

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

**ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА TWIP-СТАЛИ**

Выпускная квалификационная работа
обучающегося по направлению подготовки
22.04.01. «Материаловедение и технологии материалов»
очной формы обучения,
группы 07001639
Калиненко Александра Андреевича

Научный руководитель
д. ф.-м. н., Беляков А.Н.

БЕЛГОРОД 2018

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ	6
1.1 Общая характеристика стали	6
1.2 Роль двойникования при деформационном упрочнении.....	9
1.3 Влияние размера зерна на механические свойства TWIP стали. Закон Холла-Петча.....	16
1.4 Влияние химического состава на виды деформационных превращений	19
1.5 Влияние деформационной обработки на микроструктуру и механические свойства TWIP сталей.....	22
1.6 Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства TWIP сталей.....	27
1.7 Актуальность и значимость исследования	32
1.8 Постановка задач исследования	33
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	34
2.1 Описание материала исследования	34
2.1.1 Характеристика материала.....	34
2.1.2 Влияние легирующих элементов на фазовые превращения стали	34
2.2 Методика пластической деформации	36
2.3 Методика термической обработки	37
2.4 Методика микроструктурных исследований	38
2.4.1 Просвечивающая электронная микроскопия	38
2.4.2 Растровая электронная микроскопия	38
2.4.3 Расчет плотности дислокаций методом Kernel Average Misorientation (КАМ).....	39
2.5 Методика механических испытаний	40
2.5.1 Испытания на растяжение.....	40
2.5.2 Измерение микротвердости по Виккерсу.....	45
2.6 Техника безопасности.....	46

2.6.1 Введение.....	46
2.6.2 Техника безопасности при работе с химическими веществами	48
2.6.3 Техника безопасности при работе с электроприборами	50
ГЛАВА 3 РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ.....	51
3.1 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al.....	51
3.1.1 Исследование исходной микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al	51
3.1.2 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки	52
3.1.3 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов.....	59
3.2 Исследование механических свойств высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов	71
3.2.1 Измерение микротвердости по Виккерсу	71
3.2.2 Испытания на растяжение	75
3.2.3 Влияние микроструктуры на механические свойства высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al.....	84
3.3 Анализ экономической целесообразности проведения работ.....	88
3.3.1 Обоснование объемов, продолжительности и сроков выполнения работ	90
3.3.2 Оценка стоимости работ и обоснование объемов финансовых средств	92
3.3.3 Расчет показателей эффективности	94
ВЫВОДЫ.....	97
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	99

ВВЕДЕНИЕ

Развитие современных сталей с высокой прочностью, хорошей пластичностью, вязкостью и способностью к глубокой вытяжке необходимо для производства современных автомобилей с пониженным весом и повышенной прочностью кузова, а также сложными формами, которые соответствуют последним модным тенденциям в их дизайне. В настоящее время в категории перспективных высокопрочных автомобильных сталей рассматриваются два типа сталей, относящихся к сталям аустенитного класса.

Эти стали после охлаждения на воздухе имеют структуру аустенита. К первому типу относятся стали с пластичностью, наведенной превращением (Transformation Induced Plasticity - TRIP). Эти стали после окончательной прокатки имеют двухфазную аустенитно-мартенситную структуру. Ко второму типу аустенитных сталей относятся стали, проявляющие эффект пластичности, наведенной двойникованием (Twinning Induced Plasticity-TWIP). Эти стали имеют структуру аустенита в холоднокатанных листах.

Стали системы Fe-C-Mn были разработаны и внедрены в промышленное производство с высоким содержанием углерода и 11%Mn в 1882 г. английским металлургом Р. Гадфильдом [1]. Он создал литую сталь, сочетающую высокую пластичность со средней прочностью. Литая сталь с классическим составом Fe-1,1%C-13%Mn применяется для износостойких деталей, не требующих размерной стабильности. Она характеризуется большой разницей между пределом прочности ~1000 МПа и пределом текучести ~400 МПа, что обеспечивает пластичность 50% и более. Причины уникального механического поведения стали Гадфильда долгое время оставались неизвестными. Только во второй половине XX века было показано, что интенсивное упрочнение этой стали во время деформации обусловлено двойникованием, которое измельчает размер зерна с 40-100 мкм до менее 1 мкм, что обеспечивает сильное структурное упрочнение [2,3]. Это

достаточно упрощенное по современным меркам представление о механизмах деформации стали Гадфильда позволило сформулировать микроструктурный дизайн новых высокопрочных автосталей последнего поколения.

Уникальные деформируемые высокомарганцевые стали для автомобилестроения были созданы в начале 2000-х годов компанией Posco. Благодаря сочетанию высокой прочности с высокой пластичностью этих материалов они являются наиболее перспективными материалами для автомобильной промышленности [4].

Однако, помимо описанных преимуществ стали класса TWIP имеется один существенный недостаток: низкий уровень предела текучести. Это один из факторов, ограничивающих немедленное внедрение TWIP-сталей в автомобильную промышленность, где высокий предел текучести особенно важен.

Решением этой проблемы для стали выбранного состава является верно подобранная деформационно-термическая обработка. Так как основное применение эти стали находят в автомобильной промышленности, деформация заключается в листовой прокатке, после чего выполняется отжиг. Листовая прокатка проводится при комнатной температуре для того, чтобы действовал механизм, обеспечивающий высокую пластичность и прочность TWIP-сталей – деформационное двойникование.

ГЛАВА 1 ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

1.1 Общая характеристика стали

Высокомарганцевые стали были разработаны Робертом Гадфильдом в 1888 году и на сегодняшний момент являются одним из наиболее перспективных материалов для применения в автомобилестроительной промышленности, благодаря сочетанию высокой прочности и удлинению при разрыве.

Исследование высокомарганцевых сталей началось с работ Роберта Гадфильда и было продолжено в работах Холла и Кривобока, которые в деталях описали микроструктуру стали Гадфильда. Они показали, что полностью аустенитная структура получается в результате термической обработки при температурах выше 500 °С с последующей закалкой. Тофот и Линден в 1936 году показали, что углерод и марганец необходимы для стабилизации полностью аустенитной структуры в количествах, описываемых данной формулой (1.1):

$$\text{Вес.\% Mn} + 13 * \text{вес.\% C} \geq 17 \quad (1.1)$$

где С и Мп – это углерод и марганец, соответственно.

На рисунке 1.1 приведена сравнительная классификация высокомарганцевых сталей с эффектом TWIP с другими конструкционными сталями для автомобильной промышленности [5].

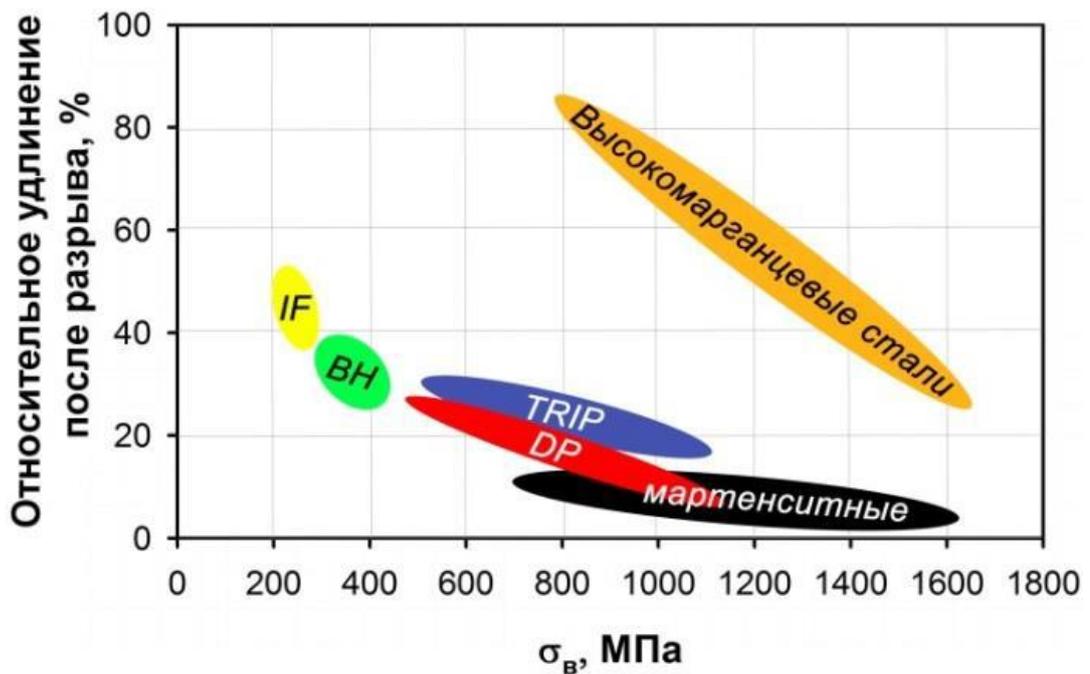


Рис. 1.1 Диаграмма распределения различных конструкционных сталей по соотношению прочности и пластичности (IF – стали, свободные от атомов внедрения, BH – Bake-hardening steels: стали, упрочняемые сушкой лакокрасочного покрытия; DP – Dual-phase steel: двухфазные феррито-мартенситные или феррито-бейнитные стали)

Оптимальное сочетание прочности и пластичности в этих аустенитных сталях, а также уменьшение их плотности достигается за счет комплексного легирования легкими элементами, такими как Al (и/или Si) с базовой системой сплава Fe-Mn-C. Сплавы системы Fe-Al-Mn-C были изучены по нескольким различным причинам, включая высокие криогенные свойства [6-16]. Эти исследования привели к созданию нового класса автолистовых сталей.

Основным легирующим элементом в этих сталях является Mn. Он обеспечивает аустенитную структуру этих сталей при комнатной температуре. После охлаждения с температуры горячей прокатки TWIP стали имеют аустенитную структуру. При холодной прокатке TWIP стали остаются аустенитными независимо от степени обжатия.

Вторым по важности легирующим элементом в автолистовых аустенитных сталях является С. Его введение преследует две цели: во-первых, он стабилизирует аустенитную матрицу, что очень важно, поскольку эффективность С как аустенитообразующего элемента многократно выше, чем Мп, во-вторых, он повышает прочность автолистовой стали.

Упрочняющий эффект С в аустенитной матрице существенно ниже, чем в ферритной. Однако, частично это можно компенсировать повышением его содержания до 0.6%, содержание С в TWIP сталях может меняться в широких пределах от 0,3% до 0.8%.

Следует отметить, что, большинство TWIP сталей являются метастабильными материалами, равновесной фазой при комнатной температуре является феррит. Содержание Мп и С в TWIP сталях подбирается таким образом, чтобы температура образования мартенсита деформации лежала ниже комнатной, что обеспечивается при значении энергии дефектов упаковки (ЭДУ) больше 20 МДж/м².

Кроме того, стали дополнительно легируют Al или Si. Соотношение С/Мп, а также содержание Al, влияют на величину ЭДУ, которая определяет тип стали.

Предел текучести TWIP сталей составляет примерно 250 МПа, а предел прочности может достигать 1500 МПа, пластичность превышает 100%. То есть, эти стали демонстрируют совершенно уникальное сочетание прочности и пластичности. Стали с аустенитной матрицей проявляют TWIP эффект, если величина ЭДУ в них варьируется от 20 до 40 мДж/м². Такие значения ЭДУ достигаются при добавлении легирующих элементов в следующем количестве (в масс.%): Мп от 18 до 33, С до 0,6, а также Al и Si до 3%. В этих сталях деформационное упрочнение обеспечивается измельчением структуры до 20-40 нм за счет двойникования.

В тоже время TWIP стали имеют ряд недостатков, которые связаны с высоким содержанием Мп, что усложняет их металлургическое производство

и негативно влияет на ряд механических свойств, например, повышает чувствительность к содержанию водорода.

Другим существенным недостатком является низкий уровень предела текучести. Решением этой проблемы для стали данного химического состава является верно подобранная деформационно-термическая обработка.

1.2 Роль двойникования при деформационном упрочнении

Высокое деформационное упрочнение сталей класса TWIP является наиболее изучаемой темой в области механических свойств высокомарганцевых сталей [17-18]. Помимо всех возможных деформационных механизмов (двойникование, псевдо двойникование, барьеры Ломер-Коттрела), подходящих для описания и объяснения деформационного упрочнения сталей данного класса, лишь роль двойников в качестве препятствия для движения дислокаций всерьез принимается в расчет и оценивается. Происходит это в основном по следующим причинам:

- в отсутствии двойникования деформационное упрочнение гораздо ниже, как показано на рисунке 1.2 для стали Fe-30Mn, деформирующейся только скольжением дислокаций.

- даже в отсутствии атомов углерода в твердом растворе, сплав, который двойникуется, показывает значительное деформационное упрочнение.

Кроме того, группа ученых под руководством Ким показала, что двойникование является наиболее важным механизмом, объясняющим высокое деформационное упрочнение сталей класса TWIP [19].

