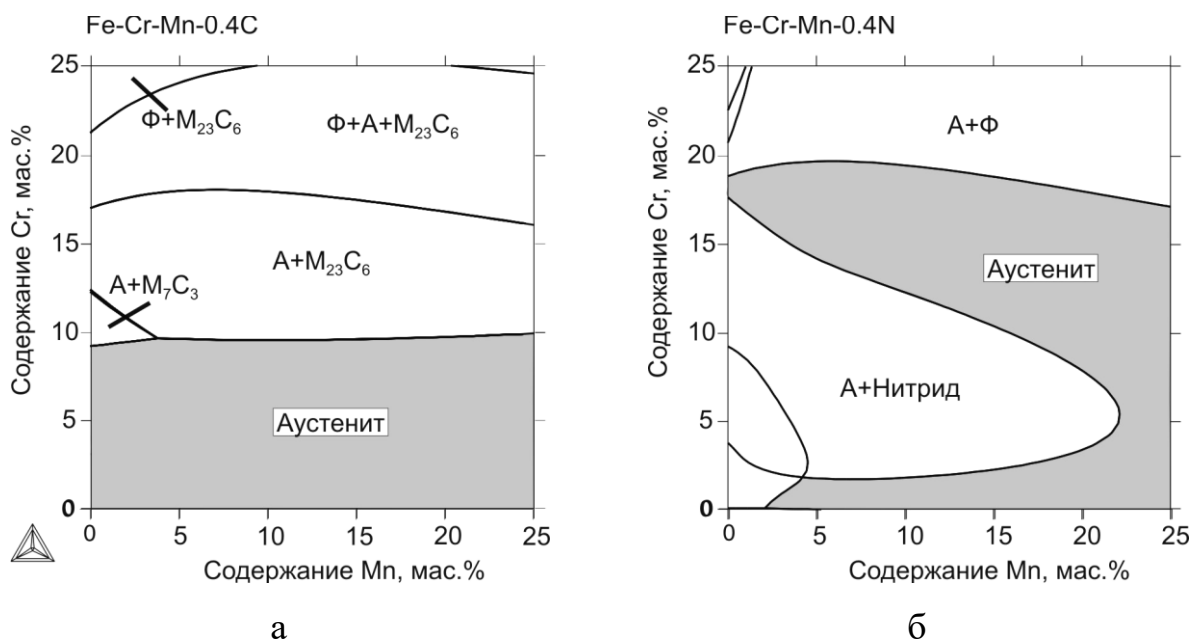


Рис. 1.2 Изотермические разрезы систем: а– Fe–Cr–C; б– Fe–Cr–N при 1050 °С [7]



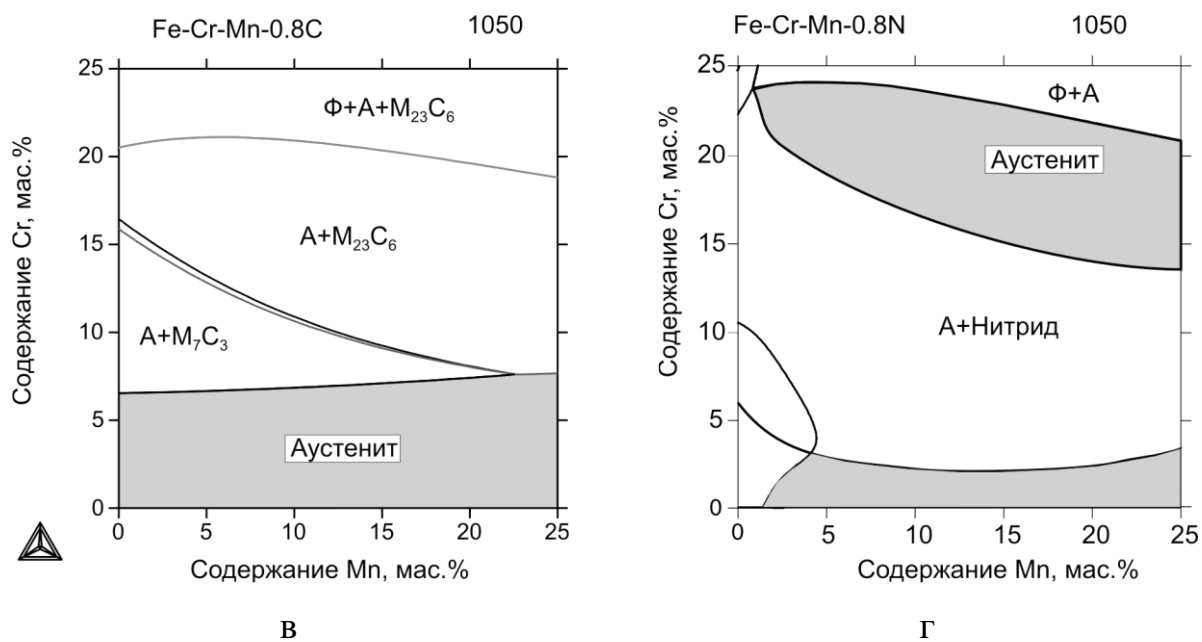


Рис. 1.3 Изотермические разрезы систем Fe-Cr-Mn-C и Fe-Cr-Mn-N при 1000 °С (а, б) и 1050 °С (в, г): а) 0,4 С; б) 0,4N; в) 0,8 С; г) 0,8 N [8]

Механические свойства

Прочность и пластичность

В результате сравнения (табл. 1.1) различных аустенитных коррозионностойких сталей со сталью системы легирования Fe-Cr-Ni видим, что в стали, в которой дорогостоящий никель частично заменен марганцем имеет в закаленном состоянии более высокую прочность, но более низкую пластичность. В то время как в стали, в которой никель заменен марганцем и азотом обладает как высокой прочностью, так и пластичностью. Полная замена углерода азотом приводит к увеличению механических свойств. Высокоазотистая безникелевая сталь показывает наибольшее упрочнение.

Химический состав коррозионностойких аустенитных сталей

№ п/п	Марка стали	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	ψ
		МПа		%	
1	12X18H9T	195	540	40	55
2	10X14Г14Н4Т	300	650	35	50
3	10X14АГ15	380	760	55	-
4	03X20АГ11Н7М2	490	820	49	68
5	06X18АГ19М2*	610	1040	42	59

Вязкость разрушения

За счет усиления азотом характера межатомного взаимодействия, как отмечалось ранее, происходит компенсация охрупчивающего влияния междоузельных атомов в твердом растворе внедрения.

Конструкционная прочность

Проанализировав прочностные характеристики и информацию об ударной вязкости разрушения различных сталей (рис. 1.4), можно сделать вывод, что аустенитные стали с высоким содержанием азота, по сравнению не только со сталями, но и с другими известными в мире материалами, характеризуются наилучшим сочетанием этих характеристик [9].

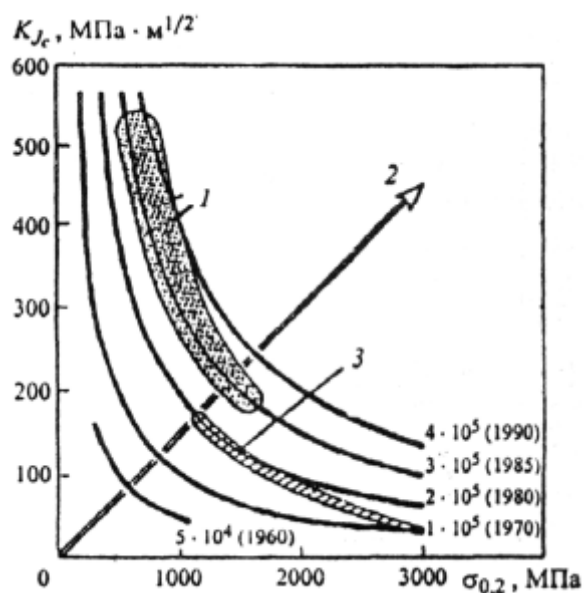


Рис. 1.4 Соотношение прочности азотистых сталей и вязкости:
 1 – азотсодержащие стали; 2 – стали будущего; 3 – лучшие мартенситностареющие стали [9]

Коррозия сталей с азотом

Коррозионная стойкость достигается за счет стабилизации аустенита при введении азота. Это позволяет увеличить в высокоазотистых сталях содержание молибдена и хрома, которые определяют стойкость к коррозии, без повышения содержания никеля и при этом без изменений в фазовом составе.

Азот, который находится в твердом растворе, повышает стойкость аустенитных коррозионностойких сталей к общей, точечной и щелевой коррозии, которая определяется химическим составом сплава [5].

Общая коррозия и МКК

Из [10] известно, что высокоазотистые аустенитные Cr-Mn-Ni-Mo-N-стали (07X20AG19H8MФ и 04X22AG17H8M2Ф) превосходят по общей коррозионной стойкости в искусственной морской воде Cr-Ni-сталь (12X18H9T). Причем они в активном состоянии способны образовывать более устойчивую пассивную пленку и превосходят они ее в 3 и 40 раз.

В стали, легированной азотом, азот, в свою очередь, оказывает замедляющее или предотвращающее действие по отношению к образованию вторичных пограничных фаз (карбидов и σ -фазы). Стабилизирует превращения феррит→аустенит и аустенит→мартенсит, что обеспечивает им высокую стойкость к межкристаллитной коррозии по сравнению с Cr-Ni сталью. Образование нитридов Cr_2N приводит к значительно меньшему обеднению γ -твердого раствора вблизи границ зерен по сравнению с карбидами Cr_{23}C_6 .

Питтинговая коррозия

Азот наиболее эффективно влияет на сопротивление питтинговой коррозии. С повышением содержания азота в Cr-N [9, 11], Cr-Ni [12] и Cr-Ni-Mn сталях [13] наблюдается значительное повышение потенциала питтингообразования.

Режим термической обработки оказывает существенное влияние на питтинговую коррозию [14]. Рекристаллизация стали при аустенитизации сопровождается распадом пересыщенного γ -твердого раствора. В результате повышения температуры аустенитизации наблюдается снижение потенциала $E_{\text{по}}$. В то время как при отсутствии распада, наблюдается обратная зависимость. Закаленное состояние наиболее уязвимо к образованию питтингов, а отпуск приводит к смещению потенциала $E_{\text{по}}$ в область положительных потенциалов.

Разработка и совершенствование высокоазотистых сталей

В настоящее время продолжается разработка новых композиций высокоазотистых сталей. Проводятся исследования по созданию коррозионностойких сталей, легированных совместно азотом и углеродом Cr-Mn и Cr-Mn-Ni. Показано, что оказывается существенное влияние на расширение γ -области на равновесной фазовой диаграмме и повышаются свойства сталей [8, 17]. Природа межатомного взаимодействия Fe и N и

распределение атомов N в решетке аустенита обуславливается уникальностью свойств высокоазотистых сталей, которые сочетают в себе высокие механические и коррозионные свойства. Стали системы легирования Cr-Mn-N показывают более высокий комплекс свойств, однако стали, легированные совместно N и C, считаются также перспективными [5].

1.1.2 Свойства известных аустенитных коррозионностойких сталей, применяемых в криогенных условиях

Хладостойкими называют материалы, сохраняющие достаточную вязкость при низких температурах от 0 до $-269\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($273 - 4\text{ K}$).

Понижение температуры эксплуатации сопровождается увеличением статической и циклической прочности, снижением пластичности и вязкости, повышением склонности к хрупкому разрушению. Важнейшее требование, определяющее пригодность материала для низкотемпературной службы, отсутствие хладноломкости. Хладноломкость – свойство материала терять вязкость, хрупко разрушаться при понижении температуры. Хладноломкость характерна для железа, стали, металлов и сплавов с ОЦК и ГПУ решетками. Хладноломкость этих материалов оценивается температурным порогом хладноломкости. Для надежной работы материала необходимо обеспечить температурный запас вязкости. Это достигается тогда, когда температурный порог хладноломкости материала расположен ниже температуры его эксплуатации. Необходимая величина температурного запаса вязкости зависит от факторов, влияющих на склонность к хрупкому разрушению (наличия концентраторов напряжений, скорости нагружения, размеров детали). Чем больше температурный запас вязкости, тем меньше опасность хрупкого разрушения материала, выше его эксплуатационная надежность.

Металлы и сплавы с ГЦК решеткой, а также титан и его сплавы с ГПУ решеткой не имеют порога хладноломкости; при охлаждении у них ударная вязкость уменьшается монотонно. Хладостойкость таких материалов

оценивается температурой, при которой ударная вязкость не менее $0,3 \text{ МДж/м}^2$ ($t_{\text{КСУ}}=0,3$).

Кроме критериев хладостойкости основанием для выбора материала служат также показатели прочности ($\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{0,2}$), физические и технологические свойства, совместимость с окружающей средой, стоимость материала [26]. Важным критерием хладостойкости является критерий K_{1c} – вязкость разрушения в условиях плоской деформации. Однако недостаток данных о значениях K_{1c} при низких температурах пока ограничивает его применение при выборе материалов.

Из физических свойств материала наиболее важны тепловое расширение, теплопроводность, теплоемкость. Чем меньше тепловое расширение материала, тем меньше термические напряжения в деталях и конструкциях при термоциклировании. От теплоемкости и теплопроводности зависит быстрота захлаживания материала при термоциклировании. При особо низких температурах, начиная от температуры жидкого азота ($-196 \text{ }^\circ\text{C}$), теплопроводность и теплоемкость уменьшаются более чем в 10 раз. Изменение этих свойств неодинаково влияет на быстроту захлаживания материалов при термоциклировании. Чем меньше теплоемкость и больше теплопроводность, тем легче захлаживается криогенное оборудование и быстрее выходит на рабочий режим.

Наиболее важные технологические свойства: свариваемость и пластичность. Сварку широко применяют в производстве конструкций и герметичной криогенной аппаратуры. Пластичность необходима для изготовления тонких листов и тонкостенных элементов, менее склонных к хрупкому разрушению, чем массивные детали.

Совместимость с окружающей средой определяется взаимодействием материала с кислородом и водородом - наиболее распространенными средами в криогенной технике. В контакте с кислородом возможно воспламенение материалов (титана, алюминия и их сплавов). Водород

растворяется во многих металлах и вызывает охрупчивание сталей с ОЦК решеткой и сплавов на основе титана.

В таблице 1.2 приведены средние значения механических свойств аустенитных сталей, обычно используемых в криогенной технике.

Таблица 1.2

Средние значения механических свойств аустенитных сталей,
используемых в криогенной технике

Система легирования	Марка стали	T, К	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCV, Дж/см ²
Cr – Ni	12X18H10T	293	660	280	65	360
		77	1520	450	36	300
		20	1550	510	37	280
Cr – Mn	03X13AG19	293	890	380	63	200
		77	1300	730	31	125
		20	1330	900	12	100
Cr – Ni – Mn	10X14Г14Н4Т	293	820	270	62	280
		77	1350	430	40	280
		20	1410	450	31	220
Cr – Ni – Mn	03X20H16AG6	293	780	410	52	160
		77	1550	900	48	100
		20	1930	1360	31	90
Cr – Ni – Mn	07X13H4AG20	293	760	370	69	150
		77	1290	680	50	110
		20	1700	1120	18	80

В зависимости от содержания основных легирующих элементов различают два типа хромоникелевых аустенитных сталей. Это метастабильные стали, претерпевающие заметное мартенситное превращение

при охлаждении и деформации, содержащие 17-20 % Cr и 8-12 % Ni. Вторую группу образуют стабильные стали, содержащие 17-25 % Cr и 14-25% Ni. В них мартенситное превращение подавлено и аустенитная структура сохраняется вплоть до самых низких температур.

Высокая стоимость никеля привела к созданию сталей (марки 03X13AG19, 10X14Г14Н4Г), в которых никель полностью или частично заменен марганцем, также являющимся стабилизатором аустенита [27]. В их состав дополнительно вводят азот, способствующий получению аустенитной структуры и дополнительному упрочнению (03X20Н16АГ6, 07X13Н4АГ20).

Азот, образуя твердый раствор внедрения, существенно меняет параметры кристаллической решетки аустенита и тем самым влияет на характеристики прочности.

Эффективность влияния азота как элемента внедрения, блокирующего движение дислокаций и повышающего предел текучести, с понижением температуры возрастает.

Более целесообразно использовать стали, относящиеся к центральной области оптимальных составов, расчеты для которых характеризуются наибольшей достоверностью. В качестве одного из возможных составов была предложена сталь типа 04X21Н16АГ8М2ФД. Для проверки свойств стали, полученной путем анализа уравнений регрессии, были выплавлены две плавки (1 и 2). Плавка № 1 содержала: 0,04 % С – 22 % Cr – 16,5 % Ni – 9 % Mn – 0,41 % N – 0,004 % S – 0,008 % P – 0,15% V – 0,8 % Cu; плавка № 2 — дополнительно 2 % Mo. Дополнительное легирование молибденом повысило стойкость против точечной коррозии. Благоприятное влияние молибдена объясняется подавлением им действия марганцевосодержащих сульфидов типа MnS. Из таблицы 1.3, следует, что испытания образцов из выплавленных сталей показали хорошее совпадение прогнозируемых и расчетных характеристик.

Механические свойства стали 04X21H16AG8M2ФД

Номер плавки	T, К	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCV, Дж/см ²
1	293	860/878	500/512	55/45	360/394
2		890/883	500/510	54/59	390/302
1	77	1995/1962	1180/1195	24/22	110/124
2		200/1980	1205/1164	24/23	160/120
Примечание. В числителе приведены фактические, а в знаменателе – расчетные данные.					