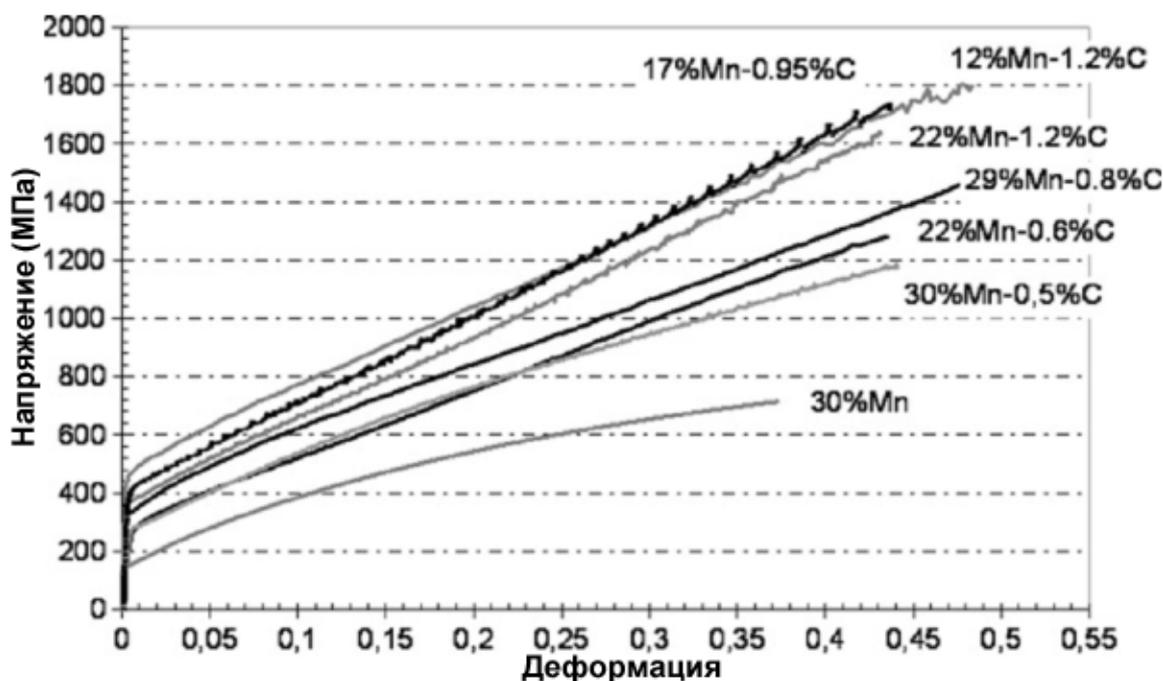


Рис. 1.2 Поведение при растяжении различных крупнозернистых высокомарганцевых аустенитных сталей

Роль двойников в деформационном упрочнении впервые была описана Реми [20]. С целью взять в расчет большие скопления дислокаций, а не двойники, Реми предложил закон с использованием схожего с разработанным Холлом и Петчем подхода для описания влияния измельчения зерна в металлах. Принимая, что длина скопления дислокаций является средним расстоянием между границами двойника, общее напряжение течения может быть выражено следующим образом:

$$\sigma = \sigma_m + k \frac{\mu \cdot b}{t} n \quad (1.2)$$

где σ_m — это напряжение течения несдвойникованной матрицы, μ — модуль сдвига, b — вектор Бюргерса, n — число дислокаций в скоплении и t — среднее расстояние между соседними двойниками.

Согласно стереологическому анализу Фулмана [21], t связано с объемом двойников F и толщиной двойника e следующим соотношением:

$$\frac{1}{t} = \frac{F}{2e(1-F)} \quad (1.3)$$

Подставляя данное соотношение (1.4) в формулу (1.3) получим следующее выражение:

$$\sigma = \sigma_m + k \frac{\mu \cdot b}{e} \frac{F}{1-F} \quad (1.4)$$

Учитывая, что F является функцией от деформации, такой закон подходит для объяснения высокого деформационного упрочнения сталей класса TWIP благодаря двойникованию. Следует отметить, что в данном случае механизм упрочнения является кинематическим, поскольку дальнедействующие напряжения вносятся скоплениями дислокаций.

Второй подход, применяемый для моделирования, был разработан на основании динамического сокращения длины свободного пробега дислокаций за счет двойниковых границ [22,23]. В этом подходе упрочнение чисто изотропное. Напряжение течения рассчитывается по классическому закону с учетом статистически расположенных дислокаций плотностью ρ :

$$\sigma_f = \alpha M \mu b \sqrt{\rho} \quad (1.5)$$

где α - это константа, M –фактор Тейлора, μ - модуль сдвига и b - вектор Бюргерса.

Чтобы принять в расчет вклад двойникования в общее напряжение течения, был использован следующий составной закон:

$$d\gamma = (1 - F) \cdot d\gamma_g + \gamma_t \cdot dF \quad (1.6)$$

где γ_g – это сдвиговая деформация от дислокаций, γ_t – двойниковая сдвиговая деформация, равная $1/\sqrt{2}$ и F – объемная доля двойников. Фактор Тейлора связывает кумулятивную сдвиговую деформацию с макроскопической деформацией посредством выражения:

$$\gamma = M \cdot \varepsilon \quad (1.7)$$

Эволюция плотности статистически расположенных дислокаций с пластической деформацией происходит из конкуренции между аккумуляцией и аннигиляцией в результате динамического возврата и описывается выражением:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon_g} = M \cdot \left(\frac{1}{b \cdot L} + \frac{k}{b} \sqrt{\rho} - f \cdot \rho \right) \quad (1.8)$$

где L – это геометрический масштаб длины микроструктуры, k и f являются параметрами, напрямую связанными с пределом атермального деформационного упрочнения и динамическим возвратом.

В настоящем случае границы зерен и двойников приняты за главные препятствия для движения дислокаций. Таким образом L может быть выражено следующим уравнением:

$$\frac{1}{L} = \frac{1}{d} + \frac{1}{t} \quad (1.9)$$

где d – это размер зерна и t – среднее расстояние между двойниками.

Наконец, полная модель, включающая парное изотропное и кинематическое упрочнение, была предложена относительно недавно с целью описания очень высокого эффекта Баушингера и влияния размера

зерна на деформационное упрочнение стали, как показано на рисунке 1.3 согласно работам Карамана с соавторами [24,25].

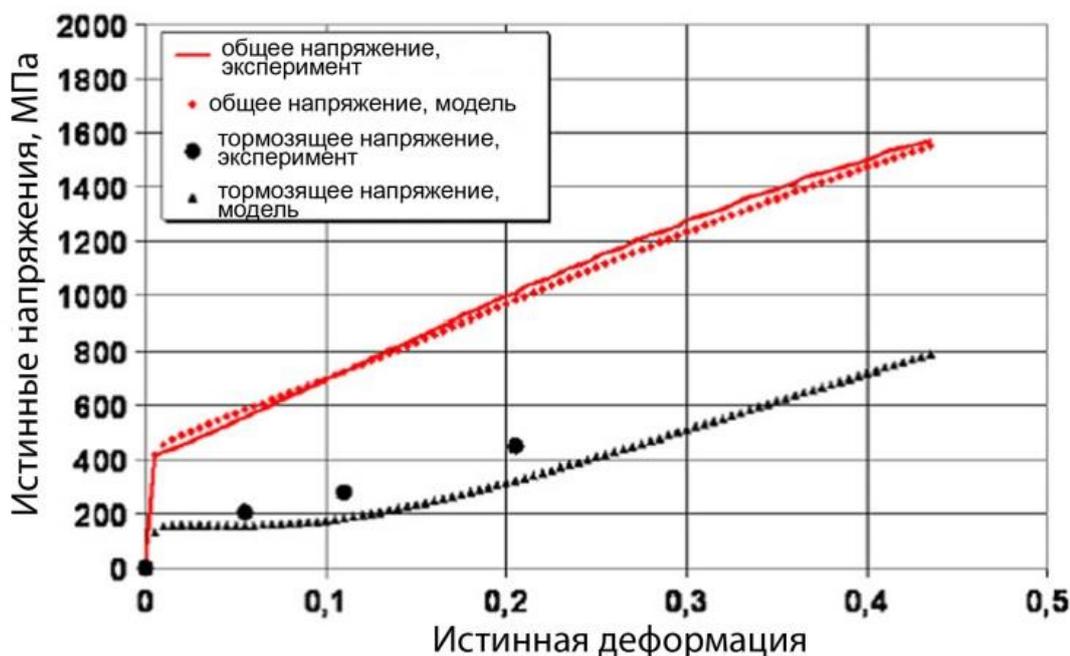


Рис. 1.3 Сравнение между расчетным и экспериментальным монотонным поведением при растяжении и эволюция обратных напряжений для стали Fe-22Mn-0.6C с размером зерна в 3 мкм

Дислокации данной системы скольжения останавливаются на границах зерен и двойников, вызывая обратные напряжения, которые препятствуют движению дислокаций того же знака. Такой прирост обратных напряжений может быть записан в виде:

$$\sigma_b = M \frac{\mu \cdot b}{L} n \quad (1.10)$$

где n – это число дислокаций, остановленных на границе.

Наконец, необходимо предложить закон эволюции для зависимости числа дислокаций, остановленных на границе зерна и двойника, от

деформации. Поток дислокаций, прибывающих к границе в полосе скольжения, может быть рассчитан посредством следующего выражения:

$$\frac{dn}{d\varepsilon_g} = \frac{\lambda}{b} \left(1 - \frac{n}{n_0}\right) \quad (1.11)$$

где λ – это среднее расстояние между полосами сдвига, n_0 – это максимальное число дислокационных петель на границе. Отношение λ/b дает число дислокаций на полосы сдвига, геометрически необходимое для обеспечения деформации, а корректирующий член $(1-n/n_0)$ нужен для учета конечного числа мест, доступных для дислокаций на границе.

Было показано, что выражение (1.4) должно быть немного изменено с учетом насыщения границ дислокациями:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon_g} = M \cdot \left(\frac{1-n/n_0}{b \cdot L} + \frac{k}{b} \sqrt{\rho} - f \cdot \rho\right) \quad (1.12)$$

Модель требует выражения, описывающего эволюцию сдвойникованной доли с деформацией. В отсутствие проверенной физической модели был выбран эмпирической закон:

Для $\varepsilon > \varepsilon_{\text{начал}}$:

$$F = F_0(1 - e(\beta(\varepsilon - \varepsilon_{\text{начал}}))) \quad (1.13)$$

где $\varepsilon_{\text{начал}}$, F_0 , β и m – коэффициенты, которые должны быть определены.

Таблица 1.1

Параметры, использованные в моделировании

Параметр	Физическое значение	Значение
μ	Модуль сдвига	65 ГПа
b	Вектор Бюргера	$2,5 \times 10^{-10}$ м
M	Фактор Тейлора	3,06
α	Средняя сила дислокаций	0,4
k	Упрочнение леса дислокаций	0,025
f	Динамический возврат	2,8
λ	Среднее расстояние между полосами сдвига	$12,66b$
F_0	Максимальная доля двойников	0,2
e	Средняя толщина двойников	30 нм
$\epsilon_{\text{начал}}$	Критическое напряжение начала двойникования	0,03
β	-	3
m_0	-	2

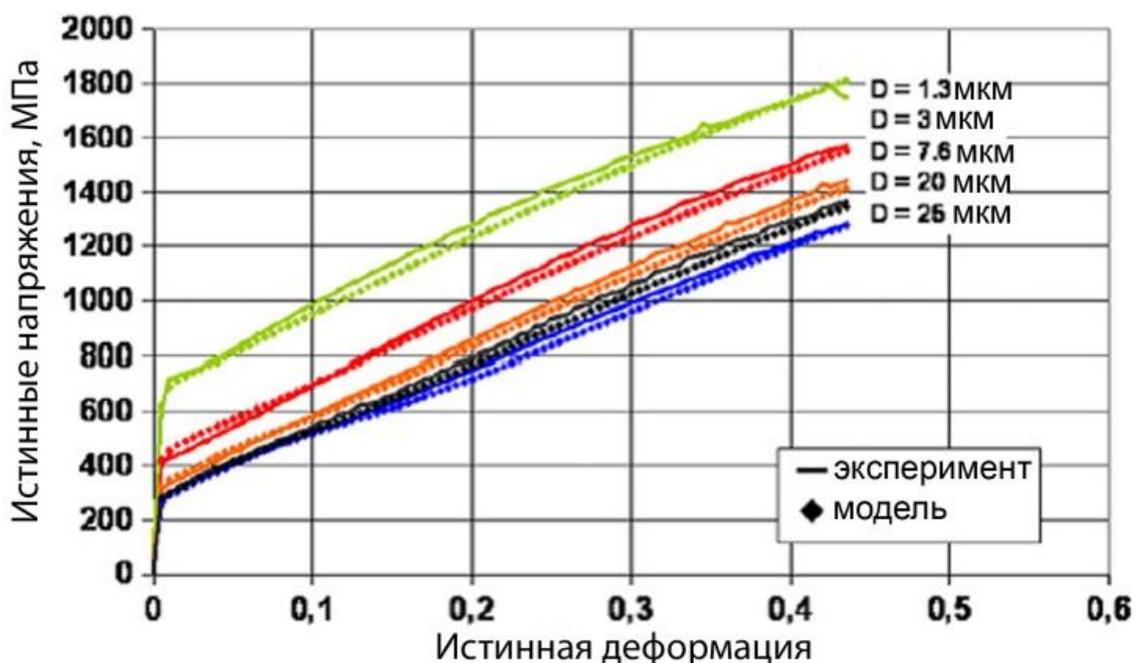


Рис. 1.4 Сравнение модели и экспериментальных данных при испытаниях на растяжение стали Fe-22Mn-0.6C с различным размером зерна

Рисунки 1.3 и 1.4 показывают хорошее совпадение между моделью и экспериментальными данными касательно эволюции обратных напряжений и полного напряжения течения с параметрами, приведенными в таблице 1.

1.3 Влияние размера зерна на механические свойства TWIP стали. Закон Холла-Петча

Размер зерен оказывает заметное влияние на явления, связанные с пределом текучести. Это влияние представлено на рисунке 1.5, который показывает изменение формы кривой напряжение - деформация для поликристаллического железа в широком интервале размеров зерен.

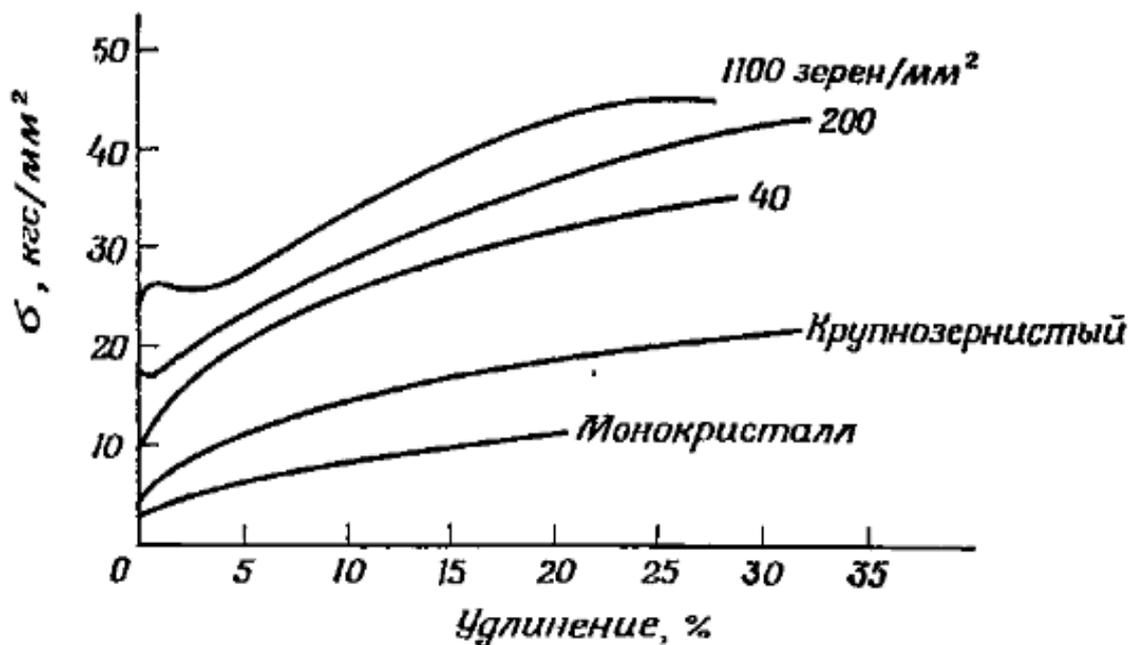


Рис. 1.5 Влияние размера зерен на характер кривых напряжение – деформация обезуглероженного железа

При уменьшении размера зерен вся кривая смещается в область более высоких напряжений, при этом возрастает значение предела текучести [26,27].

На рисунке 1.6 показаны различные кривые испытаний на растяжение холоднокатаных полос стали Fe-22Mn-0.6C с разным размером зерна. На рисунке 1.7 приведены зависимости предела текучести от размера зерна в этой стали.

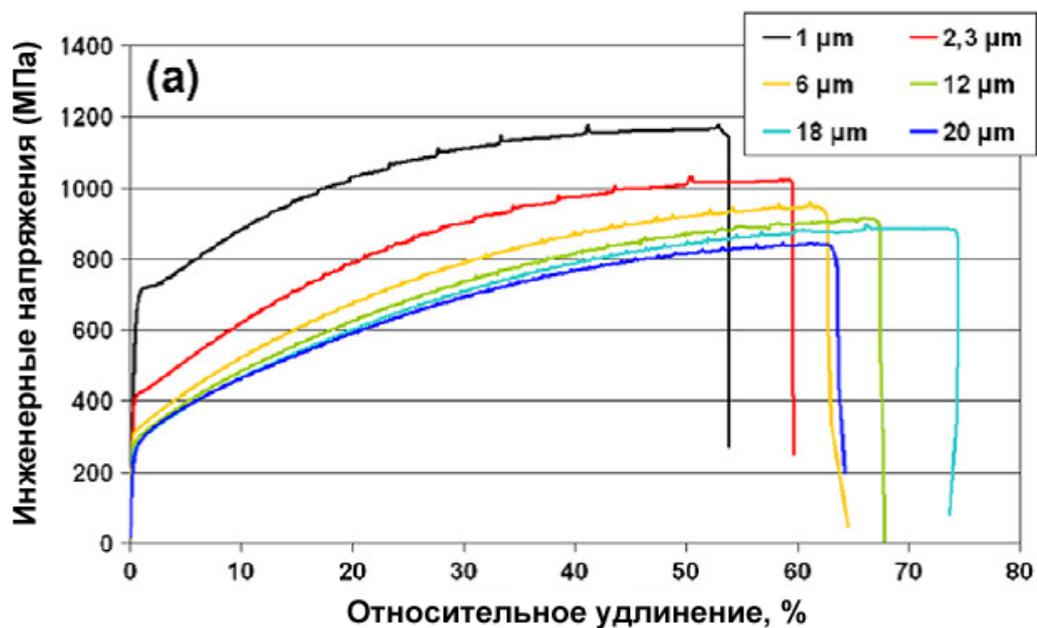


Рис. 1.6 Кривые испытаний на растяжение полос стали Fe-22Mn-0.6C с разным размером зерна

Приведенные данные могут быть выражены с использованием стандартного выражения Холла-Петча:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K_y/\sqrt{d} \quad (1.14)$$

где σ_0 – это внутреннее трение решетки, K_y – коэффициент упрочнения и d – размер зерна. Коэффициенты в данном выражении, позволяющие наиболее точно описать экспериментальные данные: $\sigma_0 = 132$ МПа, $K_y = 449$ МПа для стали Fe-22Mn-0.6C. Наиболее подходящее значение предела текучести для сталей в автомобилестроении около 600-700 МПа. Согласно рисунку 1.7 такие значения могут быть достигнуты при размере зерна в 1 мкм.

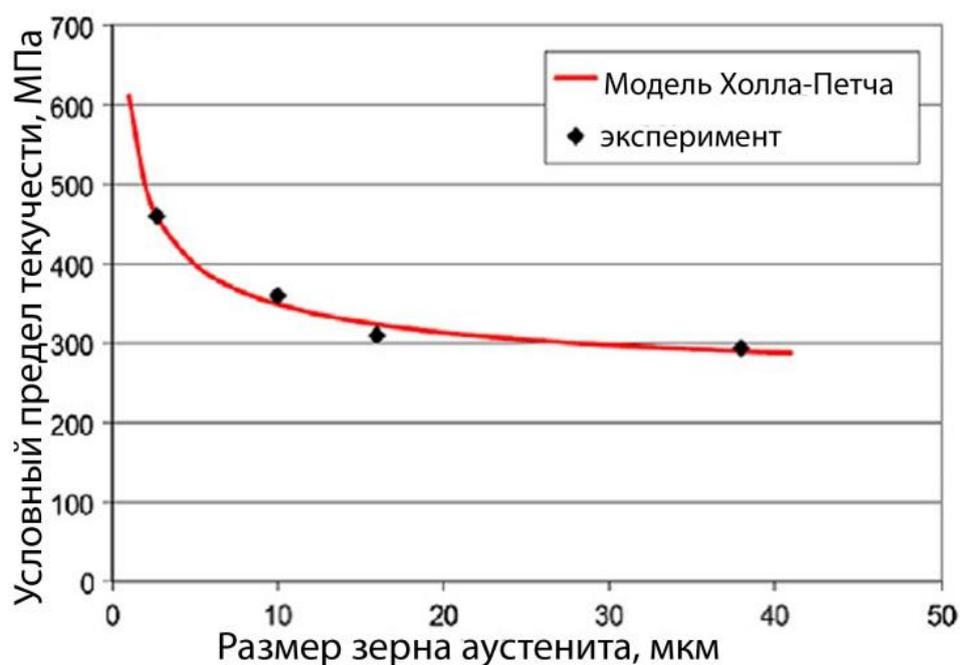


Рис. 1.7 Зависимость условного предела текучести стали Fe-22Mn-0.6C от размера зерна

К сожалению, промышленные режимы, а точнее их ограничения, позволяют получить в данной стали минимальный размер зерна лишь 2.5 мкм. Таким образом, максимальное значение предела текучести для полностью рекристаллизованных полос стали составляет 450 МПа.

1.4 Влияние химического состава на виды деформационных превращений

Различное содержание легирующих элементов оказывает влияние на фазовые превращения в стали. Марганец является аустенитобразующим элементом, поэтому при добавлении его в железо можно получить аустенитные стали. В марганцевых сталях наблюдаются два типа мартенситных превращений: $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \epsilon$; ϵ -мартенсит представляет собой пересыщенный раствор углерода в ГП решетке.

Концентрационные интервалы существования указанных фаз в закаленных марганцевых сталях зависят от содержания Mn. Увеличение содержания Mn приводит к увеличению удельного объема ϵ -мартенсита, а увеличение содержания Ni приводит к увеличению удельного объема α' -мартенсита. Марганец влияет на структуру закаленных сталей следующим образом:

- 1) в сплавах железа, содержащих до 10 вес.% марганца, при охлаждении ниже M_H образуется ферромагнитный α' -мартенсит;
- 2) при концентрации марганца от 10 до 14,5% количество α' -мартенсита уменьшается, появляется ϵ -мартенсит и остаточный аустенит. Структура является трехфазной ($\alpha+\epsilon+\gamma$);
- 3) при концентрации марганца от 14,5 до 27% наблюдается двухфазная ($\epsilon+\gamma$) структура, количество ϵ -мартенсита в значительной степени зависит от содержания марганца: максимальное количество ϵ -фазы наблюдается в сталях с 17... 18% марганца;
- 4) при содержании марганца в твердом растворе больше 27% материал является аустенитным.

Кристаллы ϵ -мартенсита неферромагнитны. В марганцевых аустенитных сталях с $M_H < 20^\circ\text{C}$ (и даже $M_H < -196^\circ\text{C}$) в результате деформации может появляться ϵ -мартенсит деформации. Следовательно, M_H таких сталей выше 20°C . Превращение аустенита может проходить в этом случае по схеме: $\gamma \rightarrow$ деформационные двойники $\rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$.

Мартенситная точка повышается при легировании алюминием и кобальтом, снижается при легировании марганцем, молибденом, кремнием, ванадием и хромом. Все указанные химические элементы образуют твердые растворы замещения, а углерод и азот, значительно снижающие M_H — твердые растворы внедрения.

На рисунке 1.8 представлена диаграмма влияния Mn на мартенситное превращение в сталях. Марганец, более резко снижающий $T_{O^{\gamma \rightarrow \alpha}}$, оставляет

без существенных изменений $T_0^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ вплоть до $\sim 30\%$ Mn, что обеспечивает развитие $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращения в стали.

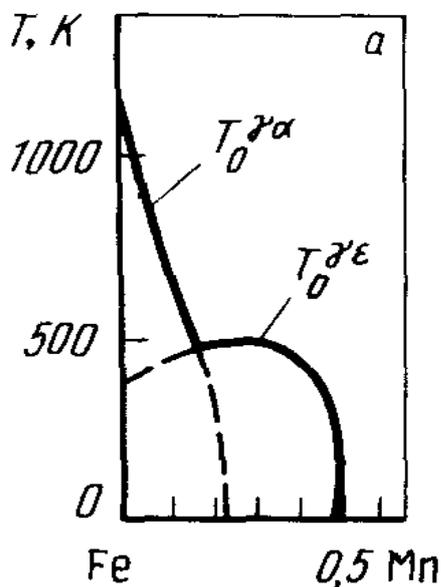


Рис. 1.8 Влияние легирующих элементов на образование мартенсита деформации в системе Fe – Mn

Углерод и азот в количестве $<0,3\%$ не подавляют существенно деформационное мартенситное превращение $\gamma \rightarrow \varepsilon$, но резко снижают температуру $M_H^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ и ограничивают область $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращения при охлаждении. Поэтому присутствие элементов внедрения в виде примесей или умеренное легирование ими сталей обеспечивают получение аустенита, стабильного при глубоком охлаждении, но способного к активному деформационному превращению $\gamma \rightarrow \varepsilon$. Для подобных сталей, в отличие от сталей с деформационным мартенситным превращением $\gamma \rightarrow \alpha'$, характерна значительная ($>200^\circ\text{C}$) разница температур M_H и M_D [28-32].