Аустенитные хромоникелевые стали такого типа с азотом, обладая почти вдвое более высокой прочностью по сравнению с обычными хромоникелевыми сталями, перспективны для изготовления высоконагруженных деталей машин и конструкций криогенной техники. Они технологичны, хорошо свариваются, коррозионностойки, характеризуются высоким показателем вязкости и пластичности вплоть до температур жидкого гелия. Стали этой системы легирования сохраняют высокую стабильность аустенитной структуры в криогенных условиях [27].

1.2 Обработка металлов давлением

1.2.1 Понятие о механизме пластического деформирования при обработке металлов давлением

На способности заготовок из металла и других материалов изменять свою форму и при этом не подвергаться разрушению в результате действия внешних сил, основано формообразование обработкой. Одним из наиболее прогрессивных способов производства заготовок в приборостроение, а также и в машиностроении является обработка давлением. Существует множество

способов обработки металлов давлением, такие как прессование, волочение, прокатка и объемная или листовка штамповка [18]. Обработке перечисленными методами подвергается 90% стали из всей выплавляемой и 60% цветных металлов и сплавов.

Подвергать обработке давлением с целью получения заготовок или деталей в основном рекомендуется материалы, которые обладают пластичностью. Такие материалы способны необратимо деформироваться под действием внешних сил без разрушения. К недопустимому браку приводит нарушение сплошности строения материала деформируемой заготовки. Пластическая деформация монокристаллов происходит в результате скольжения атомарных плоскостей друг относительно друга (сдвиговое явление) из-за действия касательных напряжений. Чертой, характеризующей плоскости скольжения, является наиболее плотная упаковка атомов в направлениях, по которым расстояния между атомами минимальны. Смещение атомов может быть осуществлено при наименьших напряжениях благодаря тому, что сдвиг атомов в плоскостях скольжения приводит к минимальным нарушениям правильности их расположения. Материал тем пластичнее, чем больше в нем плоскостей скольжения. Определить плоскости скольжения можно по наличию в них дислокаций. Дислокации за счет перемещения под действием внешних сил, при которых начинается процесс пластического деформирования вдоль плоскости скольжения, способствуют снижению напряжений за счет единичных перемещений атомов, тем самым повышая пластичность материала. После выхода дислокаций за границу кристаллита, что свидетельствует об окончании процесса скольжения по плоскостям, в которых они расположены, как правило, в одной или нескольких, начинается процесс скольжения в плоскостях, где сопротивление более высокое. По мере включения в процесс скольжения новых плоскостей с более высоким уровнем сопротивления движению дислокаций, усилие деформирования будет возрастать. Механизм пластического деформирования скольжением представляется как

лавинообразный процесс при обработке давлением. Под влиянием сдвиговых напряжений происходит лавинообразное движение дислокаций вдоль плоскостей скольжения [18].

Существует другой механизм пластической деформации, который часто встречается в металлах и сплавах, имеющих гексагональную или объемно центрированную кубическую решетку - двойникование, или как его еще называют – двойниковый сдвиг. Отличительной особенностью от обычного сдвига является то, что он совершается только раз и при этом двойниковый сдвиг не приводит к значительным пластическим деформациям. Однако по механизму обычного скольжения вместе с ним появляются дополнительные очаги сдвиговой деформации.

Высокая пластичность меди, аустенита, серебра, α -латуни, цинка, магния и др. [18] объясняется именно возможностью сочетания двойникования и сдвига.

Поскольку в поликристаллическом теле деформация одного отдельно взятого зерна практически невозможна, то и процессы, происходящие при деформировании поликристаллических тел, в которых кристаллиты как правило разделены границами и имеют плоскости скольжения, значительно более сложны, любое перемещение атомов в результате скольжения или двойникования обязательно вызывает соответствующие групповые перемещения по границам зерен или в самих соседних зернах.

Механизмы деформирования поликристаллического тела при обработке материалов давлением представляются в такой последовательности: Сначала начинается сдвиговая (под действием приложенных сил) пластическая деформация в зернах, плоскости скольжения которых совпадают или близки вектору максимальных касательных напряжений, а также по плоскостям, плотность дислокаций в которых максимальна. Плоскости, в которых сопротивлению сдвигу более высокое, включаются последовательно после этого. Происходит одновременное

смещение и поворот соседних зерен, т. е. их переориентация в пространстве и по отношению к действующим силам.

Зерна, которые успели переориентироваться в положение, которое благоприятно для деформирования начинают включаться в этот процесс, вызывая поворот других, соседних с ними зерен, и т. д. [18].

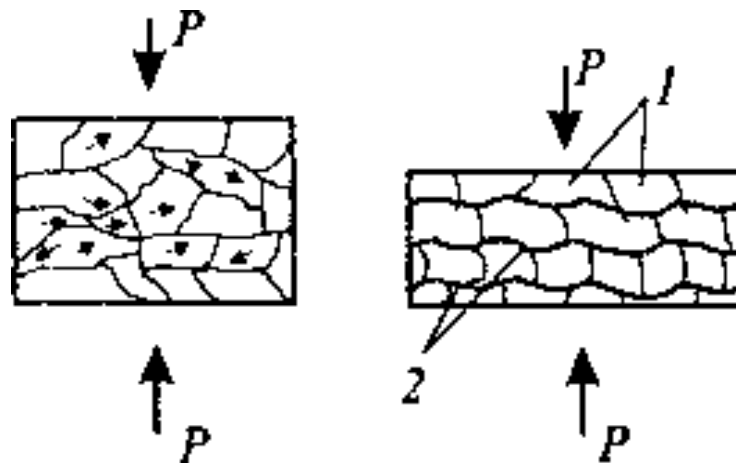


Рис. 1.5 Схема развития пластической деформации и переориентировки зерен: 1 – строчки, 2 – волокна

Со сдвигом одновременно протекают и процессы двойникования. В результате этого структура металла, который был подвергнут значительным пластическим деформациям, характеризуется вытянутыми зернами, которые ориентированны в направлении интенсивного течения металла (рис. 1.5).

1.2.2 Способы обработки металлов давлением

Прокатка

Из [19] известно, что в настоящее время прокатке подвергается почти 90 % всей выплавляемой стали и значительная часть цветных металлов.

Прокатка вид обработки давлением, при котором исходная заготовка – слиток или отливка под действием сил трения непрерывно втягивается между вращающимися валками и пластически деформируется с уменьшением

толщины и увеличением длины, а иногда ширины. В зависимости от формы и расположения валков и заготовок по отношению к ним различают следующие основные виды прокатки: продольная, поперечная и поперечно – винтовая.

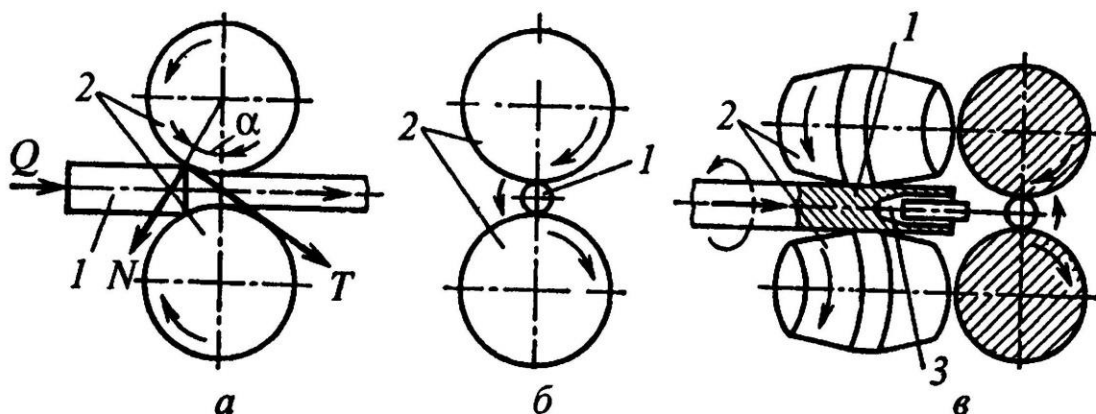


Рис. 1.6 Схема основных видов прокатки: а – продольная; б – поперечная; в – поперечно-винтовая

При продольной прокатке (рис.1.6, а) заготовка 1 деформируется между двумя валками 2, вращающимися в разные стороны, и перемещается в направлении, перпендикулярном осям валков.

При поперечной прокатке (рис.1.6, б) валки 2 вращаются в одном направлении, а заготовка 1, имеющая форму тела вращения, перемещается параллельно осям валков и обжимается по образующей с увеличением длины и уменьшением площади поперечного сечения.

При поперечно-винтовой прокатке (рис.1.6, в) валки 2 расположены под углом друг к другу, вращаются в одну сторону и при обжатии заготовки 1 сообщают ей вращательное и поступательное движения. В процессе прокатки во всех случаях перемещение заготовки между валками обеспечивается наличием контактного трения между обрабатываемой заготовкой и рабочей поверхностью валков [19].

Для нормального протекания процесса, особенно для его начала в период захвата, необходима определенная величина сил трения. Со стороны валков на заготовку действуют нормальные силы N и сила трения T . Для соблюдения условий захвата и перемещения заготовки в направлении прокатки необходимо, чтобы тангенс угла захвата был меньше коэффициента трения.

При горячей прокатке стали гладкими валками угол захвата равен $15 - 24^\circ$, при холодной – $5 - 8^\circ$.

Таким образом, степень обжатия заготовки при прокатке в значительной степени определяется углом захвата или коэффициентом трения между валками и заготовкой. Для его увеличения часто на поверхность валков наносят риски, рифления, специальные наплавочные валики, повышая тем самым допустимую величину абсолютного обжатия.

Инструментом прокатки являются валки, которые могут быть гладкими для проката листов, полос и т. д. либо с фигурными вырезами – ручьями [19].

Упрочняющие и разупрочняющие процессы при обработке давлением протекают во времени с определенными скоростями, обусловленными условиями деформации (температура, скорость и степень деформации) и природой деформируемого металла это стоит учитывать при выборе температуры прокатки.

В зависимости от того, какой процесс будет преобладающий, результаты деформации будут различны. Различают горячую, теплую и холодную деформацию.

Рекристаллизация при горячей деформации (с полным разупрочнением) успевает произойти полностью. В результате горячей деформации в металле получается полностью рекристаллизованная и равноосная микроструктура при отсутствии каких-либо следов упрочнения.

Рекристаллизация при теплой деформации (с неполным разупрочнением) протекает не полностью. При теплой деформации, а также после окончания деформации в металле одновременно имеют место

микроструктуры двух разных типов: рекристаллизованная (с равноосными зернами) и нерекристаллизованная (с вытянутыми зернами). Наличие рекристаллизованных зерен наряду с деформированными приводит к увеличению неравномерности деформации, которая способствует уменьшению пластичности металла и увеличению вероятности разрушения. Металл, подвергнутый тепловой деформации, имеет значительные по величине остаточные напряжения, которые могут при недостаточной пластичности вызвать его разрушение.

Рекристаллизация и возврат при холодной деформации (с полным упрочнением) полностью отсутствуют, и деформированный металл имеет все признаки упрочнения. Холодная деформация протекает при температурах, меньших температуры начала возврата. Таким образом, температурно-скоростные условия оказывают существенное влияние на строение деформированного металла.

Ковка

Вид обработки давлением, при котором исходную заготовку деформируют универсальным инструментом – бойками называется ковкой. При этом течение металла в стороны перпендикулярно действующему усилию не ограничивается. Основное предназначениековки это придание заготовке формы, которая приближается к форме готовой детали. Дополнительно к этому при ковке литого металла улучшаются механические свойства исходной заготовки.

Основными операциямиковки является: осадка, пробивка, протяжка, прошивка, гибка, а также скручивание, отрубка и кузнечная сварка [18].

Процесс, в результате которого происходит уменьшение высоты заготовки и увеличении площади поперечного сечения, называется осадкой (рис. 1.7, а). Осадку производят бойками или осадочными плитами. Во избежание возможного изгиба заготовки не рекомендуется осаживать заготовки, у которых отношение высоты к диаметру или к меньшей стороне

поперечного сечения больше 2,5. Как понятно из определения, осадку применяют в основном для увеличения площади поперечного сечения поковки.

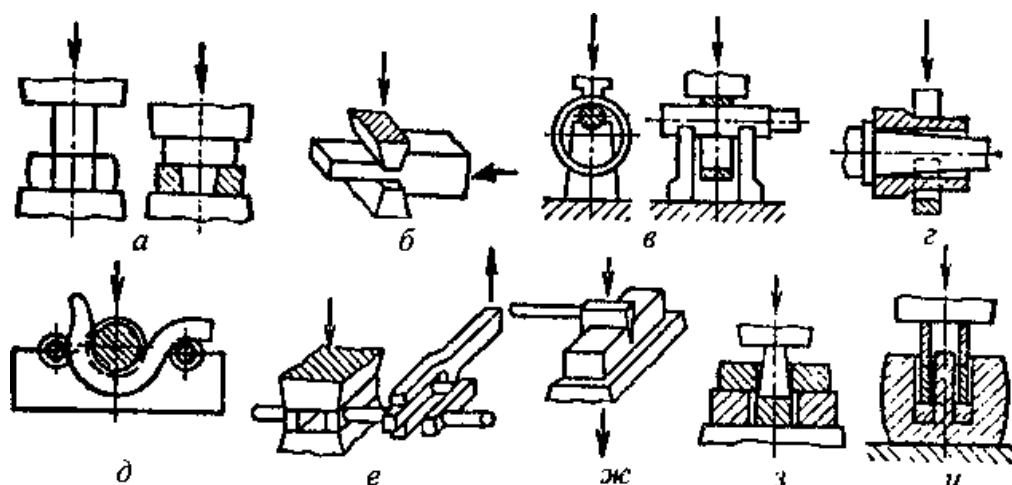


Рис. 1.7 Операцииковки: а – осадка, б – протяжка; в – раскатка; г – протяжка на оправке; д – гибка; е – закручивание; ж – рубка; з – пробивка; и – прошивка

Удлинение заготовки или ее части за счет уменьшения площади поперечного сечения называется протяжкой (рис. 1.7, б). Протяжка осуществляется последовательными обжатиями отдельных участков заготовки, примыкающих друг к другу, при ее подаче вдоль оси.

Существующие разновидности протяжки: раскатка (рис. 1.7, в) и протяжка на оправке (рис. 1.7, г). Увеличение диаметра кольцевой заготовки при вращении за счет уменьшения ее толщины с помощью бойка и оправки называют раскаткой. При раскатке ширина кольца несколько увеличивается. Плоский боек, оправка и люнет служат инструментами для раскатки.

Увеличение длины прошитой или просверленной заготовки за счет обжатия ее по обе стороны оправки двумя бойками (нижним вырезным и верхним плоским или обоими вырезными бойками) называют протяжкой на оправке. При такой протяжке наружный диаметр и толщина стенок заготовок уменьшаются. Раскаткой изготавливают поковки колец, а протяжкой на оправке – поковки сосудов высокого давления, стволов орудий и др.

Образование или изменение углов между частями заготовки или придание ей криволинейной формы называют гибкой (рис. 1.7, д). Ее проводят с помощью различных приспособлений, опор и в подкладных штампах.

Поворот части заготовки вокруг продольной оси называют скручиванием (рис. 1.7, е). Осуществляют ее, например, при развороте колен коленчатых валов.

Полное отделение части заготовки по незамкнутому контуру путем внедрения в заготовку деформирующего инструмента называют рубкой (рис. 1.7, ж). Рубку осуществляют топорами для удаления прибыльной и донной частей слитка, лишних концов поковки или для разделения длинной поковки на более короткие части.

Образование в заготовке отверстия с удалением материала в отход путем сдвига называют пробивкой (рис. 1.7, з). Отверстия диаметром до 500 мм пробивают сплошным прошивнем с применением подкладного кольца, а отверстия большего диаметра прошивают полым прошивнем, применяя в случае высокой заготовки надставки. Часть металла удаляют при этом вместе с прошивнем.

Получение полостей в заготовке за счет вытеснения материала называют прошивкой (рис. 1.7, и). Она служит самостоятельной операцией для образования отверстия либо подготовительной операцией для последующей раскатки или протяжки заготовки на оправке.

Образование неразъемного соединения под действием давления в нагретом состоянии называют кузнечной сваркой. Эта операция применяется редко в связи с развитием новых видов сварки.

Для получения мелких поковок в качестве заготовок применяют прокат. Он имеет вид полупродукта или сортового профиля круглого либо квадратного сечения. А при получении крупных поковок массой от нескольких сотен килограммов до 300 т. (валы гидротурбин, турбинные

диски, валки прокатных станов) в качестве заготовок используют слитки массой до 350 т.

Микро- и дислокационная структура металла послековки (как и после штамповки) не является окончательной, она определяется последующей термообработкой поковок. Термообработка облегчается, если поковки послековки имеют более мелкое зерно, это играет роль при термообработке крупных поковок. Все участки нагретой заготовки должны быть прокованы для измельчения зерен, поскольку зерна увеличиваются при нагреве до ковочных температур, поэтому и ковку следует заканчивать при температурах, близких к нижнему пределу ковочных температур, чтобы избежать роста зерен послековки в остывающей поковке.

Выше были рассмотрены известные [19] способы промышленного получения заготовок сталей. Существует иной подход, который, предложен Салищевым Г.А. [20, 21], заключающийся во всесторонней ковке. Данный метод позволяет получать массивные заготовки с ультрамелкозернистой структурой. Метод заключается в проведении многоэтапной деформации в изотермических условиях (рис.1.8).