1.5 Влияние деформационной обработки на микроструктуру и механические свойства TWIP сталей

Одним из недостатков TWIP сталей, ограничивающим их промышленное применение, является их низкий предел текучести. Наиболее простым способом увеличения предела текучести является деформационная обработка. Так как основное применение эти стали находят в автомобильной промышленности, деформация заключается в листовой прокатке. Листовая прокатка проводится при комнатной температуре для того, чтобы действовал механизм, обеспечивающий сочетание высокой пластичности и прочности TWIP сталей – деформационное двойникование.

Хааз с соавторами в своей работе [33] исследовали микроструктуру высокомарганцевой стали Fe-28Mn-0.28C после холодной прокатки. Эволюцию микроструктуры анализировали с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) (рис. 1.9). ПЭМ-изображения в светлом поле (рис. 1.9 (а,б)) показывают образование параллельных полос скольжения в выбранном зерне после 10% обжатия при холодной прокатке. После 60% обжатия при холодной прокатке, кроме деформационных полос (рис. 1.9 (в)), в микроструктуре присутствуют деформационные двойники (рис. 1.9 (г)). Соответствующая электронограмма представлена на рисунке 1.9 (д) и показывает ось зоны [011] аустенита. 80% обжатия при холодной прокатке приводит к увеличению количества двойников деформации. Наблюдаемые на рисунке 1.9 (е) группы микродвойников имеют толщину от 80 до 90 нм. Эти группы состоят из тонких двойников толщиной от 3 до 5 нм и расстояния между ними от 5 до 30 нм. Соответствующая картина дифракции указывает на наличие оси зоны [011] аустенитной фазы. В дополнение к деформационным двойникам (рис. 1.9 (ж)) образование полос сдвига наблюдалось внутри одного зерна, что видно из рисунка 1.9 (з).

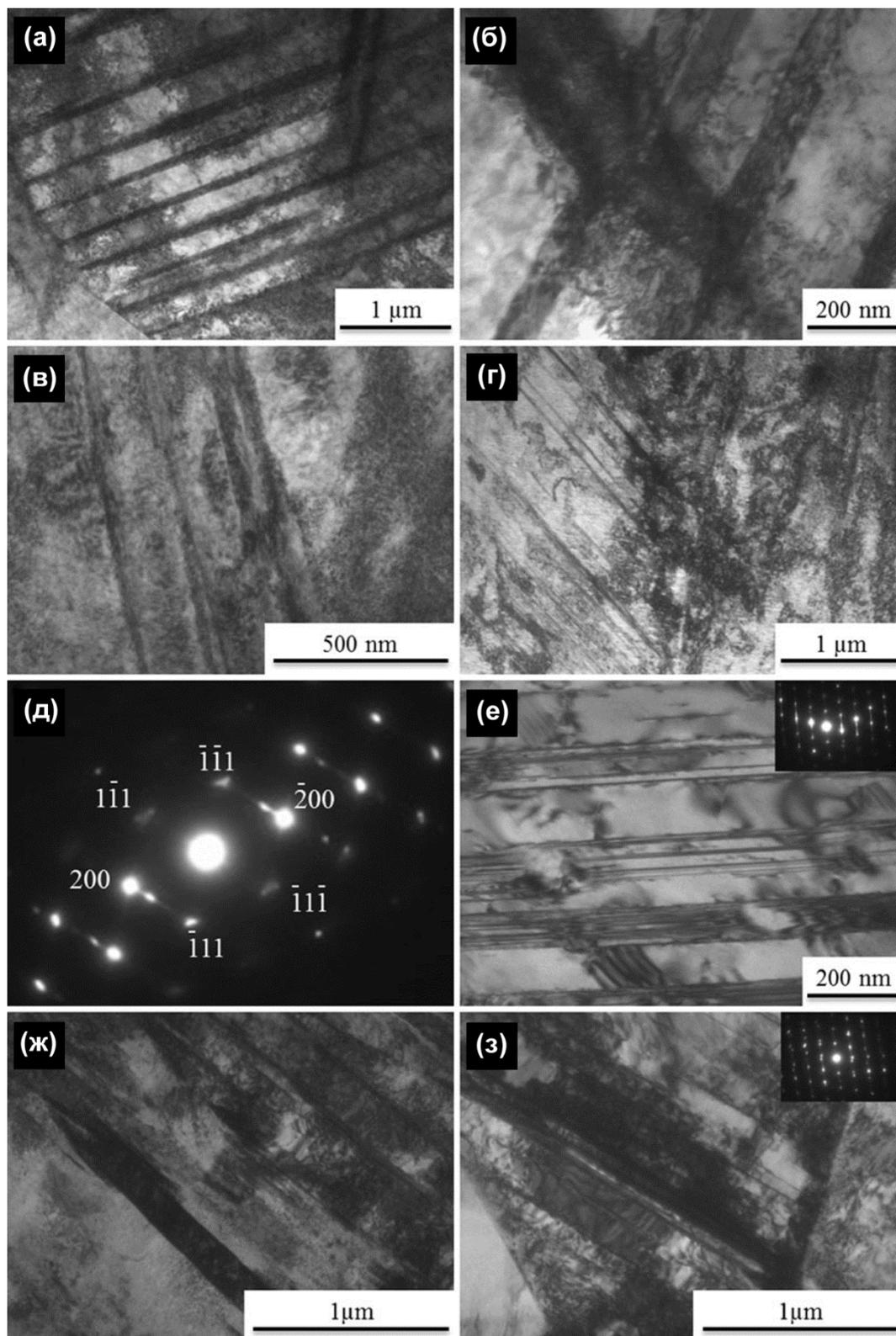


Рис. 1.9 Эволюция микроструктуры стали Fe-28Mn-0.28C при холодной прокатке: (а,б) 10%; (в,г) 60%; (д) дифракция с области (г); (е-з) 80%

Более детально эволюция структуры TWIP стали при прокатке до больших степеней (60 и 80%, $\epsilon=0.92$ и 1.61 , соответственно) была изучена в работе [34] на стали Fe-23%Mn-0.3%C-1.5%Al. При увеличении степени обжатия при прокатке до 60% происходит образование полос микросдвига, проходящих сквозь зёрна и перерезающих ранее образовавшиеся двойники деформации (рис. 1.10 (а)). Полосы микросдвига образуются в виде области локализованного сдвига. После 60% деформации среднее расстояние между двойниками деформации в стали Fe-23%Mn-0.3%C-1.5%Al составляет 100 нм. Полосы сдвига уширяются в процессе дальнейшей деформации и сливаются в единую сеть полос макросдвига, разбивающую структуру на отдельные сдвойникованные области (рис.1.10 (б)). Сами полосы макросдвига состоят из сильно разориентированных кристаллитов со средним размером около 20 нм. Все сдвойникованные во время деформации области поворачиваются так, что границы двойников стремятся выровняться вдоль плоскости прокатки. Расстояние между двойниками при этом сокращается до 40 нм при 80% деформации. В этой же работе изучались механические свойства прокатанных образцов. Холодная прокатка приводит к значительному деформационному упрочнению стали вместе со снижением её пластичности.

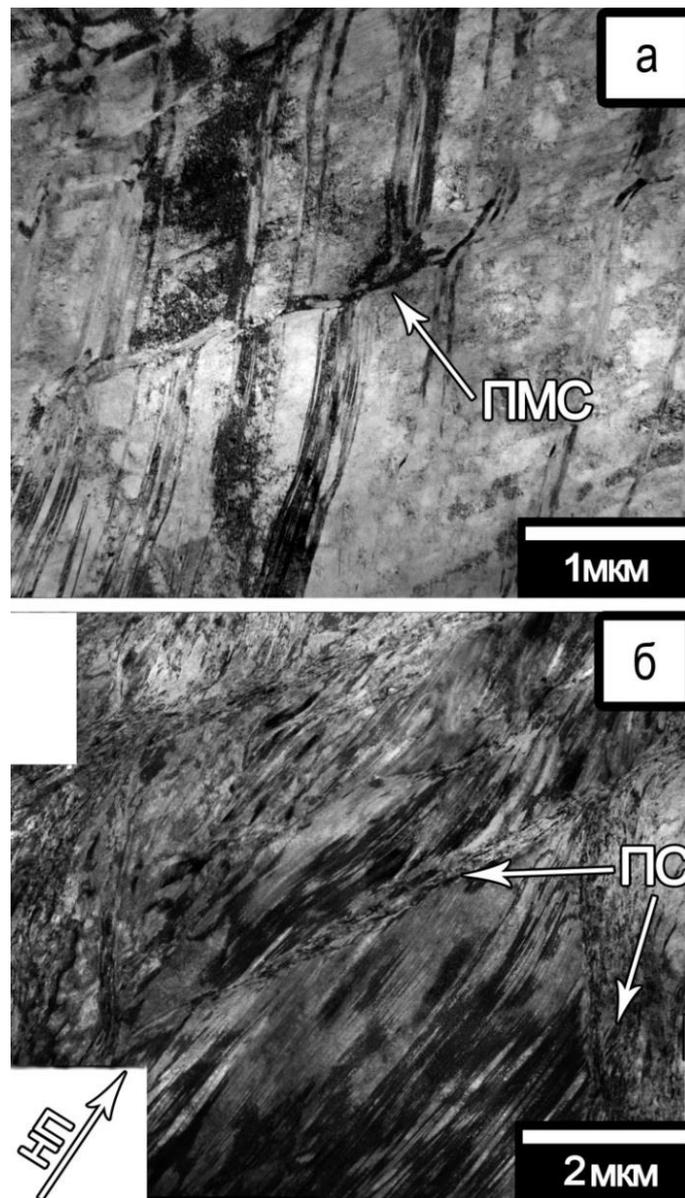


Рис. 1.10 Структура стали Fe-23%Mn-0.3%C-1.5%Al после прокатки:
 а) 60%; б) 80% обжатия. НП – направление прокатки, ПМС – полосы
 микросдвига, ПС – полосы сдвига

На рис. 1.11 приведены кривые растяжения для образцов, прокатанных до различных степеней обжатия. В исходном состоянии сталь Fe-23%Mn-0.3%C-1.5%Al характеризуется сравнительно низким пределом текучести равным 235 МПа. При прокатке до 20% наблюдается его двукратный рост, а на финальной стадии деформации (80%) условный предел текучести достигает значений в 1400 МПа.

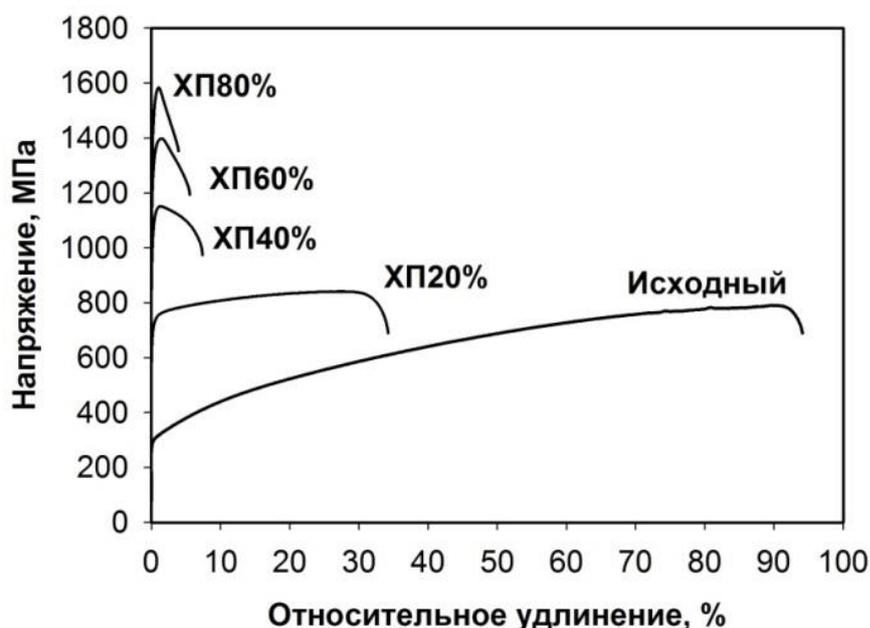


Рис. 1.11 Кривые «напряжение-деформация» образцов стали Fe-23Mn-0.3C-1.5Al, прокатанных до различных степеней обжатия. Обозначения образцов:

ХП – холодная прокатка, 20% - степень обжатия

Одновременно со значительным упрочнением в процессе прокатки происходит резкое снижение пластичности материала. В образце, деформированном на 20%, равномерное удлинение снижается до 30% и затем падает до нескольких процентов при деформации свыше 40%. Такое изменение пластичности материала также связано с развитием деформационного двойникования. Результаты работы [34] показывают, что исходные зёрна при деформации свыше 40% делятся границами деформационных двойников до нанокристаллического масштаба. Вместе с тем, во всех прокатанных образцах плотность дислокаций превышает 10^{15} м^{-2} . Всё это затрудняет дальнейшее деформационное упрочнение при испытаниях на растяжение и приводит к быстрой локализации деформации (образованию шейки) и разрушению, что является типичным деформационным поведением для многих нанокристаллических материалов [35,36].

1.6 Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства TWIP сталей

Холодная прокатка является наиболее простым способом повысить предел текучести TWIP сталей, однако при этом возникает 2 проблемы: 1) значительно снижается деформационное упрочнение и 2) холодная прокатка приводит к анизотропии свойств. Оба этих фактора сильно снижают пластичность стали и, как следствие, формруемость листа. Повысить пластичность можно термической обработкой.

Ряд экспериментов был выполнен для сталей Fe-22Mn-0.6C и Fe-17Mn-0.9C-0.3V с целью определения интервала параметров полезной деформации и отжига на возврат. Такие же работы были проведены для сталей Fe-18Mn-0.6C-1.5Al и Fe-16Mn-0.08C-2.4Al-2.5Si за авторством Kang [37] с соавторами и Viskorova [38] с соавторами, соответственно. Деформация холодной прокаткой (0%, 15%, 30% и 50%) для Fe-22Mn-0.6C и 50% для Fe-17Mn-0.9C-0.3V была проведена на полностью рекристаллизованных холоднокатаных и отожженных образцах (исходный размер зерна 1,8-3 микрометра). Было протестировано 3 температуры отжига на возврат: 350 °C, 400 °C, 500 °C в течение 60 секунд, 1800 секунд и 3600 секунд. Более высокие температуры и длительные выдержки были исключены в этих высокоуглеродистых сталях из-за риска выделений цементита. Результаты сведены в рисунок 1.12. Основным результатом явилось снижение предела текучести и увеличение удлинения при росте температуры.

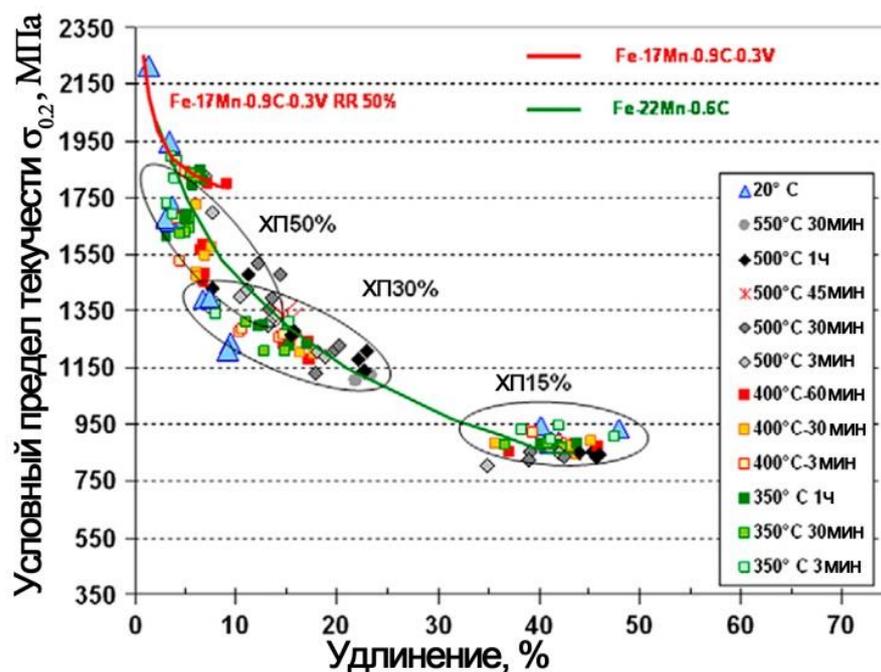


Рис. 1.12 Механические свойства TWIP сталей Fe-22Mn-0.6C и Fe-17Mn-0.9C-0.3V после 15%, 30% и 50% холодной прокатки (ХП) и последующим отжигом на возврат при 350, 400 и 500 °C с различным временем выдержки

Для меньших степеней деформации было замечено либо отсутствие, либо незначительное повышение пластичности в сравнении с холоднокатаными образцами. При высоких степенях деформации после отжига на возврат может быть восстановлено до 15% пластичности и при этом сохранить уровень предела текучести более 1000 МПа.

Большое количество экспериментов по высокотемпературному отжигу на возврат было выполнено Kang с соавторами [37] по стали Fe-18Mn-1.5Al-0.6C, деформированной до 60% обжатия холодной прокаткой. Кривые растяжения, полученные после отжигов в интервале температур от 550 °C до 1100 °C в течение 600 секунд, приведены на рисунке 1.13. Следует отметить, что после отжига на 700 °C и выше были обнаружены выделения цементита.

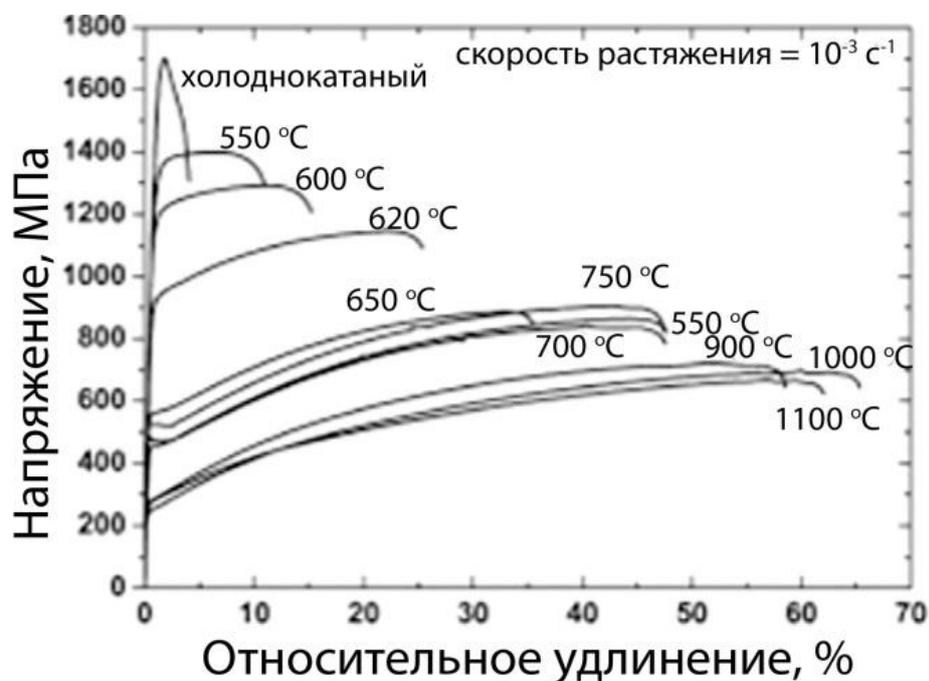


Рис. 1.13 Кривые «напряжение-деформация» холоднокатаной стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, отожженной при разных температурах в течение 10 мин

Увеличение температуры отжига на возврат выше 550 °C будет приводить к частично рекристаллизованной микроструктуре, такой подход может быть использован для TWIP сплавов с низким содержанием углерода, где вероятность выделения цементита мала. Эта возможность была исследована Dini с соавт. [39], которые нашли, что лучшие сочетания свойств прочности и пластичности получаются при использовании наибольших деформаций при холодной прокатке и отжиге на нижнем пределе частичной рекристаллизации (рис. 1.14). Следует отметить, что чувствительность механических свойств к даже небольшим температурным изменениям в этой области очень высока и может создавать проблемы надежности и повторяемости при промышленном применении.

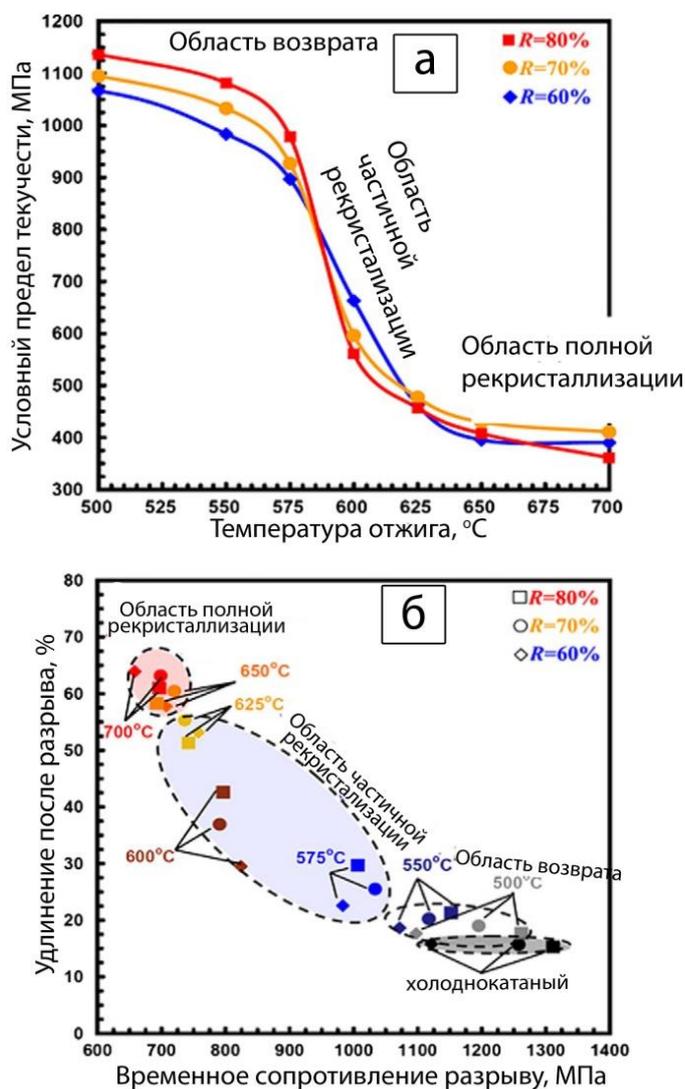


Рис. 1.14 Зависимость условного предела текучести стали от степени предшествующей холодной прокатки и температуры отжига (а); зависимость временного сопротивления разрыву и удлинения после разрыва от степени предшествующей холодной прокатки и температуры отжига (б). R – степень предшествующей холодной прокатки

В работе [40] была исследована эволюция микроструктуры высокомарганцевой стали Fe-17.7Mn-1.5Al-0.3C после отжига. Образец после 10-минутного отжига характеризуется развитием бимодальной микроструктуры с рекристаллизованной и нерекристаллизованной областями (рис.1.15 (а)). Доля рекристаллизованных зерен в этом случае составляет

около 60%. Увеличение времени отжига до 30 мин (рис.1.15 (б)) приводит к полностью рекристаллизованной структуре со средним размером зерен 0,65 мкм. Рекристаллизованная микроструктура содержит мелкие равноосные зерна и крупные зерна, вытянутые вдоль направления прокатки. Такая гетерогенность может быть связана с наличием структурных элементов, таких как двойники и микрополосы сдвига, что приводит к неравномерному распределению центров рекристаллизации. Увеличение времени отжига от 1 ч до 2 ч (рис.1.15 (в,г)) не вызывает заметного увеличения среднего размера зерна. Рекристаллизованная микроструктура практически не изменяется с увеличением времени отжига. Микроструктура, полученная после холодной прокатки до 95% обжатия и последующего длительного отжига в течение 6-18 часов (рис.1.15 (д,е)), почти такая же, как при кратковременном отжиге (от 30 мин до 2 ч). Размер зерна немного увеличивается с 0,87 до 0,98.

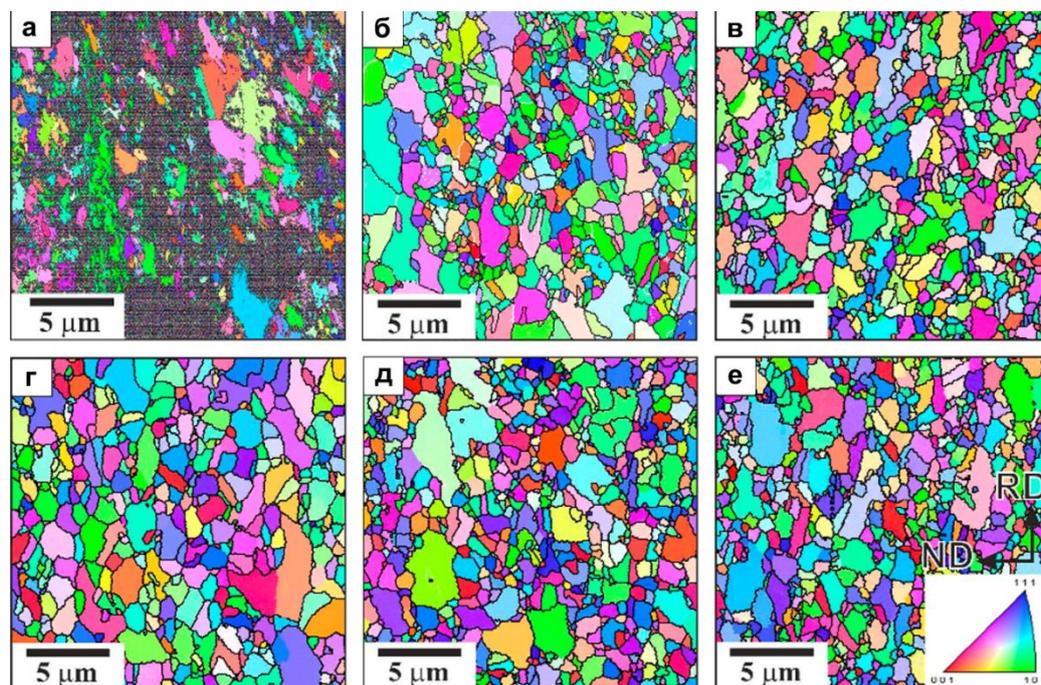


Рис. 1.15 Микроструктура стали после холодной прокатки (95% обжатия) и последующего отжига при 550 °С в течение 10 мин (а), 30 мин (б), 1 ч (в), 2 ч (г), 6 ч (д), и 18 ч (е), соответственно

Эволюция микроструктуры в стали Fe-17.7Mn-1.5Al-0.3C, подвергнутой холодной прокатке, обсуждалась в предыдущих работах автора [42, 43].