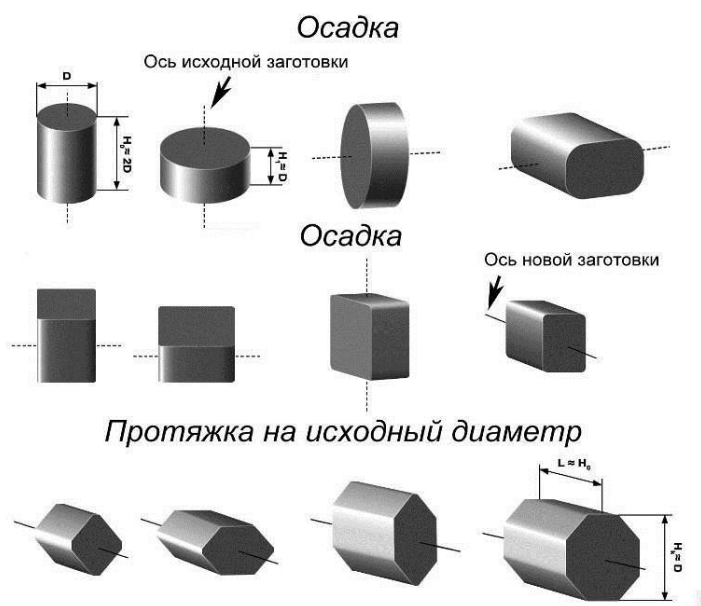


Рис. 1.8 Схема всесторонней ковки

Этапы обработки состоят из нескольких высотных осадок заготовки со степенью деформации 40–60% и последующей ее протяжки на исходный размер. Поворот заготовки после каждого цикла осадки осуществляется так, чтобы ось ее симметрии была повернута на 90° по отношению к оси предыдущего цикла. Для обеспечения на каждом этапе обработки формирования однородной структуры за счет прохождения в материале фрагментации и динамической рекристаллизации подбирается температурно-скоростной интервал деформации [22]. Важное преимущество метода состоит в возможности равномерно прорабатывать все стороны заготовки и отсутствии необходимости изготовления специального инструмента для деформирования. Недостатком метода является ограничение степени деформации, вносимой в материал за одну операцию осадки, связанное с необходимостью сохранения начальной формы объемной заготовки.

Существует более простой метод многократной осадки или по-другому его еще называют «abc» деформация [23]. Суть метода заключается в многократной осадке заготовки с поворотом заготовки на 90° относительно оси приложения нагрузки (рис. 1.9). При этом размер образцов выбирается таким образом, чтобы соотношение размеров сторон образца составляло 1,5:1,22:1,0, что позволяет проводить деформацию осадкой с поворотом образца на 90° без изменения геометрических размеров в процессе обработки.

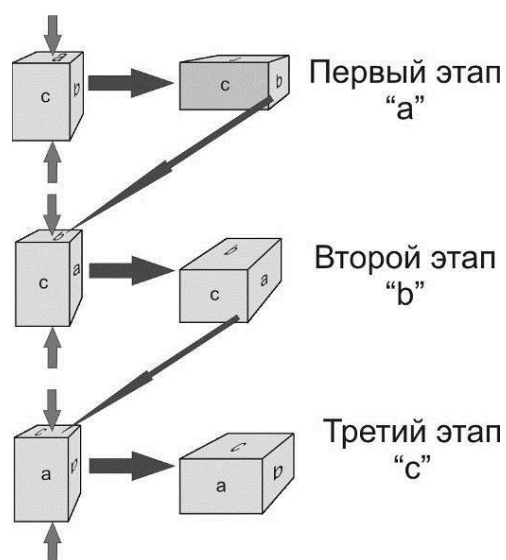


Рис. 1.9 Схема «abc» деформации

Из достоинств данной схемы можно выделить:

- простота реализации, поскольку используется стандартное оборудование,
- удобство с методической точки зрения, поскольку есть возможность отслеживать изменение механического поведения материала (регистрация процесса в координатах время-усилие), а деформация может быть прервана в любой момент для анализа микроструктуры.

1.3 Динамическая рекристаллизация

Исследование процессов динамической рекристаллизации связано с определенными трудностями. В случае горячей деформации не всегда удается отличить структурные изменения, происшедшие непосредственно во время деформации, от изменений при охлаждении образца после деформации. При горячей деформации со скоростями, обычно применяемыми на практике, достаточно пребывания материала при высокой температуре по завершении деформации в течение долей секунды, чтобы в нем произошли серьезные структурные изменения по сравнению с состоянием сразу после деформации [24].

Если наличие ориентированного вытянутого исходного зерна после деформации на установившейся стадии можно считать признаком отсутствия рекристаллизации и прохождения динамической полигонизации, то наличие равноосного зерна в тех же условиях не свидетельствует однозначно о протекании динамической рекристаллизации. Равноосное зерно могло образоваться в ходе статической рекристаллизации при охлаждении.

Подтверждением прошедшей динамической рекристаллизации в поликристаллических образцах может служить наличие внутри равноосных зерен деформационной субструктуры (субзерна, искаженные двойники отжига, повышенная плотность дислокаций). Такая субструктура формируется в рекристаллизованных зернах, образовавшихся на ранних стадиях деформации, при ее продолжении.

Поэтому, чтобы установить, что структурные изменения связаны с собственно динамической рекристаллизацией, следует резко охлаждать образцы немедленно после деформации [24].

Во многих практически используемых сталях и сплавах в ходе даже очень быстрого охлаждения после горячей деформации проходят фазовые превращения, что дополнительно затрудняет изучение динамической рекристаллизации.

При горячей деформации бывает трудно металлографически отличить исходные зерна от рекристаллизованных, когда размер последних близок к размеру исходных.

Процессы динамической рекристаллизации во многом подобны процессам статической рекристаллизации, но имеют и отличия, связанные с наложением помимо температуры еще и деформации и напряжений.

Целесообразно отметить следующие особенности динамической рекристаллизации:

Обычно считается, что прохождению динамической рекристаллизации соответствует тип диаграммы горячей деформации с «пиком» напряжения течения при переходе к установившейся стадии деформации. Это не совсем

так. Как уже отмечалось выше, такой тип диаграммы нередко встречается и в случае разупрочнения по механизму динамической полигонизации на установившейся стадии. Можно говорить о том, что вероятность появления «пика» напряжения течения на кривой σ - ϵ в случае динамической рекристаллизации больше, чем в случае динамической полигонизации. Но однозначного соответствия типа диаграмм горячей деформации механизму структурного разупрочнения на установившейся стадии нет. Необходим дополнительный структурный анализ. Только лишь осцилляцию напряжения течения на установившейся стадии деформации можно надежно считать проявлением процесса динамической рекристаллизации.

Для начала динамической рекристаллизации необходима критическая деформация ϵ_k .

Механизм зарождения динамически рекристаллизованных зерен такой же, как при статической рекристаллизации. Зарождение часто идет по границам исходных деформированных зерен, т. е. по механизму Бейли – Хирша. Из-за градиента плотности дислокаций по обе стороны от границы зерен во время деформации возникают «выступы», или «языки», которые при определенных обстоятельствах могут стать зародышами рекристаллизации.

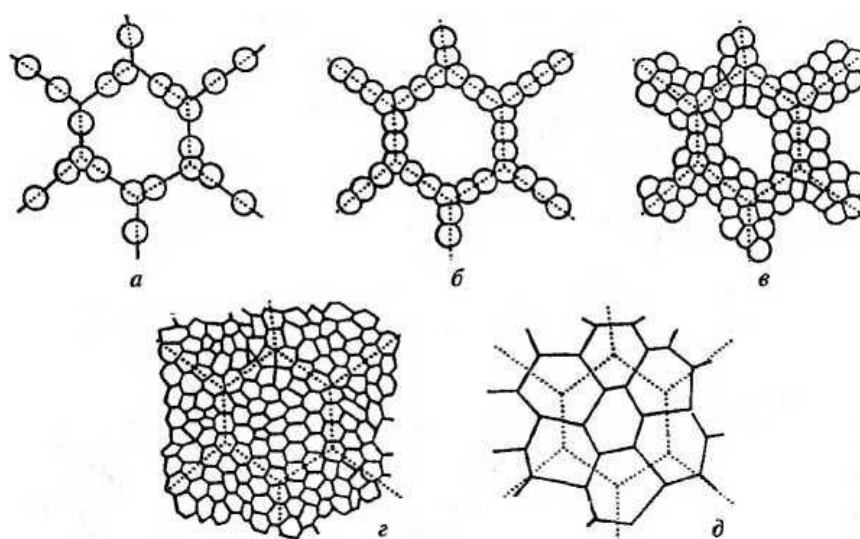


Рис. 1.10 Схема структурообразования в ходе динамической рекристаллизации: а-г – большое исходное зерно; д – мелкое исходное зерно

Следует различать два случая: когда исходное зерно намного больше динамически рекристаллизованного и когда они отличаются не слишком сильно. В первом случае динамическая рекристаллизация протекает постепенно. Сначала рекристаллизация идет по границам исходных зерен (рис. 1.10, а). Когда места зарождения по исходным границам исчерпаны (рис. 1.10, б), зарождение продолжается на границах новых динамически рекристаллизованных зерен (рис. 1.10, в), вплоть до полной рекристаллизации всего деформируемого объема материала (рис. 1.10, г). В случае небольшой разницы размеров исходного и динамически рекристаллизованного зерна все новые зерна появляются практически одновременно, так как достаточно мест зарождения на исходных деформированных границах зерен (рис. 1.10, д) [24].

Общая последовательность процессов структурообразования при горячей деформации.

Выявленные закономерности процессов структурообразования при горячей деформации о.ц.к. и г.ц.к. поликристаллов и полученные КСС для основных классов сталей при деформации сжатием, кручением и прокаткой показали, что при различных схемах деформации в условиях близких истинных температур, степеней, и скоростей деформации формируется подобные структуры, что позволило определить общую последовательность стадий: горячий наклеп (ГН) – неустановившаяся динамическая полигонизация (НДП) – установившаяся динамическая полигонизация (УДП) — динамическая собирательная полигонизация (ДСП) – динамическая рекристаллизация (ДР) – динамическая собирательная рекристаллизация (ДСР) (или динамический рост зерен) (рис. 1.11) [24]. Эта последовательность характерна для внутризеренных процессов при всех значениях исходного зерна. Следует только помнить, что с уменьшением зерна и скорости деформации возрастает вклад приграничного скольжения дислокаций в общую деформацию.

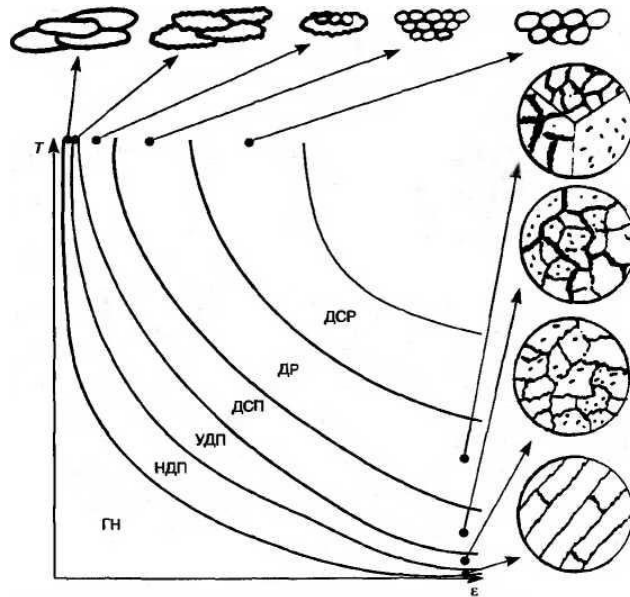


Рис. 1.11 Общая схема структурных процессов при горячей деформации

При пониженных температурах, когда не развиваются динамическая и статическая (в паузах) рекристаллизации, конечная структура при дробной деформации в первом приближении соответствует суммарной степени деформации, для которой и следует строить КСС. В случае высоких температур следует использовать КСС при $E \sim 0,2...0,3$, что соответствует деформации за один проход в реальных условиях.

Температурный порог динамической рекристаллизации повышается при уменьшении скорости и степени деформации на установившейся стадии, увеличении размера исходного зерна и энергии дефектов упаковки, уменьшении содержания углерода, легировании Si, Cr, Mo, Co и особенно – V и Nb [24].

Следует помнить, однако, что описываемая последовательность процессов структурообразования не связана с дискретной сменой одного механизма другим. При деформации обычно накладываются два или несколько процессов структурообразования и, следовательно, можно говорить о какой-либо преобладающей структуре.

1.4 Постановка задач исследования

В настоящее время отечественные компании наметили тенденцию перевода добывающих и перерабатывающих предприятий в зоны суровых климатических условий – за Северный полярный круг. Для освоения Арктического шельфа растет необходимость в исследованиях и разработках новых конструкционных материалов, которые могли бы использоваться при пониженных температурах. Одним из перспективных в этом отношении материалов являются аустенитные нержавеющие стали, которые демонстрируют высокую коррозионную стойкость и высокую ударную вязкость даже при криогенных температурах. Анализ литературных данных показывает, что большой интерес вызывают аустенитные стали, легированные азотом, которые демонстрируют наилучшие свойства. Несмотря на большой объем исследований, не достаточно внимания уделено повышению прочностных свойств таких сталей. Имеющиеся литературные данные показали, что наиболее простым и эффективным способом получения материалов с высокими свойствами является деформационная обработка, основанная на интенсивной пластической деформации и воздействия температур. Исследование влияния различных деформационных обработок в широком температурном интервале на микроструктуру аустенитной нержавеющей стали 03X22Н10АГ6М2 представляет практический интерес. Управление параметрами микроструктуры и понимание процессов формирования различных типов структур позволит разработать научные основы технологии для обработки аустенитной нержавеющей стали 03X22Н10АГ6М2 с необходимым уровнем механических свойств.

В соответствии с вышеизложенным, сформулированы следующие цель и задачи.

Цель работы: изучить влияние различных деформационно – термических обработок на микроструктуру и механические свойства аустенитной коррозионностойкой стали 03X22Н10АГ6М2.

Данная цель была достигнута путем решения следующих задач:

1. Исследование влияния температуры прокатки на микроструктуру и механические свойства аустенитной коррозионностойкой стали 03X22H10AG6M2;
2. Исследование влияния режимов многократнойковки на микроструктуру и механические свойства аустенитной коррозионностойкой стали 03X22H10AG6M2.

Глава 2 Материал и методики исследования

2.1 Материал исследования

Для проведения исследований была выбрана коррозионностойкая сталь аустенитного класса 03X22H10AG6M2, химический состав которой представлен в таблице 2.1. Данный химический состав был разработан в лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов БелГУ в рамках реализации проекта №14.575.21.0070. Сталь отлита в федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт машиностроения».

Таблица 2.1

Химический состав стали 03X22H10AG6M2

Fe	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Si
Ост.	0,025 %	22 %	10,2 %	1,9 %	0,36 %	6,2 %	0,34 %

Материал исследования был подвергнут гомогенизационному отжигу при 1000 °С в течение 8 часов, затем проводилась прокатка в пруток при температуре 1100 °С за несколько проходов до суммарной деформации 40% с последующим охлаждением в воде. Полученная микроструктура (рис. 2.1) представляет собой равноосные зерна со средним размером 15 ± 1 мкм, плотность дислокаций в данном состоянии составляет $6,1 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$. Границы, угол разориентировки которых составляет более 15 градусов, показаны черным цветом, а границы с углом разориентировки от 2 до 15 градусов - белым цветом, их доля составляет 0,08. Доля большеугловых границ в такой структуре составляет 0,92, из них доля специальных границ или границ двойникового типа $\Sigma 3$ равна 0,43.

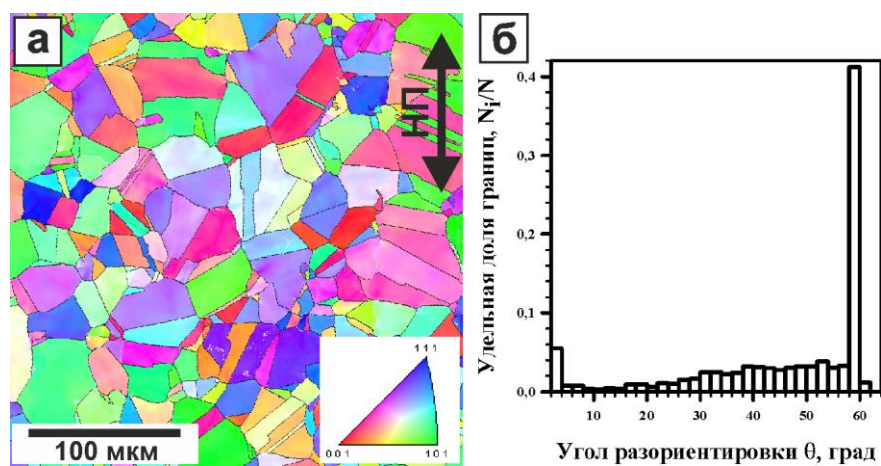


Рис. 2.1 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 в исходном состоянии после прокатки при температуре 1100 °С: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Такая микроструктура свидетельствует о полном прохождении процессов рекристаллизации в стали 03X22H10AG6M2 при данной температуре прокатки. Данное состояние было принято за исходное при последующих прокатках при 1000 °С, 950 °С, 800 °С и 700 °С.

В качестве исходной для многократной ковки стали 03X22H10AG6M2 при 800 °С была выбрана микроструктура (рис. 2.2), полученная в результате отжига при 1100 °С в течение 1 часа и последующей протяжки при температуре 1100 °С до истинной степени деформации $\epsilon=1,2$, с охлаждением в воде. Полученная микроструктура представляет собой деформированные зерна со средним размером 10 ± 1 мкм, плотность дислокаций в данном состоянии составляет $1,8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Доля малоугловых границ в такой структуре составляет 0,78, в то время как доля большеугловых границ составляет 0,22, из них доля специальных границ или границ двойникового типа $\Sigma 3$ равна 0,024.

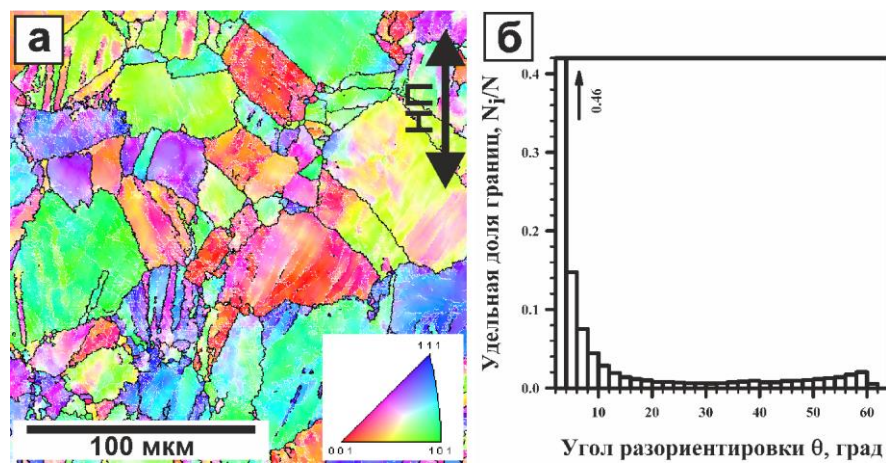


Рис. 2.2 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 в исходном состоянии после протяжки при температуре 1100 °С: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

В качестве исходной для многократнойковки стали 03X22H10AG6M2 с понижением температуры была выбрана микроструктура (рис. 2.3), полученная в результате отжига при 1100 °С в течение 1 часа и последующей протяжке при температуре 1100 °С до истинной степени деформации $\epsilon=1,2$, с охлаждением в воде. После протяжки был произведен отжиг при температуре 1050 °С в течение 25 минут с охлаждением в воде.

В результате отжига стали 03X22H10AG6M2 после протяжки снизилась плотности дислокаций до $2,4 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$ и сформировалась структура, характеризующаяся равноосными зернами, со средним размером $10 \pm 1 \text{ мкм}$.

Доля большеугловых после отжига увеличилась до 0,99, в то время как произошло снижение доли малоугловых границ до 0,01 и увеличение доли специальных границ или границ двойникового типа $\Sigma 3$ до 0,46.

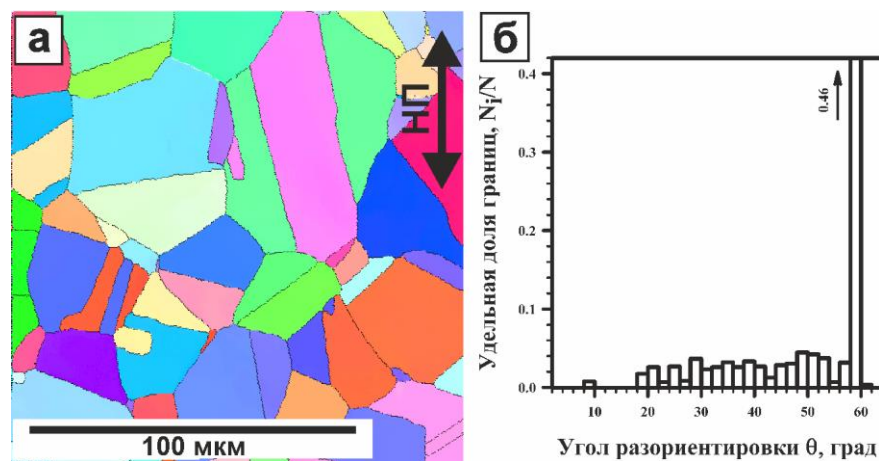


Рис. 2.3 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 в исходном состоянии после протяжки при температуре 1100 °С и отжига при температуре 1050 °С: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

2.2 Методики исследования

2.2.1 Методика деформационно – термической обработки

2.2.1.1 Прокатка

Перед обработкой заготовки аустенитной коррозионностойкой стали 03X22H10AG6M2 были подвергнуты гомогенизационному отжигу при температуре 1000 °С в течение 8 часов с последующим охлаждением на воздухе.

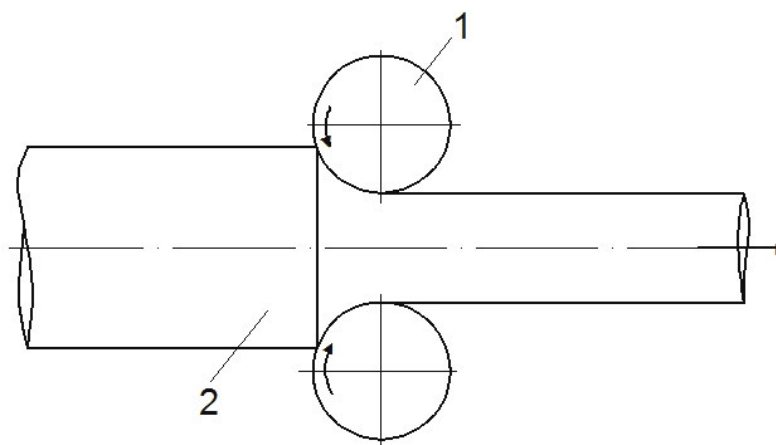


Рис. 2.4 Схема продольной прокатки: 1 – валки, 2 – заготовка

Схема проведения продольной прокатки представлена на рис. 2.4. Прокатку стальных образцов исходного сечения $50 \times 50 \text{ мм}^2$ проводили на прокатном стане фирмы Hankook M-Tech Industries CO LTD марки 2 HI Rolling Mill Drawing в несколько проходов с поворотом на 90° , предварительно нагревая заготовки в муфельной печи. Сначала заготовки аустенитной коррозионностойкой стали 03X22H10AG6M2 были прокатаны при температуре 1100°C с последующим охлаждением в воде. Далее производилась резка заготовки пополам и прокатка при температурах 1000°C и 950°C с последующим охлаждением в воде. После этого заготовка, прокатанная при 950°C , разрезалась пополам и проводили прокатку при температурах 800°C и 700°C .

2.2.1.2 Многократная ковка

Многократная ковка аустенитной коррозионностойкой стали 03X22H10AG6M2 проводилась методом многократнойковки со сменой оси деформации на универсальной испытательной машине Instron 300LX усилием 30 тонн. Для регистрации диаграммы в процессе многократнойковки использовали призматические образцы размерами $15 \times 12,2 \times 10 \text{ мм}^3$. Данное соотношение размеров позволяет проводить многократную ковку

осадкой с поворотом образца на 90 градусов в каждом проходе (рис. 2.5) вокруг трех взаимно перпендикулярных осей и при этом практически без изменения геометрических размеров.

Было выбрано два режима: многократная ковка при 800 °С и многократная ковка с понижением температуры.

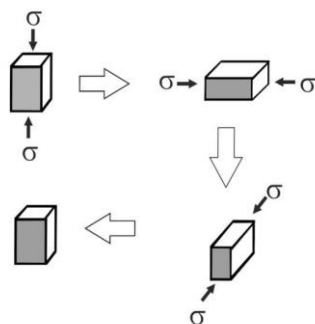


Рис. 2.5 Схема многократной ковки стали 03Х22Н10АГ6М2

Многократная ковка при 800 °С.

Многократную ковку проводили при температуре 800 °С с поворотом образца на 90 градусов при каждом проходе. За один проход истинная степень деформации составляла $\varepsilon=0.4$. Испытания продолжались до достижения суммарных степеней деформации $\varepsilon=0.4, 0.8, 1.2, 2$ и 4 , с последующей мгновенной закалкой. Скорость деформации составляла 10^{-3} с^{-1} .

Многократная ковка с понижением температуры.

Обработку проводили в диапазоне температур 1050-800 °С с поворотом образца на 90 градусов, при каждом проходе суммарная степень деформации возрастала на $\varepsilon=0.4$, а температура снижалась на 50 °С. Для фиксации структуры осуществлялась мгновенная закалка. Скорость деформации составляла 10^{-3} с^{-1} .

2.2.2 Электронно–микроскопический анализ

Микроструктура после деформации была изучена с использованием современных методов исследования структуры, а именно, анализ картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) на сканирующем электронном микроскопе. Исследования выполняли с помощью растрового электронного микроскопа Quanta-600 при ускоряющем напряжении 20 кВ.

После деформационно-термической обработки образцы были механически утонены до толщины ~100-120 мкм. Механическая обработка образцов была осуществлена на шлифовальном станке фирмы Struers для ручной шлифовки и полировки LaboPol – 5, с использованием шлифовальных кругов с абразивностью 320, 500, 800, 1000.

После механической шлифовки образцов вырезался диск диаметром 3 мм, на котором проводилось окончательное утонение методом струйной полировки на установке Tenipol-5 в электролите состава: 90 % уксусной кислоты и 10 % хлорной кислоты.

Методика EBSD-анализа заключается в следующем. Образец, наклоненный на угол 70° , помещается в растровый электронный микроскоп (РЭМ). Микроскоп переводится в режим работы с минимальным размером пучка электронов, и исследуемая поверхность подвергается автоматическому пошаговому сканированию с заданным шагом. Дифрагированные электроны, обратно рассеянные от каждой точки сканирования, формируют дифракционную Кикучи-картину на флуоресцентном экране, установленном внутри камеры микроскопа, с которого, в свою очередь, изображение передается на цифровую видеокамеру. Дифракционные картины с каждой из точек сканирования усредняются, оцифровываются и автоматически индуцируются. Процесс повторяется до тех пор, пока не будет отсканирована заданная площадь. Таким образом воспроизводится пространственное распределение ориентировок кристаллитов на исследуемой поверхности шлифа.

Обработка полученных изображений осуществлялась с использованием программного обеспечения OIM EDAX TSL ver.6.

$$D = \sum d_i/n \quad (2.1)$$

Средний размер зерна D определяли по формуле 2.1, где d_i - размер i -го зерна, n - число измеренных зерен.

Расчет плотности дислокации по EBSD снимкам производился по формуле 2.2:

$$\rho_{\text{EBSD}} = 1.15 \times \frac{\theta_{\text{КАМ}}}{bh} \quad (2.2)$$

b - вектор Бюргерса

h – шаг сканирования

$\theta_{\text{КАМ}}$ – среднее значение локальных искажений решетки

2.2.3 Испытание на растяжение

Механические испытания образцов стали 03Х22Н10АГ6М2 после прокатки и многократнойковки проводились в соответствии с ГОСТ 1497-84 [28] на универсальной разрывной машине Instron 5882 при комнатной температуре со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} . По результатам испытания образцов оценивали предел текучести ($\sigma_{0.2}$), предел прочности (σ_B) и относительное удлинение (δ).

Вырезку образцов проводили на проволочно-вырезном станке AQ300L. Образцы вырезали вдоль продольной оси стальных поковок. При изготовлении образцов принимали меры, исключая возможность изменения свойств стали при нагреве или наклепе, возникающие в результате

механической обработки. Затем образцы отшлифованы и отполированы с помощью оборудования «Struers».

Метод заключается в том, что образец закрепляется в захватах машины и под действием приложенной нагрузки растягивается, а в последствии разрывается. Результатом испытания является диаграмма нагрузка – удлинение, по которой были рассчитаны характеристики: предел прочности σ_B , предел текучести $\sigma_{0,02}$, удлинение в %.

2.2.4 Испытание на ударный изгиб при пониженных и комнатных температурах

Ударная вязкость характеризует надежность материала, его способность сопротивляться хрупкому разрушению. Испытание проводили по ГОСТ 9454-78 [29] на образцах с надрезами определенной формы и размеров. Образец устанавливают на опорах копра надрезом в сторону, противоположную удару ножа маятника, который поднимают на определенную высоту. Схема испытания представлена на рисунке 2.6.

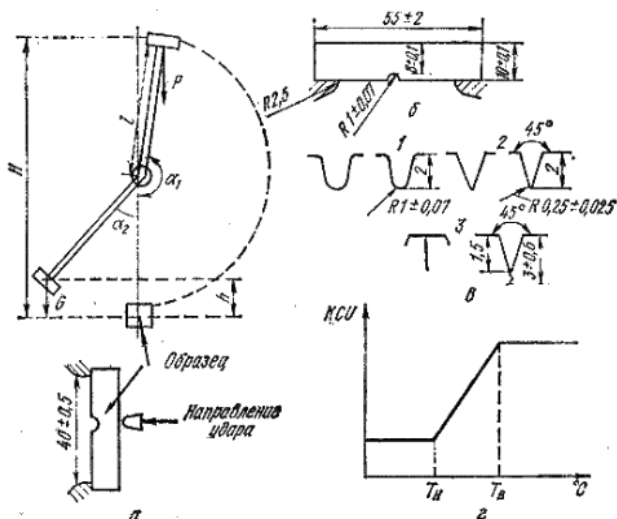


Рис. 2.6 Схема испытания на ударную вязкость: а – схема маятникового копра; б – стандартный образец с надрезом; в – виды концентраторов напряжений; г – зависимость вязкости от температуры

На разрушение образца затрачивается работа:

$$A = P(H - h), \quad (2.3)$$

где P – вес маятника, H – высота подъема маятника до удара, h – высота подъема маятника после удара.

Характеристикой вязкости является удельная работа разрушения:

$$a_x = \frac{A}{F_0}, \quad (2.4)$$

где F_0 - площадь поперечного сечения в месте надреза [30].

Ударную вязкость КСУ определяли на стандартных образцах сечением $10 \times 10 \text{ мм}^2$ и длиной 55 мм с использованием маятникового копра «InstronIMP460».

При испытании использовалось по два образца на каждую температуру, для более точного определения ударной вязкости стали 03Х22Н10АГ6М2.

2.3 Техника безопасности

Работа на производстве всегда имеет множество факторов опасных для здоровья и жизни работника.

В ГОСТ 12.0.003-74 [31] все вредные и опасные производственные факторы по природе действия подразделяются на 4 группы:

1. Химические факторы. Они включают раздражающие, токсичные, канцерогенные (вызывающие рак), мутагенные, сенсibiliзирующие (вызывающие аллергию) и факторы, влияющие на репродуктивную деятельность.

2. Биологические факторы подразделяют на патогенные микроорганизмы и микроорганизмы (животные, растения).

3. Физические факторы. К ним относят движущиеся части механизмов, понижение или повышение температуры поверхности оборудования, понижение или повышение температуры воздуха, повышенная загазованность или запыленность воздуха, повышенная влажность воздуха, повышенная скорость движения воздуха, повышенный уровень вибрации, повышенный уровень шума, недостаток освещенности, пониженная контрастность, повышенный уровень излучения (лазерное, электромагнитное, ионизирующее, УФ), поражение электрическим током и т.д.

4. Психофизиологические факторы разделяют на физическую (статистическая и динамическая) и нервно-психическую перегрузки (перенапряжение анализаторов, умственное перенапряжение, эмоциональные перегрузки, монотонность труда).

Общие правила техники безопасности в лаборатории:

1. Работать в лаборатории необходимо в халате, защищая одежду и кожу от попадания и разъедания реактивами и обсемененности микроорганизмами.

2. Каждый должен работать на закрепленном за ним рабочем месте. Переход на другое место без разрешения преподавателя не допускается.

3. Рабочее место следует поддерживать в чистоте, не загромождать его посудой и побочными вещами.

4. Студентам запрещается работать в лаборатории без присутствия преподавателя или лаборанта, а также в неустановленное время без разрешения преподавателя.

5. До выполнения каждой лабораторной работы можно приступить только после получения инструктажа по технике безопасности и разрешения преподавателя.

6. Приступая к работе, необходимо: осознать методику работы, правила ее безопасного выполнения; проверить соответствие взятых веществ тем веществам, которые указаны в методике работы.

7. Опыт необходимо проводить в точном соответствии с его описанием в методических указаниях, особенно придерживаться очередности добавления реактивов.

8. Для выполнения опыта пользоваться только чистой, сухой лабораторной посудой; для отмеривания каждого реактива нужно иметь мерную посуду (пипетки, бюретки, мензурку, мерный цилиндр или мерный стакан); не следует выливать избыток налитого в пробирку реактива обратно в емкость, чтобы не испортить реактив.

9. Если в ходе опыта требуется нагревание реакционной смеси, надо следовать предусмотренным методическим указаниям способа нагрева: на водяной бане, на электроплитке или на газовой горелке и др. Сильно летучие горючие вещества опасно нагревать на открытом огне.

10. Пролитые на пол и стол химические вещества обезвреживают и убирают под руководством лаборанта (преподавателя) в соответствии с правилами.

11. При работе в лаборатории следует соблюдать следующие требования: выполнять работу нужно аккуратно, добросовестно, внимательно, экономно, быть наблюдательным, рационально и правильно использовать время, отведенное для работы.

12. По окончании работы следует привести в порядок свое рабочее место: помыть посуду, протереть поверхность рабочего лабораторного стола, закрыть водопроводные краны, выключить электрические приборы.

Правила техники безопасности в лаборатории при работе с кислотами и щелочами:

1. Кислоты и щелочи в большинстве относятся к веществам повышенного класса опасности и способны вызвать химические ожоги и

отравления. Поэтому необходимо внимательно следить за тем, чтобы реактивы не попадали на лицо, руки и одежду.

2. Не ходить по лаборатории с концентрированными кислотами и щелочами, а наливать их только в отведенном для этого месте.