1.7 Актуальность и значимость исследования

Изучение механизмов формирования микроструктуры в процессе холодной прокатки и последующего отжига позволит значительно оптимизировать процесс получения необходимой структуры с заданным уровнем механических свойств изготавливаемых изделий. Сокращение затратных операций из технологического процесса позволит снизить затраты на тепло- и электроэнергию. Сокращение продолжительности технологических операций позволит экономить время, увеличив тем самым производительность процесса, что будет способствовать снижению себестоимости выпускаемой продукции. Следует отметить, что прокатка является наиболее производительным и дешевым методом получения стальных полуфабрикатов благодаря свойственной ей непрерывности рабочего процесса. Кроме того, производство катаных полуфабрикатов из аустенитных TWIP-сталей с повышенными прочностными свойствами откроет дополнительные возможности применения таких материалов.

Потенциальными потребителями научного результата являются промышленные предприятия, производящие лист и сортовой прокат. Разработанные способы деформационно-термической обработки стали могут быть использованы такими предприятиями, как ООО «Дженерал Моторз Авто» (г. Санкт-Петербург), ООО «Фольксваген Рус» (г. Калуга), ООО "Соллерс Дальний Восток" (г. Владивосток).

Благодаря исследованиям, направленным на изучение различных режимов деформационно-термических обработок TWIP сталей можно повысить комплекс механических свойств, получить оптимальное соотношение прочности и пластичности, а также проводить обработку

материала, не прибегая к сложным технологическим установкам, с целью снижения себестоимости продукта.

1.8 Постановка задач исследования

Данная сталь имеет низкий предел текучести, поэтому верно подобранная деформационно-термическая обработка позволяет повысить предел текучести TWIP сталей до требуемых значений. Так как основное применение эти стали находят в автомобильной промышленности, деформация заключается в листовой прокатке, после чего выполняется отжиг. В связи с этим целью данной работы является:

Выявление оптимальных режимов деформационно-термической обработки, приводящих к развитию микроструктуры, обеспечивающей наилучший комплекс механических свойств.

Для достижения поставленной цели, решались следующие задачи:

- 1) Установить влияние холодной прокатки и температуры отжига на изменение микроструктуры TWIP-стали.
- 2) Изучить влияние холодной прокатки и температуры отжига на изменение механических свойств TWIP-стали.
- 3) Выявить влияние структуры на механические свойства, определить вклады структурного и дислокационного упрочнения сталей.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Описание материала исследования

2.1.1 Характеристика материала

Для проведения исследований использовали высокомарганцевую аустенитную сталь класса TWIP следующего химического состава: Fe – 18%Mn – 0.6%C – 1.5%Al.

Для определения элементного состава стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al количественным методом был использован рентгено-флуоресцентный спектрометр ARL OPTIM'X.

Таблица 2.1

Химический состав стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al

Элемент	C	Mn	Al	Si	Cr	S	P	Fe
Кол-во (масс. %)	0.62	17.5	1.5	0.03	0.04	0.007	0.017	ост.

2.1.2 Влияние легирующих элементов на фазовые превращения стали

В диапазоне от 5 до 25 масс.% Mn при комнатной температуре имеет место многофазная структура с преобладанием α' -мартенсита, который при повышении содержания Mn, замещается ϵ -мартенситом. Оба типа мартенсита могут образоваться как при содействии напряжений, так и их образование может вызываться пластической деформацией. Для предотвращения мартенситного превращения требуется либо повысить Mn выше 27%, либо ввести C [44]. C подавляет образование мартенсита деформации. Добавление большего количества C приводит к образованию карбидов типа M_3C .

Элементы C, Mn, Al, влияют на величину энергии дефекта упаковки. График влияния содержания Mn, Al и C приведен на рисунке 2.1. Из графика видно, что, увеличивая содержание Al, можно создать TWIP сталь с

пониженным содержанием Mn и C, при условии, что ЭДУ стали будет лежать выше поверхности 20 мДж/м². Использование этих графиков позволяет разработать TWIP стали с различным содержанием C, Mn, Al, но с одинаковой величиной ЭДУ.

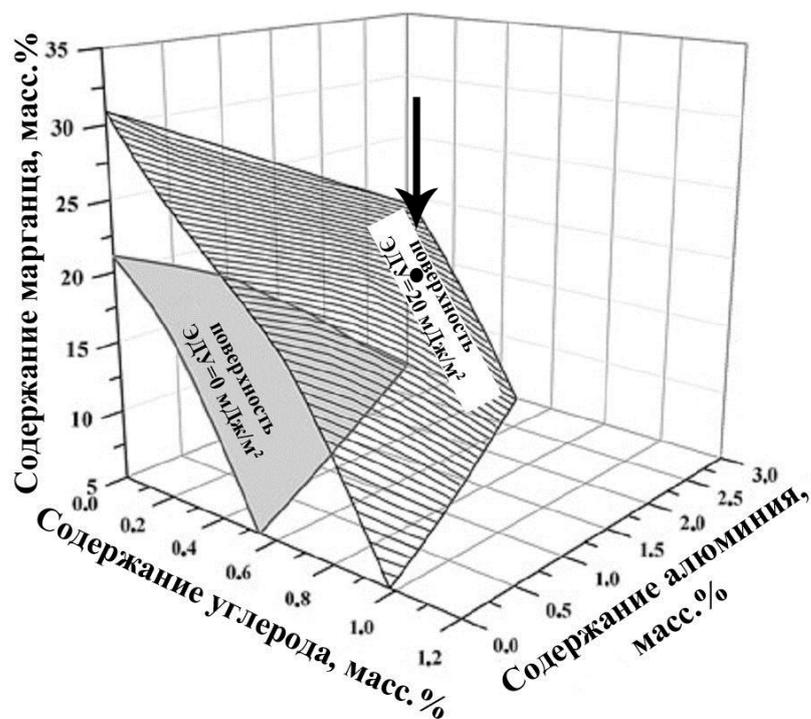


Рис. 2.1 Расчетное влияние химического состава на ЭДУ сталей системы Fe-Mn-Al-C. Точкой на диаграмме отмечена исследуемая сталь.

Из рисунка 2.1 видно, что величина энергии дефекта упаковки стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al составляет около 20 мДж/м², что соответствует области TWIP-эффекта.

2.2 Методика пластической деформации

В качестве метода пластической деформации была выбрана продольная прокатка. Схема проведения продольной прокатки представлена на рисунке 2.2.

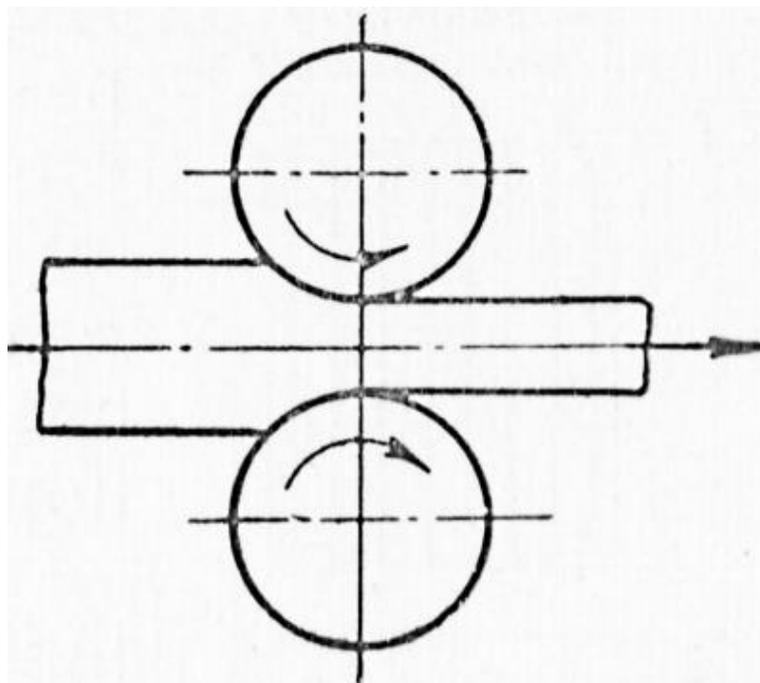


Рис. 2.2 Принципиальная схема листовой прокатки.

Пластическую обработку TWIP-стали методом листовой прокатки проводили на реверсивном двухвалковом прокатном стане фирмы HANKOOK M-TECH INDUSTRIES CO LTD марки 2 HI ROLLING MILL DRAWING с диаметром валков 350 мм при комнатной температуре. Образцы исходных размеров 20×40×10 мм были деформированы с толщины 10 мм до 8, 6, 4 и 2 мм, что соответствует 20, 40, 60 и 80% обжатия при прокатке. Шаг деформации составил 10%, скорость прокатки составила 10 м/мин.

2.3 Методика термической обработки

Отжиг образцов высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, прокатанных до различных степеней деформации, выполнялся при температурах 400-700 °С в электрической печи LT 5/12/B180 Nabernern GmbH в течение 30 минут.

После предварительной маркировки образцы высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al помещались в предварительно нагретую до необходимой температуры печь с помощью специального захвата и с использованием защитных перчаток и маски. Время нагрева выбиралось в соответствии с размером образца. По истечении необходимого времени изъятие образцов из печи осуществлялось быстро с соблюдением мер безопасности и с последующей закалкой образцов в воду.

Данным методом был проведен отжиг 16 образцов (4 отожгли при температуре 400 °С, 4 – при температуре 500 °С, 4 – при температуре 600 °С и остальные 4 – температуре 700 °С). Время отжига для всех образцов составило 30 минут.

2.4 Методика микроструктурных исследований

2.4.1 Просвечивающая электронная микроскопия

Электронно–микроскопические исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOL–2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Количественная оценка структуры с помощью ПЭМ позволяет определить размер субзерен и плотность дислокаций из микрофотографий с тонких фольг.

Для выявления тонкой структуры сплава готовили фольги из массивных образцов. Заготовкой для получения фольг служила пластина толщиной 0,3–0,5 мм, вырезанная на станке электроэрозионной резки Sodick.

После механической шлифовки пластины до толщины 0,1–0,2 мм из него вырезался диск диаметром 3 мм, и на нем проводилось окончательное электрохимическое утонение фольг в 10%-м растворе хлорной кислоты в уксусной при напряжении 23 В с использованием установки электролитической полировки Struers TENUPOL–5. Готовые фольги промывали в дистиллированной воде, затем в ацетоне и тщательно просушивали.

2.4.2 Растровая электронная микроскопия

Разориентировку границ зерен определяли методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализа) в растровом электронном микроскопе Quanta 600 с приставками для локального химического анализа и анализа картин микродифракции электронов. Границы с углом разориентировки менее 2° в исследованиях не учитывались.

Средний угол разориентировки границ кристаллитов определяли, как:

$$\theta_{cp} = \frac{\sum(\theta_i \cdot N_i)}{\sum N_i}, \quad (2.1)$$

где θ_{cp} – средний угол разориентировки, (°); θ_i – угол разориентировки i -той границы, (°); N_i – количество границ с углом разориентировки θ_i .

2.4.3 Расчет плотности дислокаций методом Kernel Average Misorientation (КАМ)

Плотность дислокаций была рассчитана для данной стали по средней разориентировке по Кернелу, согласно уравнению Франка:

$$\theta \approx 2 \sin \frac{\theta}{2} = \frac{N \times b}{h}, \quad (2.2)$$

где θ – это разориентировка, создаваемая стенкой, состоящей из N дислокаций высотой h , b – вектор Бюргерса. В данном случае h – шаг сканирования. Плотность дислокаций таким образом может быть рассчитана как отношение числа дислокаций к площади сканирования:

$$\rho = \frac{N}{S} = \frac{2\theta}{\sqrt{3}hb} \quad (2.3)$$

где S – площадь сканирующего шестиугольника,

2.5 Методика механических испытаний

2.5.1 Испытания на растяжение

Для оценки механических свойств высокомарганцевой стали проводили статические испытания на растяжение плоских образцов на универсальной машине Instron 5882 при температуре 20°C и скорости деформирования 2 мм/мин.

Из заготовки вырезались плоские образцы с размерами рабочей части 1,5×3×16 мм (рис. 2.3).

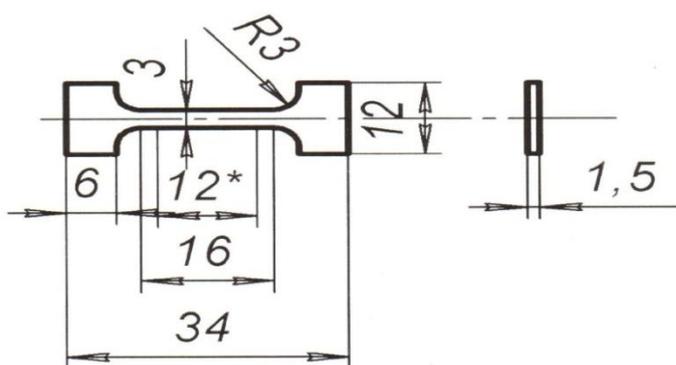


Рис. 2.3 Чертеж образца для механических испытаний на растяжение

По результатам испытания образцов при комнатной температуре оценивали предел текучести ($\sigma_{0.2}$), предел прочности (σ_B) и относительное удлинение (δ) по методикам, описанным в ГОСТ 1497-84 [45] и ГОСТ 9651-84 [46], соответственно.