3. Разливать концентрированную азотную, серную и соляную кислоты следует только при включенной вентиляции в вытяжном шкафу.

4. Запрещается набирать кислоты и щелочи в пипетку ртом. Для этого следует применять резиновую грушу и прочее оборудование для отбора проб.

5. Для приготовления растворов серной, азотной и других кислот необходимо их приливать к воде тонкой струей при непрерывном перемешивании, а не наоборот. Приливать воду в кислоту запрещается!

6. Растворять твердые щелочи следует путем медленного добавления их небольшими кусочками к воде при непрерывном перемешивании. Кусочки щелочи нужно брать только щипцами.

7. При смешивании веществ, которое сопровождается выделением тепла, необходимо пользоваться термостойким толстостенной стеклянной или фарфоровой посудой.

8. Разлитые кислоты или щелочи необходимо немедленно засыпать песком, нейтрализовать, и только после этого проводить уборку.

9. При попадании на кожу или одежду кислоты, надо смыть ее большим количеством воды, а затем 3-5 % раствором пищевой соды или разбавленным раствором аммиака.

10. При попадании на кожу или одежду щелочи, после смывания ее большим количеством воды, нужно провести обработку 2-3 % раствором борной, лимонной или уксусной кислотами.

11. Вещества, фильтры, бумагу, использованные при работе, следует выбрасывать в специальное ведро, концентрированные растворы кислот и щелочей также сливать в специальную посуду.

Правила техники безопасности в лаборатории с химической посудой:

1. Основным травмирующим фактором, который связан с использованием стеклянной посуды, аппаратов и приборов, являются острые осколки стекла, способные вызвать порезы тела работающего, а также ожоги рук при неосторожном обращении с нагретыми до высокой температуры частями стеклянной посуды.

2. Размешивать реакционную смесь в сосуде стеклянной палочкой или шпателем надо осторожно, не допуская разлома сосуда. Держать сосуд при этом необходимо за ее горловину.

3. Перенося сосуды с горячей жидкостью, надо держать их двумя руками: одной – за дно, другой – за горловину, используя при этом полотенце (чтобы избежать ожогов кистей и пальцев рук).

4. При закрывании толстостенной посуды пробкой следует держать ее за верхнюю часть горловины. Нагретый сосуд нельзя закрывать притертой пробкой пока он не охладится.

5. В опытах с нагревом необходимо пользоваться посудой, которая имеет соответствующую маркировку.

6. В случае пореза стеклом нужно сначала внимательно осмотреть рану и извлечь из нее осколки стекла, если они есть, а затем обмыть раненное место 2 % раствором перманганата калия, смазать йодом и завязать бинтом или клеить лейкопластырем.

Меры первой помощи при отравлениях органическими веществами:

Эфиром, хлороформом, спиртом. Свежий воздух. Внутрь 0,03 г фенамина или 0,1 г коразол, или 30 капель кордиамина, или 0,5 г камфоры. Искусственное дыхание и вдыхание кислорода.

Меры первой помощи при отравлениях неорганическими веществами:

Азотной кислотой. Свежий воздух, покой, тепло. Вдыхание кислорода. Сульфадимезин или иной сульфаниламидный препарат (2 г), аскорбиновая

кислота (0,5 г), кодеин (0,015 г). Искусственное дыхание. Консультация врача.

Серной кислотой. Свежий воздух. Промыть верхние дыхательные пути 2 %-ым раствором пищевой соды. В нос – 2-3 капли 2 % раствора эфедрина. Теплое молоко с содой, кодеин (0,015 г) или дионин (0,01 г). При попадании в органы пищеварения смазать слизистую рта 2 % раствором дикаина. Промывание желудка большим количеством воды. Внутрь принять: столовую ложку оксида магния на стакан воды каждые 5 минут, яичный белок, молоко, крахмальный клейстер, кусочки сливочного несоленого масла, кусочки льда. Нельзя вызывать рвоту и применять карбонаты. Консультация врача.

Щелочами. Вдыхание теплого водяного пара (в воду добавить немного лимонной кислоты). Внутрь – теплое молоко с медом, кодеин (0,015 г) или дионин (0,01 г). Горчичники. При попадании в органы пищеварения смазать слизистые оболочки рта и горла 1 % раствором новокаина. Внутрь – по столовой ложке 1 % раствора лимонной кислоты каждые 3-5 минут, крахмальный клейстер с добавлением лимонной или уксусной кислоты, 2-3 столовые ложки растительного масла, кусочки льда. Консультация врача.

Глава 3 Результаты исследования и их обсуждение

3.1 Прокатка стали 03X22Н10АГ6М2

3.1.1 Микроструктура стали 03X22Н10АГ6М2 после прокатки

Структурные изменения после прокатки при 1000 °С представлены на рис. 3.1.

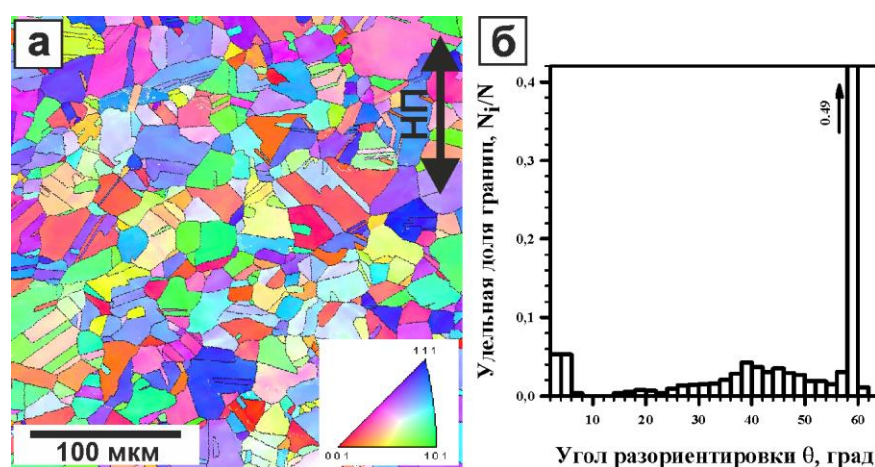


Рис. 3.1 Микроструктура стали 03X22Н10АГ6М2 после прокатки при температуре 1000 °С: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Прокатка при температуре 1000 °С с последующим охлаждением в воде привела к уменьшению размера зерна до 11 ± 1 мкм. Происходит увеличение доли двойниковых границ $\Sigma 3$, до 0,51. Плотность дислокаций в данном состоянии увеличивается и составляет $6,6 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$.

Последующая прокатка при 950 °С привела к измельчению зерна на 7 ± 1 мкм по сравнению с исходным состоянием и на 3 ± 1 мкм в сравнении с прокатанным при 1000 °С. Микроструктура стали 03X22Н10АГ6М2 после прокатки при температуре 950 °С (рис. 3.2, а) характеризуется наличием двойников отжига, что свидетельствует о протекании процессов

рекристаллизации. Происходит снижение доли большеугловых границ до 0,54 и увеличение доли малоугловых границ с 0,07 при прокатке 1000 °С до 0,464, доля двойниковых границ $\Sigma 3 \sim 0,12$. Плотность дислокаций повышается до $1,6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Данное состояние принято за исходное при последующей тепловой деформации при 800 °С и 700 °С.

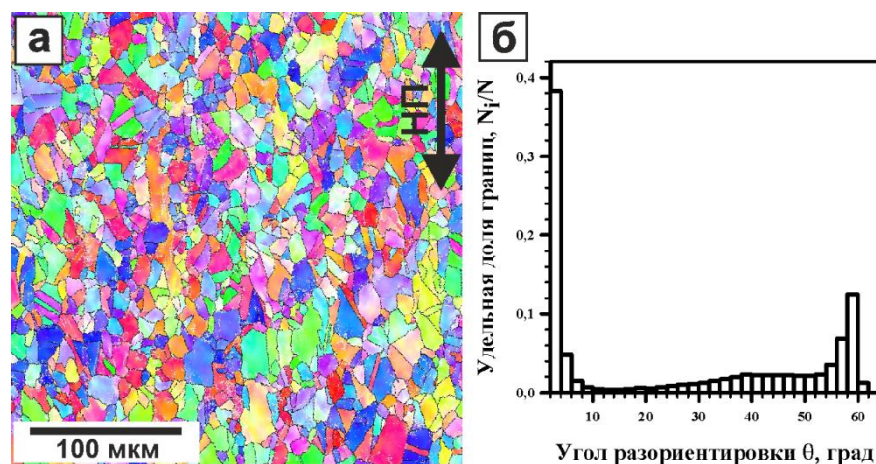


Рис. 3.2 Микроструктура стали 03X22N10AG6M2 после прокатки при температуре 950 °С: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Распределение границ зерен по углам разориентировок при горячей деформации характеризуется бимодальным распределением. Первый пик соответствует малоугловым границам (угол разориентировки менее 15°). По мере уменьшения температуры прокатки величина пика малоугловых разориентировок увеличивается, доля большеугловых границ снижается (рис. 3.2, б). Увеличение доли малоугловых границ связано с измельчением зеренной структуры за счет действия динамической рекристаллизации. Второй пик соответствует области большеугловых границ. Этот пик характерен для специальных границ $\Sigma 3$ (двойниковых границ). Наличие данного пика является результатом миграции границ зерен при росте зародышей рекристаллизации, при которой происходит формирование

двойниковых границ [32] в процессе действия прерывистой динамической рекристаллизации.

Последующая прокатка стали 03X22H10АГ6М2 при температуре 800 °С приводит к формированию частично рекристаллизованной микроструктуры (рис. 3.3, а).

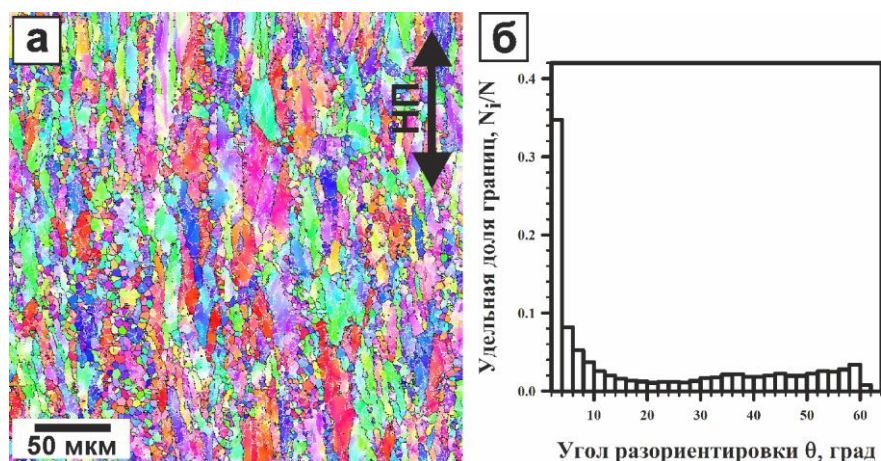


Рис. 3.3 Микроструктура стали 03X22H10АГ6М2 после прокатки при температуре 800 °С: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Новые зерна формируются по границам старых деформированных зерен вдоль направления прокатки. Средний размер зерен составляет 3 ± 1 мкм, доля малоугловых границ увеличивается до 0,57. Происходит снижение плотности дислокаций до $1,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$.

Прокатка стали 03X22H10АГ6М2 при 700 °С после обработки при температуре 950 °С приводит к повышению плотности дислокаций до $5,9 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$.

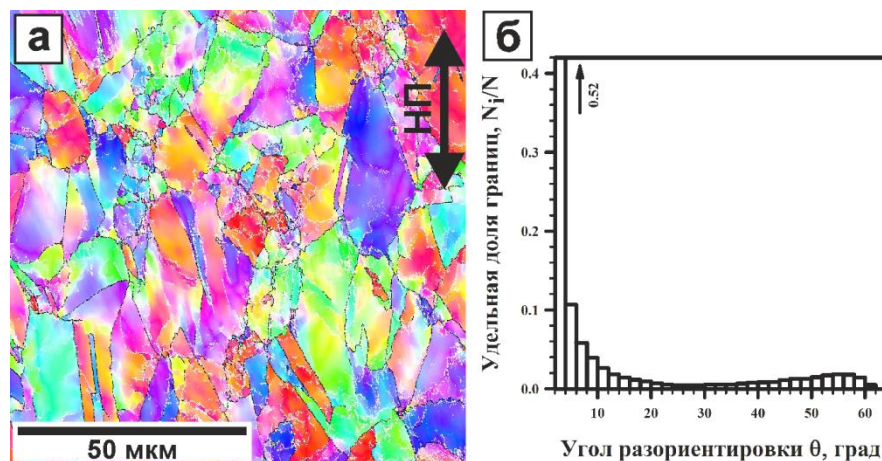


Рис. 3.4 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после прокатки при температуре 700 °С: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Образуется сетка малоугловых границ, средний размер зерен составляет $4,5 \pm 1$ мкм. Доля большеугловых границ в полученной структуре (рис. 3.4, а) составляет 0,22, а доля границ с углом разориентировки от 2 до 15° составляет $\sim 0,78$. Доля специальных границ $\Sigma 3$ уменьшилась до 0,013.

3.1.2 Механические свойства стали 03X22H10AG6M2 после прокатки

Механические испытания на растяжение при комнатной температуре показали, что сталь 03X22H10AG6M2 после прокатки при температурах 1100 °С → 1000 °С и 1100 °С → 950 °С обладает высоким комплексом механических свойств. В отличие от исходного состояния, предел прочности образцов, прокатанных при температурах от 1000 °С до 950 °С, увеличился с 820 МПа до 860 МПа и 1000 МПа, а предел текучести с 500 МПа до 590 МПа и 870 МПа, соответственно (табл. 3.1).

Механические свойства стали 03X22H10AG6M2 после прокатки при температурах 1100 °С→1000 °С и 1100 °С→950 °С

Т _{пр} , °С	σ _B , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	КСУ, Дж/см ²		Микротвердость, НV
				Т _{исп} , °С		
				20	-90	
1100	820	500	51	439	375	256±1
1000	860	590	44	287	171	264±3
950	1000	870	30	112	107	342±3

В исследуемых образцах с понижением температуры прокатки наблюдается падение характеристик пластичности. Кривые, полученные после испытаний на растяжение, представлены на рисунке 3.5.

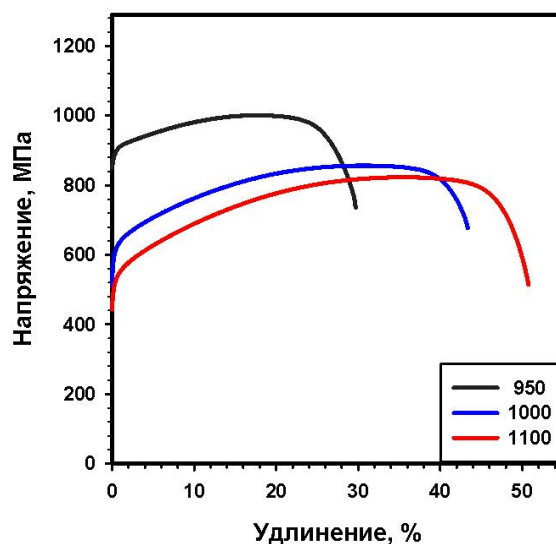


Рис. 3.5 Кривые напряжение-удлинение после растяжения стали 03X22H10AG6M2 при комнатной температуре

В результате прокатки при температуре 1000 °С предел прочности вырос на 40 МПа, а предел текучести вырос на 90 МПа, в то время как характеристики пластичности снизились на 7 % по сравнению с исходным состоянием.

Исследования ударной вязкости демонстрируют снижение значений ударной вязкости с 439 Дж/см² до 287 Дж/см² при комнатной температуре, в то время как при криогенной температуре значения ударной вязкости снижаются более чем в два раза с 375 Дж/см² до 171 Дж/см². Ударная вязкость сильно чувствительна к изменениям в микроструктуре, так уменьшение размера зерна на 4±1 мкм и незначительное увеличение плотности дислокации приводит к почти двукратному снижению значений ударной вязкости.

В результате прокатки при 950 °С происходит более значительное изменение механических свойств в сравнении с исходным состоянием. Предел прочности увеличился на 180 МПа, предел текучести на 320 МПа, но наряду с этим, резко снижаются характеристики пластичности на 21 %. Значения микротвердости растут с 256±1 НV до 342±3 НV. Упрочнение обусловлено структурными изменениями, которые связаны с уменьшением среднего размера зерна, а также повышением плотности дислокаций с $6,1 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$ до $1,6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Наблюдается также существенное падение ударной вязкости с 439 Дж/см² до 112 Дж/см² при комнатной температуре и с 375 Дж/см² до 107 Дж/см², соответственно.

Результаты механические испытаний стали 03X22H10AG6M2 прокатанной при температурах 950 °С→800 °С и температурах 950 °С→700 °С представлены в таблице 3.2. Кривые испытаний на растяжение представлены на рис. 3.6.

Механические свойства аустенитной стали 03X22Н10АГ6М2 после прокатки при температурах 950 °С→800 °С и 950 °С→700 °С

Т _{пр} , °С	σ _В , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	КСУ, Дж/см ²		Микротвердость, НV
				Т _{исп} , °С		
				20	-90	
950	1000	870	30	112	107	342±3
800	1060	930	19	88	51	366±3
700	1140	1020	11	82	45	375±3

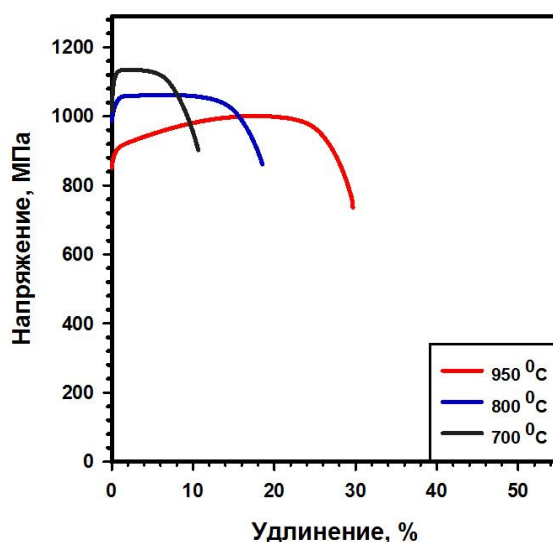


Рис. 3.6 Кривые напряжение-удлинение после растяжения стали 03X22Н10АГ6М2 при комнатной температуре

Прокатка при 800 °С позволяет получить свойства, незначительно отличающиеся от исходного состояния. Прочностные характеристики аустенитной стали 03X22Н10АГ6М2 повышаются на 60 МПа, а характеристики пластичности снижаются на 11%. Вероятно, такие

изменения связаны с уменьшением среднего размера зерна. Плотность дислокаций в данном состоянии составляет $1,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Ударная вязкость при комнатной температуре снизилась на 24 Дж/см², а при криогенной на 56 Дж/см². При этом значения микротвердости возрастают до $366 \pm 3 \text{ HV}$.

Теплая деформация при 700 °С приводит к увеличению прочностных характеристик и снижению характеристик пластичности до 11 %. Вероятно, такие изменения связаны со структурными изменениями, происходящими при данной обработке, и увеличением плотности дислокаций, которая составляет $5,9 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Как отмечалось ранее, при снижении температуры прокатки происходит снижение ударной вязкости как при комнатной, так и при криогенной температурах испытания. В это время наблюдается повышение микротвердости до $375 \pm 3 \text{ HV}$.

3.2 Многократная ковка стали 03Х22Н10АГ6М2 при 800 °С

3.2.1 Деформационное поведение стали 03Х22Н10АГ6М2 при многократной ковке 800 °С

Серия истинных кривых напряжение - деформация для образцов после десяти последовательных проходов осадки до суммарной истинной степени деформации $\varepsilon=4$ при 800 °С показана на рис. 3.7.

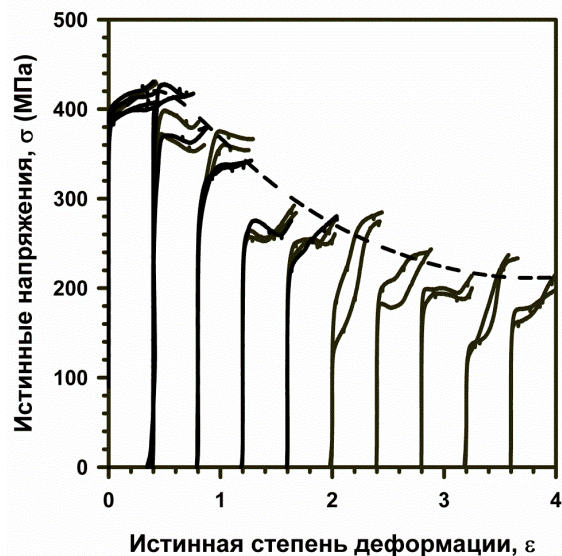


Рис. 3.7 Истинные кривые деформация - напряжения, полученные после многократной ковки аустенитной нержавеющей стали при 800°С и начальной скорости деформации 10^{-3} с^{-1}

Первая осадка, проводимая до истинной степени деформации $\varepsilon=0.4$, после достижения предела текучести 380 МПа характеризуется постепенным увеличением напряжения до 425 МПа. При каждом последующем проходе осадки, наблюдаемые пиковые напряжения значительно ниже, чем в конце предыдущей осадки. Такая зависимость уменьшается при суммарных степенях деформации более 2,5. В целом, средние напряжения течения постепенно уменьшаются с увеличением количества осадок, независимо от деформационного упрочнения в ходе отдельных осадок.

Суммарная кривая течения, которая охватывает все последовательные проходы осадки (пунктирная линия на рис. 3.7) выглядит как кривая с одним пиком, которая часто наблюдается в случае прерывистой динамической рекристаллизации. А именно, напряжение течения увеличивается до максимума при деформации около 0,4, дальнейшая деформация сопровождается снижением напряжения течения и, наконец, насыщение напряжения (на уровне около 200 МПа.) достигается при общей степени деформации больше 2.

3.2.2 Микроструктура стали 03Х22Н10АГ6М2 после многократной ковки при 800 °С

Микроструктура стали 03Х22Н10АГ6М2, развивающаяся в результате многократной ковки при 800 °С до степени деформации $\varepsilon=0,4$, представлена на рис. 3.8, а.

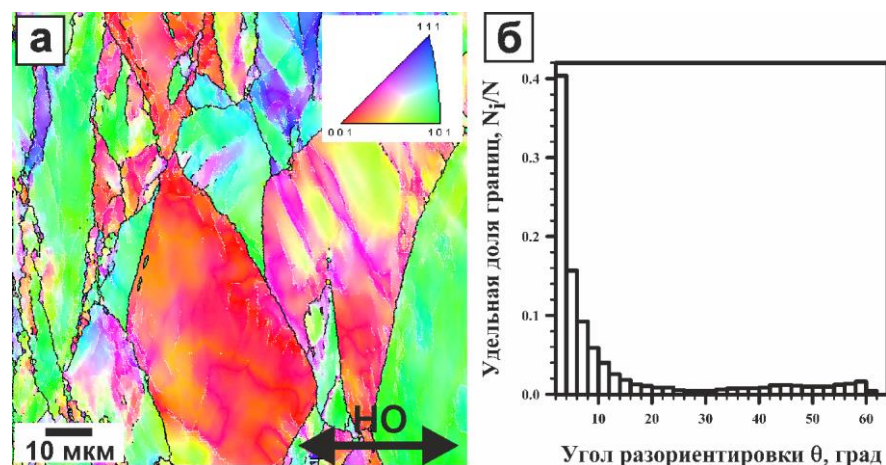


Рис. 3.8 Микроструктура стали 03Х22Н10АГ6М2 после многократной ковки при температуре 800 °С, до $\varepsilon=0,4$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Первая осадка до степени деформации $\varepsilon=0,4$ приводит к вытягиванию зерен в направлении, перпендикулярном направлению осадки. Средний размер зерен уменьшается на 6 ± 1 мкм. Выпучивание границ не наблюдается, внутри зерен происходит образование деформационных микрополос. Доля большеугловых границ в такой структуре незначительно снижается и составляет 0,2, в то время как доля малоугловых границ увеличивается до 0,79. Плотность дислокаций повышается и составляет $2,9\times 10^{14}$ м⁻².

Дальнейшее увеличение истинной степени деформации до $\varepsilon=0,8$ приводит образованию новых рекристаллизованных зерен, которые образуются, в основном, в тройных стыках, где различие в системах

скольжения привело к быстрой эволюции геометрически необходимых границ (рис. 3.9, а). Средний размер после многократнойковки стали 03X22Н10АГ6М2 до $\epsilon=0,8$ составляет $0,9\pm 0,1$ мкм. Внутри исходных зерен развивается сетка субграниц. В результате деформации происходит снижение доли малоугловых границ до 0,71 и увеличение доли большеугловых границ до 0,29, доля специальных границ или границ двойникового типа $\Sigma 3$ составляет 0,024. Локальные деформационные градиенты и флуктуация плотности дислокаций (в среднем 8×10^{14} м⁻²) вдоль границ зерен обычно рассматривается как движущая сила локального вытеснения границ зерен, приводящая к прерывистому механизму динамической рекристаллизации [34]. С другой стороны развитие сетки малоугловых границ при деформации, является признаком непрерывной динамической рекристаллизации. [35, 36, 37]. В стали 03X22Н10АГ6М2 в результате многократнойковки при 800 °С могут развиваться как процессы непрерывной динамической рекристаллизации, так и прерывистой [38]. Дальнейшее повышение истинной степени деформации до $\epsilon=1,2$ приводит к эволюции зерен вдоль исходных границ (рис. 3.10, а), что приводит к образованию структуры ожерелья. Такая структура состоит из цепочек ультрамелкозернистых зерен вдоль исходных границ зерен. Средний размер зерна в такой структуре снижается до $0,7\pm 0,1$ мкм. Происходит выравнивание доли малоугловых границ $\sim 0,51$, и большеугловых $\sim 0,49$.

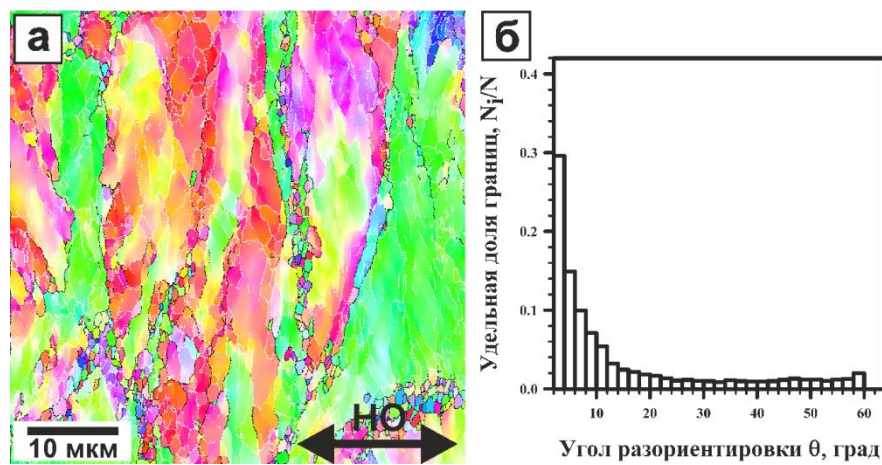


Рис. 3.9 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократной ковки при температуре 800 °С, до $\varepsilon=0,8$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Плотность дислокаций прокатанной стали 03X22H10AG6M2 до степени деформации $\varepsilon=1,2$ составляет $8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Наблюдается появление пика в области большеугловых границ с разориентировкой 50-60°, характерного для специальных границ $\Sigma 3 \sim 0,05$.

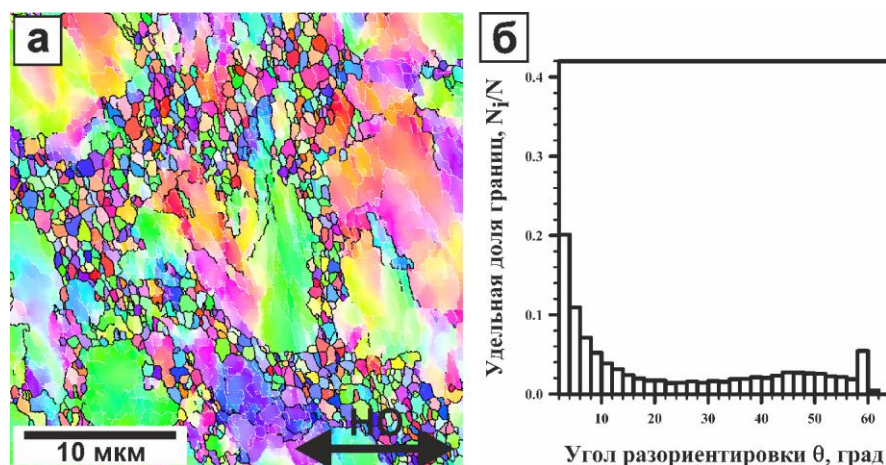


Рис. 3.10 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократной ковки при температуре 800 °С, до $\varepsilon=1,2$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

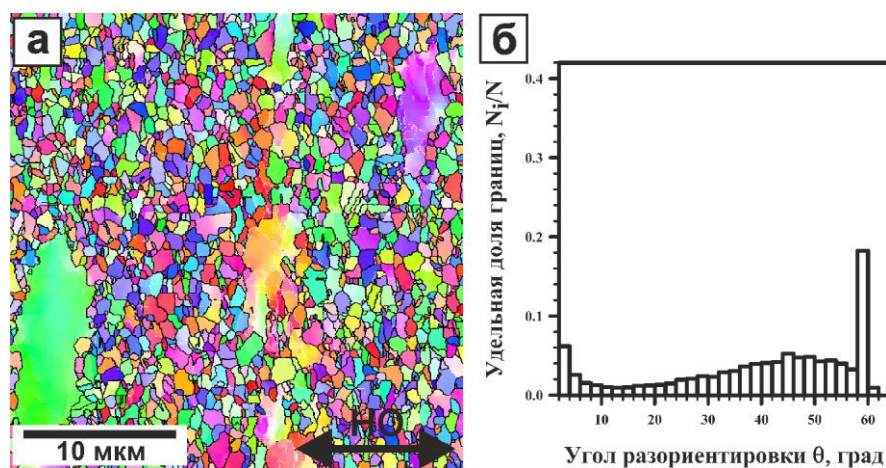


Рис. 3.11 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократной ковки при температуре 800 °С, до $\epsilon=2$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Дальнейшее увеличение суммарной истинной степени деформации до $\epsilon=2$ приводит к увеличению доли ультрамелкозернистых зерен в результате действия прерывистой динамической рекристаллизации (рис. 3.11, а), средний размер зерна в такой структуре составляет $0,6\pm 0,1$ мкм. Происходит постепенное снижение плотности дислокаций до $5,5\times 10^{14}$ м⁻² и резкое увеличение доли большеугловых границ до $\sim 0,86$, а также снижение доли малоугловых границ до $\sim 0,14$, доля двойниковых границ растет до $\sim 0,19$.

Последующая деформация стали 03X22H10AG6M2 до истинной степени деформации $\epsilon=4$ приводит к формированию однородной ультрамелкозернистой структуры (рис. 3.12, а) со средним размером зерен $0,7\pm 0,1$ мкм. Плотность дислокаций снижается до значения $4,9\times 10^{14}$ м⁻². Доля малоугловых границ с повышением степени деформации резко уменьшилась до 0,07, в то время как доля большеугловых границ увеличилась до 0,93, из них доля специальных границ или границ двойникового типа $\Sigma 3 \sim 0,24$.

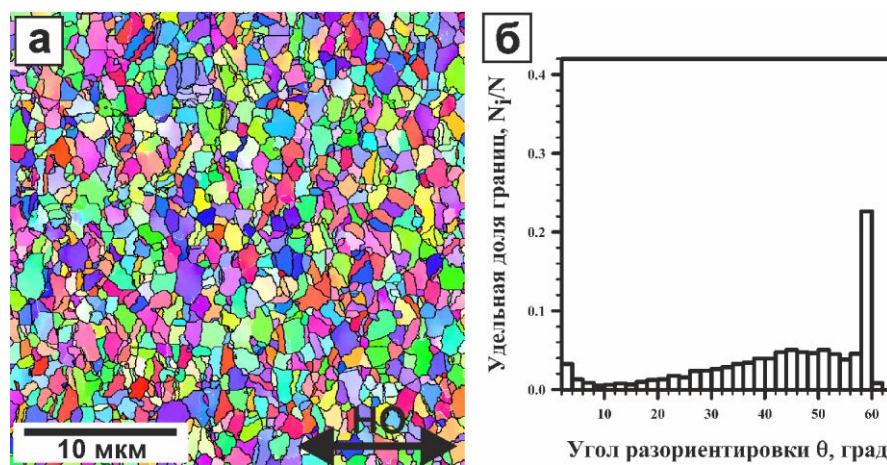


Рис. 3.12 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократной ковки при температуре 800 °С, до $\varepsilon=4$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

3.2.3 Механические свойства стали 03X22H10AG6M2 после многократной ковки при 800 °С

Ряд инженерных кривых напряжения – относительное удлинение, полученных при испытаниях на растяжение при комнатной температуре стали 03X22H10AG6M2, подвергнутой многократной ковке при 800 °С, представлен на рис. 3.13 вместе с исходным состоянием, полученные характеристики представлены в таблице 3.3.

Таблица 3.3

Механические свойства стали 03X22H10AG6M2 после многократной ковки при 800 °С

Степень деформации	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
Исходное состояние	1040	890	33
$\varepsilon=0,4$	1070	900	32
$\varepsilon=0,8$	1130	960	26
$\varepsilon=1,2$	1180	1000	16
$\varepsilon=2$	1160	980	13
$\varepsilon=4$	1230	960	11

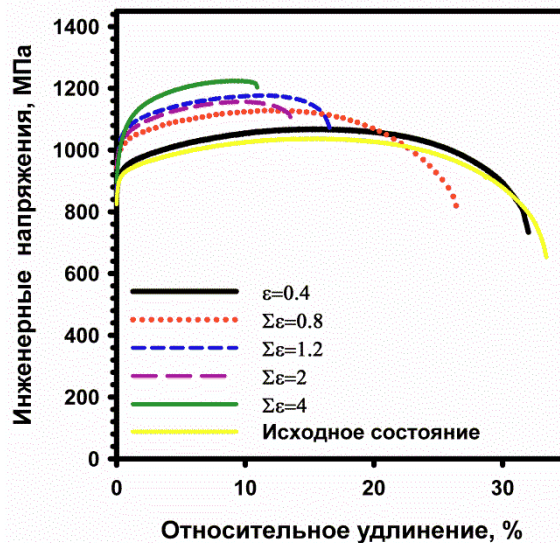


Рис. 3.13 Графики растяжения стали 03X22Н10АГ6М2 при комнатной температуре после многократной ковки при 800 °С

Многократная ковка до истинной степени деформации $\varepsilon=0,4$ не приводит к заметному упрочнению стали. Однако с повышением суммарной истинной степени деформации исследуемая сталь заметно упрочняется. Но упрочнение сопровождается снижением пластичности. У образцов, подвергнутых многократной ковке при 800 °С до суммарной истинной степени деформации $\varepsilon=0,8$, предел прочности (σ_B) увеличивается с 1040 до 1130 МПа, предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – с 890 до 960 МПа, удлинение (δ), в свою очередь, незначительно снижается с 33 до 26 %. Увеличение суммарных истинных степеней деформации до $\varepsilon=1,2$ и $\varepsilon=2$ приводит к повышению пределов прочности исследуемой стали до 1180 и 1160 МПа, пределов текучести до 1000 и 980 МПа, с одновременным снижением пластичности до 16 и 13 %, соответственно. После 10 последовательных осадков, когда суммарная истинная степень деформации $\varepsilon=4$, предел прочности стали 03X22Н10АГ6М2 увеличивается на 200 МПа, предел текучести – на 70 МПа, а то время как пластичность уменьшается в 3 раза.