Вырезку образцов проводили на станке электроэрозионной резки с толщиной режущей медной проволоки 0,2 мм. 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. Глубина резания при последнем проходе не превышала 0,3 мм. Заусенцы на гранях плоских образцов удалялись механическим способом без повреждения поверхности образца, путем зачистки на шлифовальном круге. Значение параметров шероховатости обработанных поверхностей R_z образцов не превышало 20 мкм – для боковых поверхностей в рабочей части плоского образца. Испытания проводили на двух и более образцах. Применяли пропорциональные плоские образцы толщиной в рабочей части 1,0 мм с начальной расчетной длиной l_0 .

$$l_0 = 5,65 \sqrt{F_0} \quad (2.4)$$

где F_0 – начальная площадь поперечного сечения рабочей части образца.

Отношение между шириной и толщиной плоских образцов не превышало 8:1. Способ крепления предупреждал проскальзывание образцов в захватах, смятие опорных поверхностей, деформацию головок и разрушение образца в местах перехода от рабочей части к головкам и в головках. Предельные отклонения по толщине плоских образцов не более 0,1 мм. Рабочая длина образцов L составляла:

$$L = l_0 + 2\sqrt{F_0} \quad (2.5)$$

Механические испытания проводили на универсальной машине Instron 5882 с автоматической регистрацией значений деформирующей нагрузки и удлинения образца. Запись данных осуществлялась на персональный компьютер с помощью специального программного обеспечения разработанного фирмой Instron.

Измерения геометрических размеров образцов для определения начальной площади поперечного сечения проводили с погрешностью не

более 0,5%. Измерение размеров образцов до испытания проводили не менее, чем в трех местах – в средней части и на границах рабочей длины. За начальную площадь поперечного сечения образца в его рабочей части принимали наименьшее из полученных значений на основании произведенных измерений с округлением до 0,01 мм². Начальную расчетную длину ограничивали на рабочей длине образца рисками и измеряли с помощью инструментального микроскопа с погрешностью измерения менее 0,1 мм. Для пересчета относительного удлинения после разрыва с отнесением места разрыва к середине и для определения относительного равномерного удлинения по всей рабочей длине образца наносили с помощью металлической линейки.

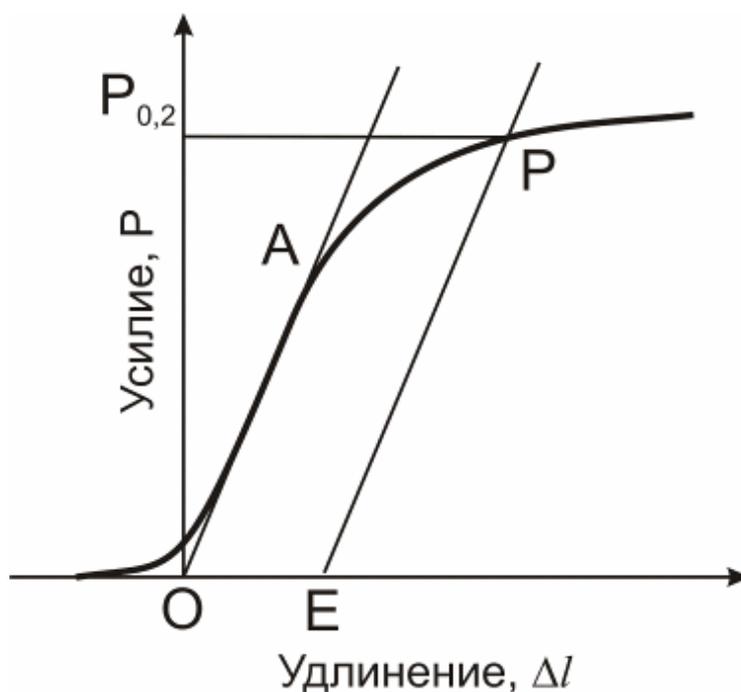


Рис. 2.4 Определение условного предела текучести с допуском на величину пластической деформации по диаграмме растяжения

Предел текучести условный с допуском на величину пластической деформации при нагружении $\sigma_{0,2}$ определяли по диаграмме деформации,

полученной на испытательной машине. Для определения предела текучести условного по диаграмме растяжения вычисляли величину пластической деформации с учетом установленного допуска, исходя из длины рабочей части образца или начальной расчетной длины по тензометру. Найденную величину увеличивали пропорционально масштабу диаграммы и отрезок полученной длины ОЕ откладывали по оси удлинения от точки О (рисунок 2.4). Из точки Е проводили прямую, параллельную ОА. Точка пересечения прямой с диаграммой соответствует усилию предела текучести условного при установленном допуске на величину пластической деформации. Предел текучести условный ($\sigma_{0,2}$), Н/мм² (кгс/мм²), вычисляли по формуле:

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0} \quad (2.6)$$

Для определения временного сопротивления σ_B образец подвергали растяжению под действием плавно возрастающего усилия до разрушения. Наибольшее усилие, предшествующее разрушению образца, принимали за усилие P_{max} , соответствующее временному сопротивлению. Временное сопротивление (σ_B), Н/мм² (кгс/мм²), вычисляли по формуле:

$$\sigma_B = \frac{P_{max}}{F_0} \quad (2.7)$$

Для определения конечной расчетной длины образца l_k разрушенные части образца плотно складывали так, чтобы их оси образовали прямую линию. Измерение конечной расчетной длины проводили с помощью инструментального микроскопа измерением расстояния между метками, ограничивающими расчетную длину. Относительное удлинение образца после разрыва (δ) в процентах вычисляли по формуле:

$$\delta = \frac{(l_k - l_0) \cdot 100}{l_0} \quad (2.8)$$

Результаты испытаний не учитывали при разрыве образца в захватах испытательной машины или за пределами расчетной длины образца.

Диаграммы деформации, т.е. зависимости напряжений течения от степени пластической деформации, строили по экспериментальным диаграммам растяжения. Текущее напряжение течения σ_i рассчитывали как отношение текущего усилия деформирования P_i к начальной площади поперечного сечения F_0 . Текущую степень пластической деформации ε_i рассчитывали по формуле:

$$\varepsilon_i = \left(\frac{\Delta l_i}{l_0} - \frac{\sigma_i(\Delta l_p - l_k)}{\sigma_p} \right) \cdot 100\%, \quad (2.9)$$

где Δl_i – текущее удлинение по диаграмме растяжения; l_0 – начальная расчетная длина, Δl_p – удлинение в момент разрыва образца по диаграмме растяжения; l_k – конечная расчетная длина образца; σ_p – напряжение течения, соответствующее удлинению Δl_p (рисунок 2.5).

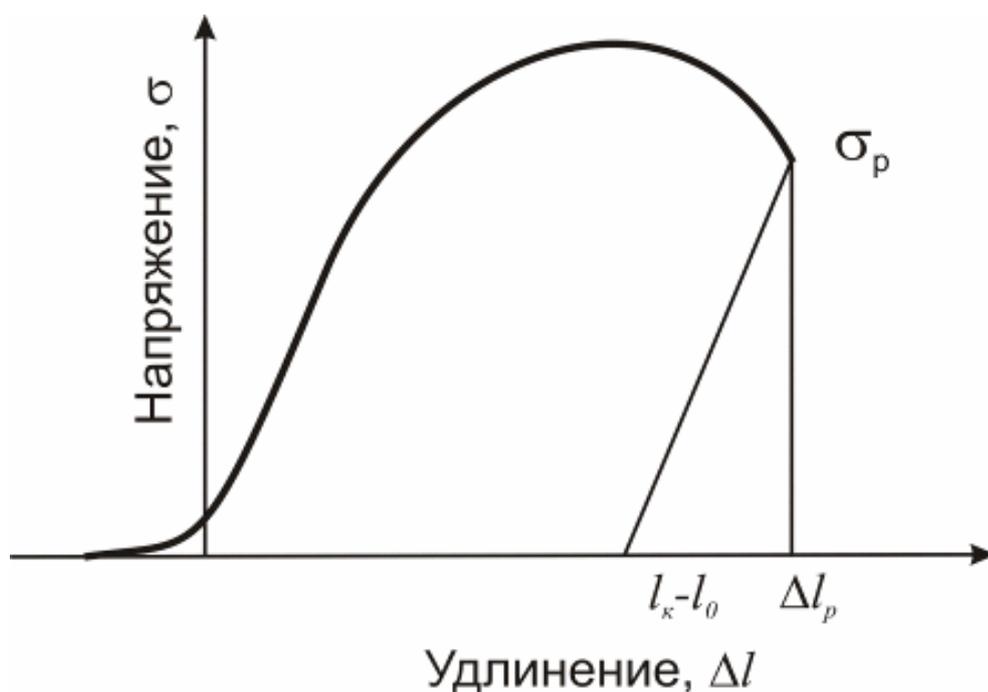


Рис. 2.5 Определение степени пластической деформации

2.5.2 Измерение микротвердости по Виккерсу

Для измерения микротвердости по Виккерсу поверхность образцов высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al была специально подвергнута механической обработке. В результате механической обработки на образцах были получены плоскопараллельные зеркальные поверхности без царапин.

Метод измерения микротвердости по Виккерсу заключается во внедрении алмазной четырехгранной пирамидки с углом при вершине 136° (индентора) в исследуемый образец, перпендикулярно его поверхности и измерении сопротивления образца деформации. В ходе испытания подбирается нагрузка и время внедрения индентора [47].

Измерение микротвердости производилось на цифровом микротвердомере Micro Vickers Hardness Tester digital auto turret (model 402 MVD).

Плоскопараллельный образец помещается на столик, затем выбирается место для внедрения индентора, причем чистота выбранной поверхности от

видимых дефектов играет большую роль в точности определения численных значений твердости. Затем наносится отпечаток с заданной величиной нагрузки 3Н (HV0,3) и временем выдержки 10 сек. Диагонали полученного отпечатка измеряются и усредняются, и на их основе подсчитываются значения твердости HV (МПа). Количество отпечатков на одном образце должно быть не менее десяти, для того чтобы в результате последующей статистической обработки полученные результаты были наиболее близки к истинным, с уменьшением погрешности доверительного интервала.

Все исследования были проведены с использованием оборудования ЦКП «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» НИУ БелГУ.

2.6 Техника безопасности

2.6.1 Введение

Научная сфера деятельности является достаточно важным аспектом успешности определённых предприятий и государства в целом. На сегодняшний день существует целый пакет документов, которые содержат в себе основные правила и условия по охране и безопасности труда для работников лабораторий. Главным нормативным правовым актом по организации и проведению инструктажа по охране труда является ГОСТ 12.0.004-90 [48]. Сама организация труда в лаборатории целиком и полностью возлагается на уполномоченного руководителя. Именно он следит за чётким следованием государственных предписаний. Каждый работник должен находиться в безопасности. С учётом специфики представленной деятельности, можно сделать вывод о том, что без индивидуальных и коллективных средств защиты, представители лаборатории попросту не имеют права приступать к выполнению своих функциональных обязанностей.

Работники лаборатории в обязательном порядке также должны проходить предварительное обучение по технике безопасности на рабочем месте.

Обучение и проверка знаний по охране труда рабочих проводятся в соответствии с нормативными документами по охране труда. Непосредственные руководители обязуются возложить на себя процедуру организации данного обучения. К самой работе в лаборатории допускаются исключительно граждане, достигшие 18-летнего возраста, а также прошедшие предварительно соответствующее медицинское обследование.

Сама процедура обучения в обязательном порядке должна быть подтверждена документально. После предоставления соответствующей документации работодатель может приступать к проведению инструктажа для потенциального сотрудника лаборатории со специфической направленностью деятельности. В то же время, при работе с агрессивными опасными средствами лаборанты должны соответствовать правилам техники безопасности.

Что касается средств индивидуальной защиты для сотрудников лаборатории, то каждый такой специалист должен в обязательном порядке быть обеспечен резиновыми перчатками, специально изготовленными очками, а также хлопчатобумажным халатом. Только с помощью такого профессионального внешнего вида, специалисты могут без особых проблем приступать к выполнению своих прямых функциональных обязанностей.

Кроме того, не стоит забывать о самом помещении, которое предназначается для лабораторных работ. Оно в любом случае должно быть оборудовано противопожарным инвентарём. Ответственным за выполнения данных условий труда становится тот сотрудник, который был специально назначен руководителем лаборатории.

2.6.2 Техника безопасности при работе с химическими веществами

1. Следует знать, где находятся средства индивидуальной защиты, аптечка, средства для тушения пожара (огнетушитель, противопожарное полотно). Проходы для доступа к противопожарному оборудованию и водопроводной раковине всегда должны быть свободны, не заставлены никакими предметами.

2. Запрещается заносить в лабораторию верхнюю одежду и держать на лабораторном столе посторонние предметы (сумки, пакеты и т. д.).