Упрочнение исследуемой стали связано с формированием ультрамелкозернистой структуры во время динамической рекристаллизации.

Сталь 03X22Н10АГ6М2, подвергнутая ковке до истинной степени деформации $\varepsilon=0,4$, проявляет относительно большое деформационное упрочнение, продолжающееся до 15 % относительного удлинения. В противоположность этому, при достижении суммарной степени деформации $\varepsilon=4$, растягивающее напряжение быстро возрастает до максимума примерно при 10% относительного удлинения, образуется шейка и происходит разрушение.

3.3 Многократная ковка стали 03X22Н10АГ6М2 с понижением температуры

3.3.1 Деформационное поведение стали 03X22Н10АГ6М2 при многократной ковке с понижением температуры

Истинные кривые деформация – напряжения в течение шести последовательных проходов осадки приведены на рис. 3.14.

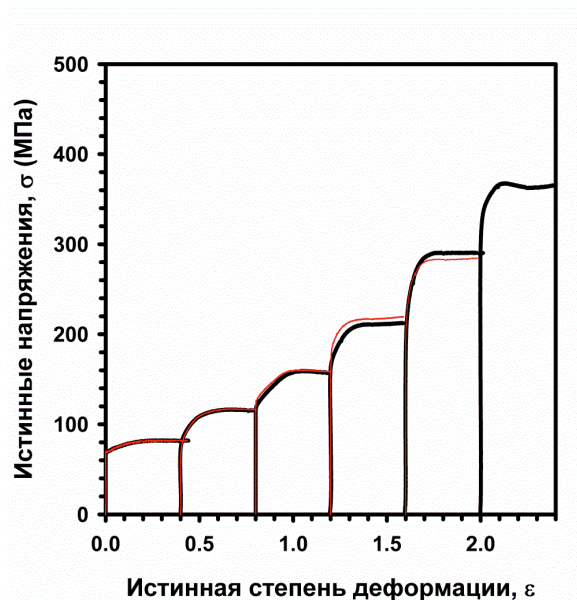


Рис. 3.14 Истинные кривые деформация - напряжения, полученные после многократнойковки аустенитной нержавеющей стали с понижением температуры и начальной скорости деформации 10^{-3} с^{-1}

Как в процессе первой осадки стали 03X22H10AG6M2 при 1050 °С до истинной степени деформации 0,4, так и при последующих осадках, наблюдается упрочнение материала. Следует отметить, что предел текучести при последующей осадке сопоставим с напряжениями течения предшествующих проходов осадки, что предполагает тот факт, что процессы статической рекристаллизации не развиваются [33]. Таким образом, структурные изменения при многократной ковке с понижением температуры стали 03X22H10AG6M2 полностью связаны с динамической рекристаллизацией и должны зависеть от накопления деформации.

3.3.2 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократнойковки с понижением температуры

Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократнойковки при температуре 1050°С до истинной степени деформации $\epsilon=0,4$ представлена на рис. 3.15.

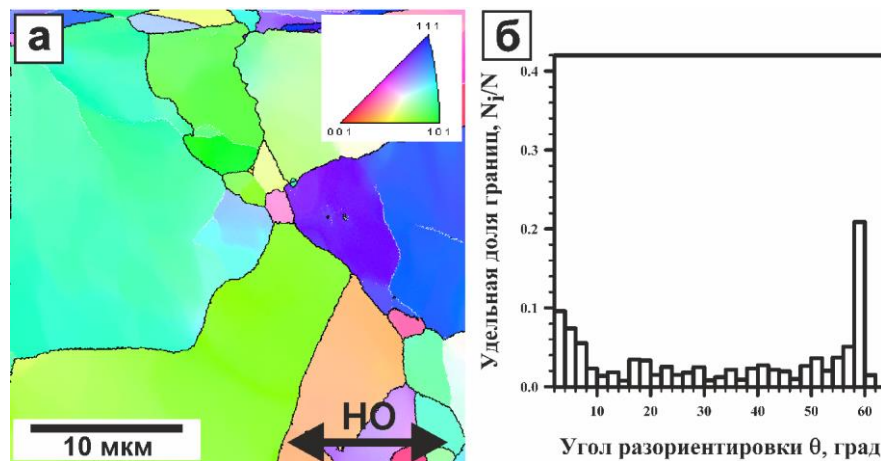


Рис. 3.15 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократнойковки с понижением температуры при 1050 °С, до $\epsilon=0,4$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

В результате деформации при температуре 1050 °С до $\varepsilon=0,4$ происходит уменьшение среднего размера зерна на 8 ± 1 мкм в сравнении с исходным состоянием и увеличение плотности дислокаций до $5,1\times 10^{14}$ м⁻². Распределение границ зерен по углам разориентировок характеризуется бимодальным распределением, первый пик соответствует малоугловым границам, их доля составляет 0,28, а второй пик – большеугловым, их доля - 0,72, из них доля специальных границ $\Sigma 3 \sim 0,22$. Дальнейшая деформация стали при температуре 1000 °С не приводит к существенным изменениям в структуре (рис. 3.16, а), средний размер зерен возрастает до 3 ± 1 мкм, а плотность дислокаций повышается до $6,9\times 10^{14}$ м⁻². Доля малоугловых границ растет до 0,34, а доля большеугловых границ снижается до 0,66.

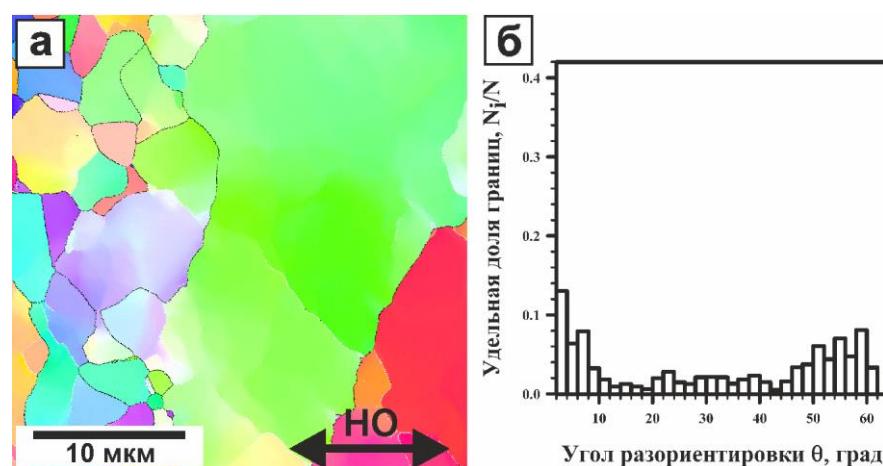


Рис. 3.16 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократной ковки с понижением температуры при 1000 °С, до $\varepsilon=0,8$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Понижение температуры деформации стали 03X22H10AG6M2 до 950 °С и повышение суммарной истинной степени деформации до $\varepsilon=1,2$ приводит к формированию рекристаллизованной структуры со средним размером зерна 2 ± 1 мкм и повышению плотности дислокаций до $7,4\times 10^{14}$ м⁻².

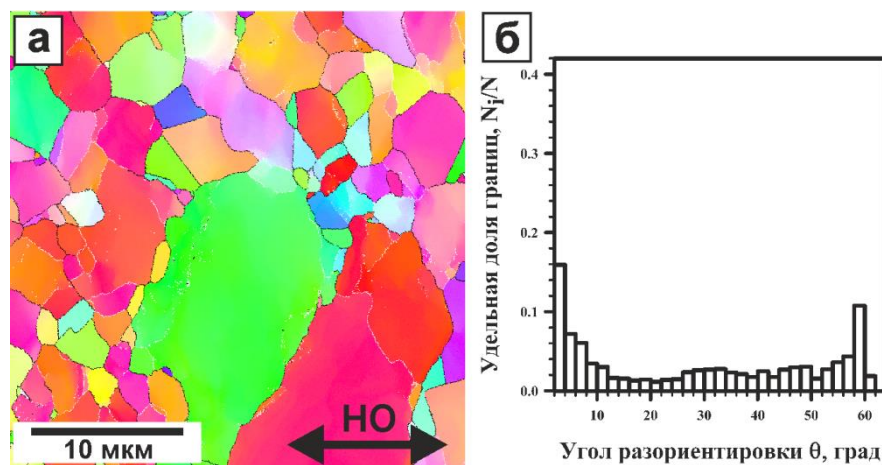


Рис. 3.17 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократной ковки с понижением температуры при 950 °С, до $\varepsilon=1,2$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Доля малоугловых границ и большеугловых границ практически не изменяется. Границы зерен извилистые, наблюдается локальное выгибание. Образование подобных «языков» или выпуклостей приводит к развитию зародышей рекристаллизации, которые растут в процессе дальнейшей деформации стали 03X22H10AG6M2 до истинной степени деформации $\varepsilon=1,6$, при температуре 900 °С (рис. 3.18). Полученная микроструктура характеризуется равноосными зернами со средним размером $1\pm 0,1$ мкм. Наблюдается повышение плотности дислокаций до значения $8,3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$.

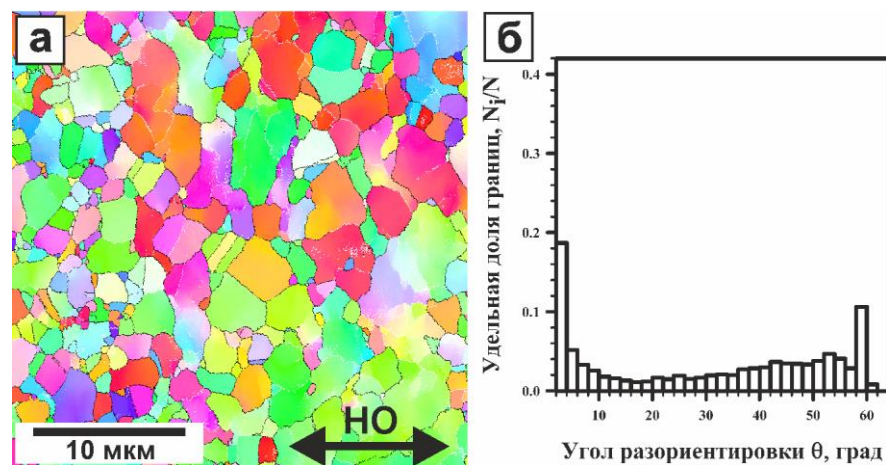


Рис. 3.18 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократнойковки с понижением температуры при 900 °С, до $\varepsilon=1,6$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

В результате многократнойковки стали 03X22H10AG6M2 при температуре 850 °С до истинной степени деформации $\varepsilon=2$ происходит существенное увеличение плотности дислокаций до $1,1 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$. Микроструктура стали (рис.3.19 , а) со средним размером зерен $1 \pm 0,1 \text{ мкм}$ напоминает так называемую структуру «ожерелья», новые зерна образуются вокруг старых, вытянутых в направлении, перпендикулярном направлению осадки. Происходит повышение доли малоугловых границ до 0,67 и снижение доли большеугловых границ до 0,33.

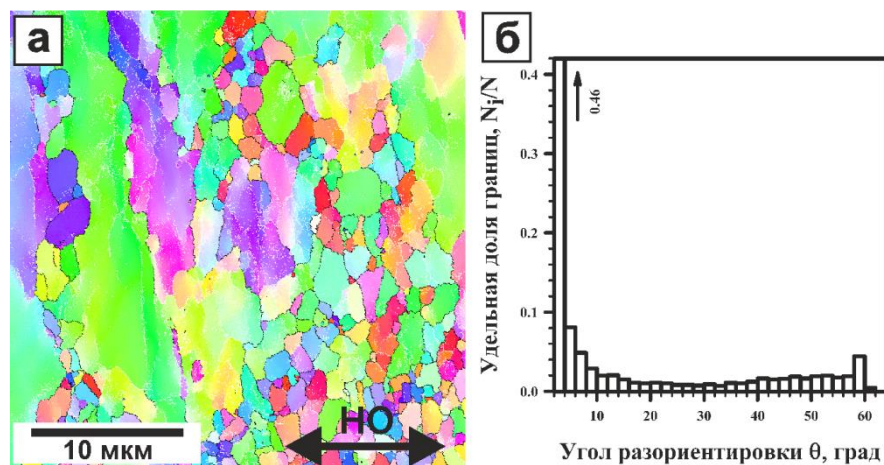


Рис. 3.19 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократной ковки с понижением температуры при 850 °С, до $\varepsilon=2$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

Окончательная деформация стали при температуре при 800 °С до истинной степени деформации $\varepsilon=2,4$ приводит к уменьшению размера зерна до уровня субмикронного масштаба размером $0,5\pm 0,1$ мкм. Происходит снижение плотности дислокаций до 8×10^{14} м⁻². Доля большеугловых границ в такой структуре составляет 0,76, а доля малоугловых границ составляет 0,24.

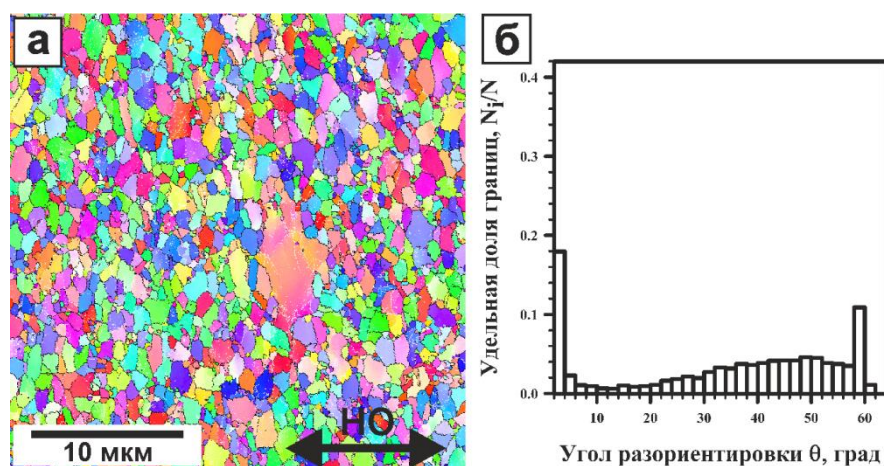


Рис. 3.20 Микроструктура стали 03X22H10AG6M2 после многократной ковки с понижением температуры при 800 °С, до $\varepsilon=2,4$: а) картина дифракции обратно рассеянных электронов; б) распределение границ зерен по углам разориентировки

3.3.3 Механические свойства стали 03X22Н10АГ6М2 после многократнойковки с понижением температуры

Ряд инженерных кривых напряжения – относительное удлинение, полученных при испытаниях на растяжение при комнатной температуре стали 03X22Н10АГ6М2, подвергнутой многократнойковке с понижением температуры от 1050 °С до 800 °С на 50 °С и увеличением истинной степени деформации на $\varepsilon=0,4$, представлен на рис. 3.21 вместе с исходным состоянием, полученные характеристики представлены в таблице 3.4.

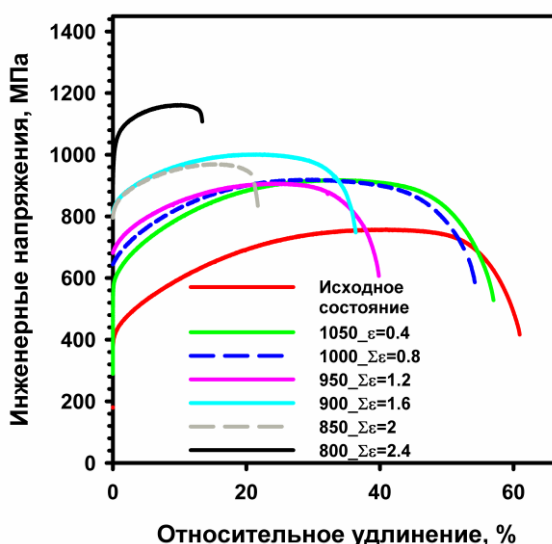


Рис. 3.21 Графики растяжения стали 03X22Н10АГ6М2 при комнатной температуре после многократнойковки с понижением температуры

Многократная ковка с понижением температуры приводит к существенному повышению прочностных характеристик стали 03X22Н10АГ6М2 по сравнению с исходным состоянием ($\sigma_B=760$ МПа, $\sigma_{0,2}=405$ МПа, $\delta=61$ %) (рис. 3.21). Механические свойства образцов, подвергнутых ковке при температурах 1050 °С и 1000 °С до истинных степеней деформации $\varepsilon=0,4$ и $\varepsilon=0,8$, достигают примерно равных значений: их прочности повышаются на 160 МПа, пределы текучести на 200 МПа, пластичность снижается менее, чем на 7 %, по сравнению с исходным

состоянием. Дальнейшее увеличение суммарной истинной степени деформации до $\varepsilon=1,2$ при температурековки 950 °С приводит к повышению предела прочности до 910 МПа, предела текучести до 670 МПа, а также незначительному снижению пластичности до 40 %. В результате накопления суммарных истинных степеней деформаций до $\varepsilon=1,6$ и $\varepsilon=2$ происходит повышение прочности до 1000 и 970 МПа, соответственно, повышение пределов текучести до 800 МПа и падение пластичности до 36 и 22 %, соответственно. Наибольшее увеличение прочностных свойств наблюдается при многократной ковке с понижением температуры до 800 °С до суммарной истинной степени деформации $\varepsilon=2,4$ – предел прочности достигает 1160 МПа, а предел текучести – 990 МПа, пластичности резко снижается по сравнению с исходным состоянием до 13 %, однако остается на достаточном уровне.

Таблица 3.4

Механические свойства стали 03Х22Н10АГ6М2 после многократнойковки с понижением температуры

Степень деформации	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
Исходное состояние	760	405	61
$\varepsilon=0,4$	920	590	57
$\varepsilon=0,8$	920	630	54
$\varepsilon=1,2$	910	670	40
$\varepsilon=1,6$	1000	800	36
$\varepsilon=2$	970	800	22
$\varepsilon=2,4$	1160	990	13

3.4 Обоснование экономической целесообразности проведения работ

Представленная хладостойкая аустенитная сталь обладает повышенным по сравнению с существующими сплавами уровнем механических свойств как при комнатной, так и при криогенной температурах. Так, ударная вязкость КСУ представленной стали при комнатной температуре превышает значения аналогов в 2 раза, а при температуре - 196°С в 2,5 раза.

Особенность разработки заключается в получении конструкционной коррозионностойкой и хладостойкой аустенитной высокопрочной стали, которая может быть использована в машиностроении, в том числе для изготовления высокопрочных конструкций, работающих в условиях пониженных климатических температур, в том числе в морской воде, в суровых климатических условиях Арктики и Антарктики. Данные условия достигаются путем разработки соответствующего химического состава и подбором оптимальной термической обработки.

Президентом РФ В.В. Путиным была утверждена стратегия развития арктической зоны РФ и обеспечения национальной безопасности до 2020 года. Одним из приоритетных направлений развития арктической зоны Российской Федерации является развитие науки и технологий. Таким образом, актуальность разработки обусловлена тем, что в настоящее время активно реализуются планы по освоению арктического шельфа. Существует сложность, связанная с коротким промежутком времени, в которое российский Северный морской путь судоходен, сложностью и дороговизной транспортировки ресурсов для освоения региона. Для круглогодичной добычи нефти и газа в условиях арктического шельфа проектируются новые не имеющие аналогов в мире ледостойкие платформы, что подразумевает под собой применение новых материалов.

Реализация разработанной технологии производства новой аустенитной нержавеющей стали позволит расширить спектр выпускаемой продукции за счет производства новых стальных полуфабрикатов, отличающихся улучшенными характеристиками ударной вязкости при пониженных температурах и коррозионной стойкости в морской воде.

Техническая эффективность от использования представленной разработки связана с актуальностью внедрения новых материалов в производство высокопрочных конструкций, применяемых в экстремальных условиях эксплуатации.

Экономическая эффективность от внедрения предлагаемой разработки определяется рентабельностью производства и материальными ресурсами.

Цена за 1 килограмм продукции на 2018г. составит около 520 рублей.

Данная стоимость стали была рассчитана принимая во внимание химический состав, приблизительные затраты на оборудование при производстве готовой продукции.

Расчет стоимости стали по химическому составу представлен в таблице 3.5

Таблица 3.5

Расчет стоимости стали 03X22H10AG6M2

Элемент	%	%/100	Коэффициент	Цена	сумма
Fe	58,97	0,5897	1	17691	
Cr	22	0,22	25	165000	
Ni	10,2	0,102	17	52020	
N	0,36	0,0036	1	108	
C	0,03	0,0003	1	9	
Mn	6,2	0,062	10	18600	
Si	0,34	0,0034	3,5	357	
Mo	1,9	0,019	170	96900	
					350685

Полученная стоимость стали 350685р. составляет за 1 тонну стали без учета затрат на электроэнергию, оплату труда рабочим, а также выплавку и деформационно – термическую обработку.

Для более точной оценки выгоды от реализации инновации было решено произвести расчет на примере организации собственного предприятия с закупкой оборудования и определением сроков окупаемости.

Структура предприятия с указанием заработных плат рабочим представлена в таблице 3.6.

Таблица 3.6

Структура предприятия с указанием зарплат

1	Директор	1	50 000
2	Бухгалтер	1	35 000
3	Инженер	2	30 000
4	Термист	1	30 000
5	Технолог	1	25 000
6	Инженер ОТК	1	25 000
		7	225 000
	ИТОГО:	1	32 143

Исходя из расчетов, средняя заработная плата будет составлять 32143р.

Затраты на необходимое оборудование и прочие траты представлены в таблице 3.7.

Таблица 3.7

Затраты на необходимое оборудование

Наименование статьи затрат	Количество,	Сумма, руб всего
	шт.	
1. Установка ЭШП	1	16500000
2. Стан реверсивной прокатки 2-х валковый	1	5000000
3. Печи термические печь Nabertherm N 321	1	1000000
4. Приборы, контрольно-измерительная аппаратура, инструменты		800000
5. Монтаж оборудования, подключение и запуск оборудования		1000000
6. Патентование, сертификация и внедрение контроля качества выпускаемой продукции		1000000
ИТОГО:		25300000

Проектная мощность расписана в таблице 3.8.

Таблица 3.8

Проектная мощность

№	Наименование продукции	Ед. изм.	Годовая проектная мощность	Номер интервала планирования (мес.)			
				интервал начала производства			Интервал проектной мощности
				1 месяц (30%)	2 месяц (60%)	3 месяц (75%)	
1	Лист стали	кг	500000	12500	25000	31250	39583

При запланированной проектной мощности с учетом всех возможных трат, при цене за 1 кг стали 500р., время окупаемости проекта составляет 1 год. Расчеты представлены в таблице 3.9.

Таблица 3.9

Расчет окупаемости от реализации инновации

№п/п	Наименование	Сумма, руб.	
1	Собственные средства	25300000,00	
2	Выручка от реализации	212500000,00	250000000
3	Покупка основных средств	25300000,00	0,00
4	Затраты на приобретение исходного сырья	191250000,00	225000000
5	Затраты на электроэнергию	13132500,00	15450000
6	Затраты на оплату труда работников	2484000,00	2484000
8	Налоговые отчисления	747450,00	815400
9	Прочие постоянные затраты	2922000,00	2922000
11	Итого расходы	235835950,00	246671400,00
12	Чистая прибыль	-23335950,00	3328600,00
13	Рентабельность, %	-11%	1%
	Окупаемость	12 месяцев	

Перспективы коммерциализации проекта:

– проведенные расчеты показателей коммерческой эффективности на основе рентабельности производства, а также рыночной стоимости продукта показывают, что точка безубыточности будет достигнута в 2018 г. (срок окупаемости инвестиционного проекта), а средства окупятся в 2019 г.;

– предлагаемая аустенитная хладостойкая сталь превосходит свойства применяемых на данный момент материалов для криогенной техники, что служит предпосылкой для высокой конкурентоспособности разработанного материала.

Выводы

1. Прокатка стали 03X22H10AG6M2 при 1000 °С и 950 °С приводит к формированию мелкозернистой структуры со средним размером зерна 11 и 8 ± 1 мкм, и повышению прочностных характеристик: предел текучести возрастает в 1,5 раза, предел прочности в 1,2 раза. Ударная вязкость образцов после прокатки при 1000 °С составляет 287 Дж/см^2 при комнатной температуре и 171 Дж/см^2 при криогенной, после прокатки 950 °С – 112 Дж/см^2 при комнатной и 107 Дж/см^2 при криогенной температуре.

2. Прокатка стали 03X22H10AG6M2 при 800 °С приводит к формированию частично рекристаллизованной структуры, средний размер зерна 3 ± 1 мкм и плотностью дислокаций $1,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, а при 700 °С формируется деформированная структура, средний размер зерна $4,5\pm 1$ мкм, плотность дислокаций $5,9 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Прочностные характеристики возрастают с уменьшением температуры прокатки, при этом пластичность и ударная вязкость снижается более чем 2 раза.

3. Многократная ковка при 800 °С приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры со средним размером зерна 0,7 мкм. При низких суммарных степенях деформации динамическая рекристаллизация идет по непрерывному механизму, с повышением степени деформации происходит смена механизма на прерывистый. После 10 последовательных осадок до $\varepsilon=4$ происходит увеличение предела прочности стали 03X22H10AG6M2 на 200 МПа, предел текучести – на 70 МПа, в то время как пластичность уменьшилась в 3 раза.

4. Многократная ковка с понижением температуры приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры со средним размером 0,5 мкм. При понижении температуры прокатки и увеличении степени деформации до $\varepsilon=2,4$ происходит повышение прочностных характеристик, а именно: σ_b до 1160 МПа, $\sigma_{0,2}$ до 990 МПа. Пластичность стали 03X22H10AG6M снижается на 48 %.

Список литературы

1. Han Dong, Jie Su, V.O. Speidel (eds). Proceedings of 9-th International Conference on High Nitrogen Steels. HNS 2006, Beijing, China. Beijing, Metallurgical Industry Press, 2006, 486 p.
2. Svyazhin A.G., Prokoshkina V.G., Kossyrev K.L. Proceedings of 10-th International Conference on High Nitrogen Steels. HNS 2009, Moscow, Russia. Moscow, MISIS, 2009, 332 p.
3. Гаврилюк В.Г. Физические основы азотистых сталей // Перспективные материалы: Структура и методы исследования. Тольятти: ТГУ, МИСиС, 2007, с. 5–74.
4. Gavriljuk. V., Berns H. High Nitrogen Steels. Berlin: Springer, 1999, 378 p.
5. Березовская В. В. Система легирования высокоазотистых аустенитных сталей, структура, механические и коррозионные свойства / В. В. Березовская // Инновации в материаловедении и металлургии : материалы I междунар. интерактив. науч.-практ. конф. [13-19 дек. 2011 г., г. Екатеринбург]. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2012. — ч. 1. — с. 257-266.
6. Speidel H.J.C., Speidel M.O. Nickel and Chromium based High Nitrogen Alloys // HNS 2003. High Nitrogen Steels. Zurich, Swiss Federal Institute of Technology, Zurich, 2003. p. 101–112.
7. Berns H. Stickstoffmartensit, Grundlage und Anwendung // HNM: Harter.-techn., mitt. 2000. 55, N 1. p. 8–14.
8. Berns H. High Interstitial Stainless Austenitic Steels, Part I: Constitution, Heat Treatment, Properties, Applications // Proceedings of 10-th International Conference on High Nitrogen Steels. HNS 2009, Moscow, Russia. Moscow, MISIS, 2009. p. 129–139.

9. Шпайдель М.О. Новые азотосодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью // МиТОМ. 2005. № 11. с. 9–14.
10. Березовская В.В. Коррозионные свойства аустенитных Cr-Mn-Ni-N- сплавов с разным содержанием марганца / Березовская В. В., Костина М.В., Блинов Е.В., Банных И.О., Боброва Е.В., Мельник В.П. // Металлы. 2008. № 1. с. 36–41.
11. Mushnikova S.Y., Kostina M.V., Andreev Ch.A., Zhekova L.Ts. Effect of the structure and phase composition on the pitting corrosion resistance of the Cr-N steels with overequilibrium nitrogen content // Proceedings of 10-th International Conference on High Nitrogen Steels. HNS 2009. Moscow, MISIS, 2009. p. 300–305.
12. Kamachi Mudali U., Ningshen S., Tyagi A.K., Dayal R.K. Influence of metallurgical and chemical variables on the pitting corrosion behaviour of nitrogen-bearing austenitic stainless steels. High Nitrogen Steels. Abstr. 5th Intern. Conf. Espoo-Stockholm, 1998. 44 p.
13. Janick-Czachor M., Lunarska E., Szklarska-Smialowska Z. Effect of Nitrogen content in a 18Cr-5Ni-10Mn Stainless Steel on the Pitting Susceptibility in Chloride Solution // Corrosion. 1975. V.31, N 11. p. 394–398.
14. Berezovskaya V.V., Egorova V.Y., Merkushev E.A. Structure, Mechanical and Corrosion Properties of High Manganese Steels with High Content of Nitrogen. [Электронный ресурс]. // The 1st International Conference on High Manganese Steels. Conference Proceedings CD-ROM. May 15-18, 2011, Grand Hilton Hotel, Seoul, Korea, HMnS 2011. 2011, A-37, p. 1–7. <http://hmns2011.com>.
15. Костина М.В. Влияние химического состава и термической обработки на коррозионные свойства высокоазотистых сплавов на основе железа, содержащих 15–24 % Cr. / Банных О.А., Блинов В.М., Дымов А.В., Березовская В.В. // Металлы. 2001. № 3. с. 26–34.

16. Березовская В.В. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокоазотистой аустенитной коррозионостойкой стали 03X20AG11H7M2 / Березовская В. В., Банных О.А., Костина М.В., Блинов В.М., Шестаков А.И., Саврай Р.А. // Металлы. 2010. № 2. с. 34–43.
17. Gavriljuk V., Shanina B., Tyshchenko A., Berns H., Riedner S. High Interstitial Stainless Austenitic steels, Part II: Electronic and crystal structure, effect of loading // Proceedings of 10-th International Conference on High Nitrogen Steels. HNS 2009, Moscow, Russia, MISIS, 2009. p. 140–149.
18. Фетисов Г.П. Материаловедение и технология металлов: Учебник для студентов машиностроительных спец. вузов / Под ред. Г.П.Фетисова. - М.: Высшая школа, 2001, - 630 с.
19. Перминов В.П. Материаловедение и технология материалов: учеб. пособие для вузов / В.П. Перминов, В.А. Неронов. – Новосибирск: СГГА, 2008, – 173 с.
20. Сорокопудова, Ю. В. Сопротивление межкристаллитной коррозии субмикроструктурной аустенитной нержавеющей стали, подвергнутой интенсивной пластической деформации / Ю.В. Сорокопудова, М.С. Тихонова, А.Н. Беляков // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2013 – Т.18, – Вып. 4, – Часть 2, – С.1988-1989.
21. Тихонова, М.С. Особенности статической рекристаллизации аустенитной нержавеющей стали после интенсивной пластической деформации / Тихонова, М.С., Беляков А.Н. // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. Серия Физика твердого тела, - 2013 - № 2(2), -с. 92-95.
22. Тихонова, М.С. Эволюция микроструктуры аустенитной нержавеющей стали в процессе многократнойковки при температурах 500 °С и 800 °С / М.С.Тихонова, А.Н. Беляков // Фундаментальные исследования, – 2013. – № 1 (часть 2), – с. 468-472.

23. Salishchev, G.A. Development of submicrocrystalline titanium alloys using —abcl isothermal forging / Salishchev G.A., Zherebtsov S.V. // Mater. Sci. Forum., – 2004. –vols. 447-448. – p.459-464.
24. Горелик, С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / М. Л. Бернштейн, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина // М.: МИСИС, – 2005, - 432с.
25. Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С., Слепцов О.И. Материалы для низких и криогенных температур: Энциклопедический справочник. – СПб.: ХИМИЗДАТ, 2008. – 768с.
26. И.М. Жарский, Н.П. Иванова, Д.В. Куис, Н.А. Свидунович Материаловедение : учебное пособие / И. М. Жарский [и др.]. – Минск : Вышэйшая школа, 2015. – 557 с.
27. Зборщик А.М. Конспект лекций по дисциплине «Новые материалы в металлургии» / Авт. Зборщик А.М. – Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2008. – 253 с.
28. ГОСТ 1497–84. Государственный стандарт союза ССР, Металлы. Методы испытаний на растяжение. (ИСО 6892–84, СТ СЭВ 471-88), ИПК издательство стандартов, Москва.
29. ГОСТ 9454-78 Государственный стандарт союза ССР, Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах, Москва.
30. Огневой В.Я. Основы фрактографии. Учебное пособие / Алт. Гос. Техн. ун-т им. И.И.Ползунова. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2004. - 95 с.
31. ГОСТ 12.0.003-74 Система стандартов безопасности труда "Опасные и вредные производственные факторы. Классификация»
32. Mandal, S. A Study on Microstructural Evolution and Dynamic Recrystallization During Isothermal Deformation of a Ti–Modified Austenitic Stainless Steel / S. Mandal, A.K. Bhaduri, V. S. Sarma // Metall. Mater. Trans., - 2011 – vol. 42A – p. 1062–1072.

33. Dehghan–Manshadi A. Recrystallization in AISI 304 Austenitic Stainless Steel during and after Hot Deformation / A. Dehghan–Manshadi, M.R. Barnett, P.D. Hodgson // Mater. Sci. Eng. 2008. V. 485. P. 664–672.
34. Belyakov, H. Miura, T. Sakai, Mater. Sci. Eng. A 1998, A255, p.139
35. T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J. J. Jonas, Prog. Mater. Sci. 2014, V 60, p. 130
36. T. Sakai, J. J. Jonas, in: Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, (Ed: S. Hashimi), Elsevier, Oxford, UK 2016, p.1.
37. P. Cizek, Acta Mater. 2016, V 106, p. 129.
38. Belyakov, A., Tikhonova, M., Dolzhenko, P., Sakai, T., Kaibyshev, R. On Kinetics of Grain Refinement and Strengthening by Dynamic Recrystallization, Adv. Eng. Mater. 2018