3. С любым веществом в лаборатории следует обращаться как с более или менее ядовитым. Запрещается пробовать на вкус химические вещества. Нюхать химические вещества следует осторожно, направляя к себе газ или пар движением руки.

4. Нагревать реакционную смесь в пробирке следует постепенно, направляя отверстие пробирки в сторону от себя и от работающих рядом сотрудников, так как вследствие частичного перегрева возможно выбрасывание смеси. Нельзя наклоняться над нагревающейся пробиркой.

5. Нельзя проводить опыты в загрязненной посуде. Химическую посуду следует тщательно мыть сразу же после опыта. Хранить концентрированные кислоты и щелочи следует в вытяжном шкафу в прочной посуде на поддоне. Большие бутылки с концентрированными кислотами и аммиаком держат в корзинах.

6. Все работы с концентрированными кислотами и щелочами нужно проводить в вытяжном шкафу.

7. Разбавление кислот следует проводить в тонкостенной стеклянной или фарфоровой посуде, при этом кислоту следует приливать к воде небольшими порциями. Нельзя приливать воду к концентрированной кислоте, так как в этом случае выделяется большое количество теплоты. Вода, как менее плотное вещество, вскипает на поверхности кислоты, и жидкость может быть выброшена из сосуда. Разливать кислоты следует

обязательно через воронку, предохраняя глаза с помощью защитных очков. Наклонять большую бутылку с концентрированной кислотой следует, приподняв ее с пола вдвоем.

8. Разбивание кусков гидроксидов натрия и калия следует производить в специально отведенном месте, предохраняя глаза с помощью защитных очков. При растворении куски щелочи можно брать только пинцетом или шпателем, но не руками. Растворение этих веществ следует проводить небольшими порциями.

9. Ацетон относится к классу кетонов и представляет собой легколетучий растворитель. В пожарном отношении чрезвычайно опасен. Пары образуют с воздухом взрывоопасные смеси. При работе с ацетоном следует соблюдать особые меры предосторожности: не допускать попадания паров в атмосферу, не применять в качестве источника нагревания открытый огонь. По действию на организм ацетон относится к сильным наркотикам, поражающим нервную систему. Опасно вдыхание паров в течение длительного времени или в высокой концентрации.

10. Уксусная кислота относится к классу карбоновых кислот и является легковоспламеняющейся жидкостью. Обладает сильным раздражающим действием. Растворы с концентрацией кислоты выше 30 % вызывают ожоги кожи.

11. Все пролитое, разбитое или просыпанное на рабочих столах, мебели или полу следует тотчас убрать. Не разрешается бросать в раковину бумагу, вату, стекло от разбитой химической посуды, металлические образцы. Запрещается выливать в раковину остатки кислот и щелочей, легковоспламеняющихся жидкостей. Для слива таких веществ в вытяжном шкафу должны находиться специальные сосуды с плотно закрывающимися крышками и соответствующими этикетками: «Слив кислот», «Слив щелочей», «Слив органики».

2.6.3 Техника безопасности при работе с электроприборами

Промышленное электрооборудование требует особого внимания по той причине, что оно содержит в своем устройстве множество различных элементов, контакт с которыми может серьезно травмировать человека. По этой причине важно соблюдать правила техники безопасности во время эксплуатации электрооборудования.

1. Нельзя переносить с места на место включенные в электросеть приборы, а также ремонтировать электрооборудование, находящееся под током.

2. В случае перерыва в подаче тока все электроприборы следует немедленно выключить.

3. В лабораториях, где проводятся работы с легковоспламеняющимися и горючими жидкостями, допускается применять электронагревательные приборы только с закрытой спиралью с асбестовым покрытием.

4. Все электронагревательные приборы (электроплитки, сушильные шкафы, муфельные печи) должны быть размещены на термоизоляционном материале – асбестовом покрытии, керамических плитках и т.д.

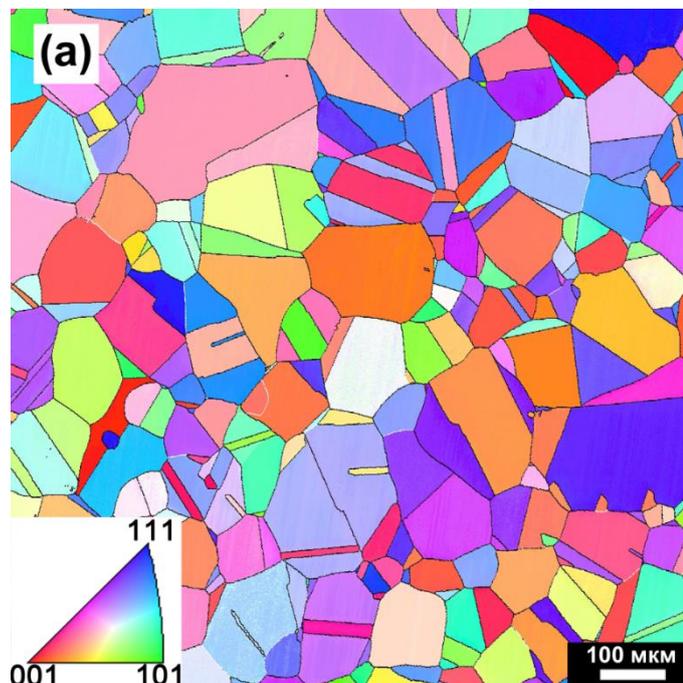
5. При возникновении пожара нужно быстро убрать все огнеопасные вещества подальше от места возгорания, отключить электроприборы и прекратить активный доступ кислорода в лабораторию. Пламя следует тушить песком или противопожарным полотном. Тушение пламени водой может привести к расширению очага пожара. В случае обширной площади возгорания следует использовать огнетушители и вызвать пожарных.

ГЛАВА 3 РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al

3.1.1 Исследование исходной микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al

Микроструктура высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после горячей прокатки при температуре 1150 °С с последующим отжигом при температуре 1150 °С в течение 1 часа, принятая за исходную, достаточно однородна и состоит из аустенитных зерен с большим количеством двойников (рис. 3.1(а)). Средний размер исходных аустенитных зерен стали составляет 43 мкм. Доля специальных границ или границ двойникового типа $\Sigma 3$ равна 0,5 (рис. 3.1 (б)).



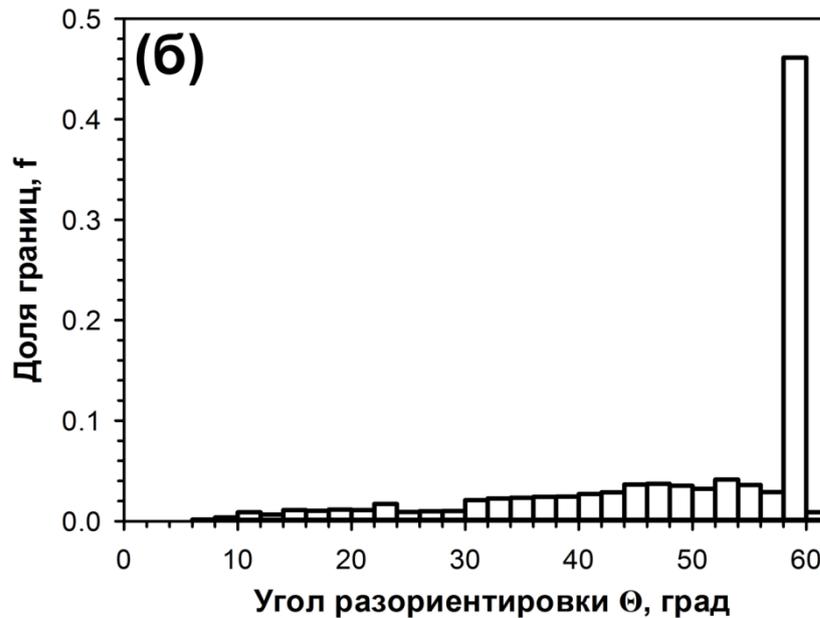


Рис 3.1 Микроструктура (а) и распределение границ зерен по углам разориентировки (б) стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al в исходном крупнозернистом состоянии

3.1.2 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки

Микроструктура высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки состоит из деформированных зерен, вытянутых вдоль направления прокатки. У образцов, деформированных до 20% обжатия (рис. 3.2(а,б)), наряду с исходными аустенитными зернами присутствуют деформированные зерна, вытянутые в направлении прокатки с двойниками деформации в благоприятно ориентированных зернах. Малоугловым границам соответствует угол разориентировки равный 2-15°, а у большеугловых границ угол разориентировки равен 15-60°.

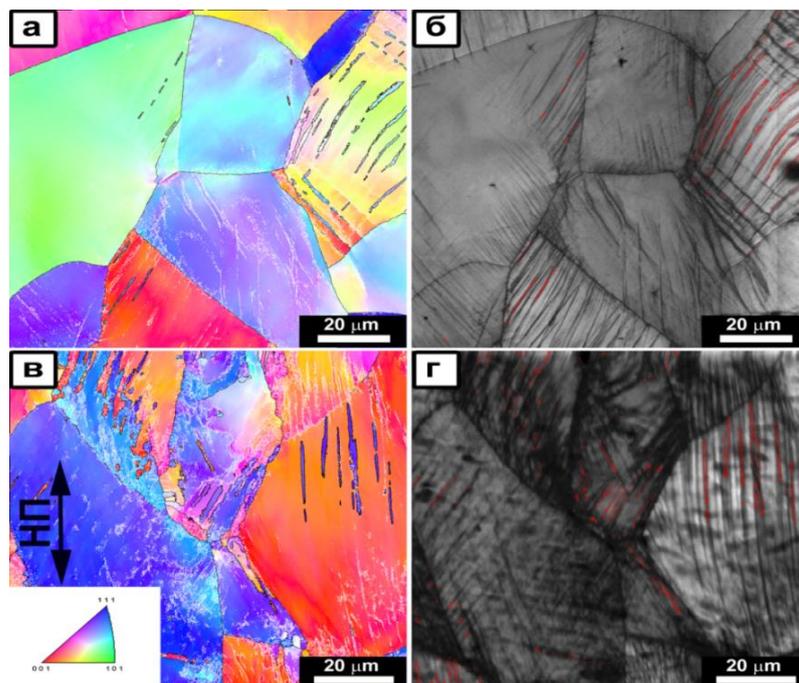


Рис. 3.2 Микроструктура высокомарганцевой Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки: (а,б) 20% обжатия и 40% обжатия (в,г).

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

При увеличении степени обжатия до 40% (рис. 3.2 (в,г)) зерна продолжают вытягиваться вдоль направления прокатки. Двойники деформации присутствуют во всех зернах.

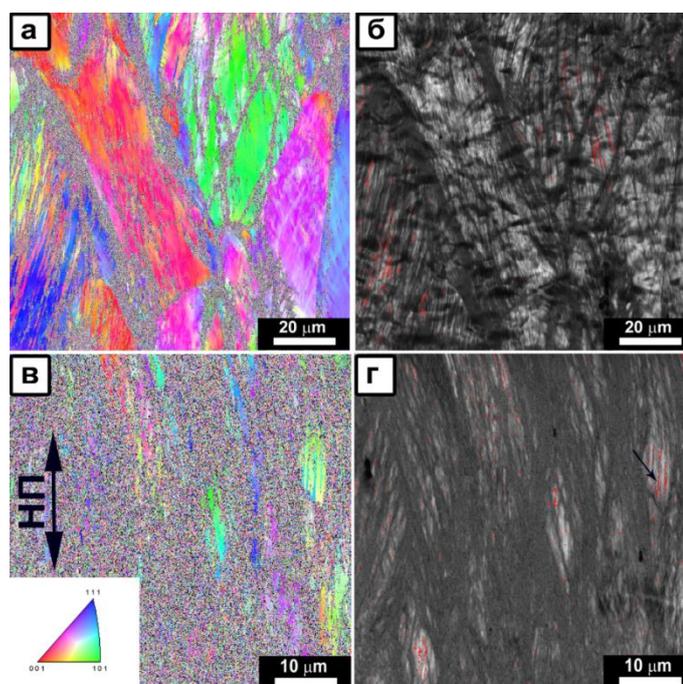


Рис. 3.3 Микроструктура высокомарганцевой Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки: (а,б) 60% обжатия и 80% обжатия (в,г).

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

При увеличении степени обжатия от 60% до 80% зерна сильно вытянуты в направлении прокатки (рис. 3.3(а-г)). Шум на рисунках 3.13(а-г) соответствует сильно деформированной структуре, сформировавшейся после прокатки с 60% и 80% обжатия, которая трудно различима. На изображениях качества картины видны полосы, которые не идентифицированы, как двойники деформации за счет их наноразмера, поскольку шаг съемки составил 50 нм, а размер двойника составляет ~ 20-40 нм.

Данные микроструктурные изменения подтверждают изображения с просвечивающего электронного микроскопа, представленные на рисунках 3.4-3.8.

На рисунке 3.4 показано светлопольное ПЭМ-изображение микроструктуры образца, подвергнутого холодной прокатке на 20%. Направление прокатки НП на рисунке указано стрелкой. Холодная прокатка исходного образца высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al до 20% деформации приводит к скольжению полных и частичных дислокаций, а также к образованию большого количества деформационных двойников в благоприятно ориентированных зёрнах. Заметно образование деформационных двойников в виде группы тонких и прямых полос.

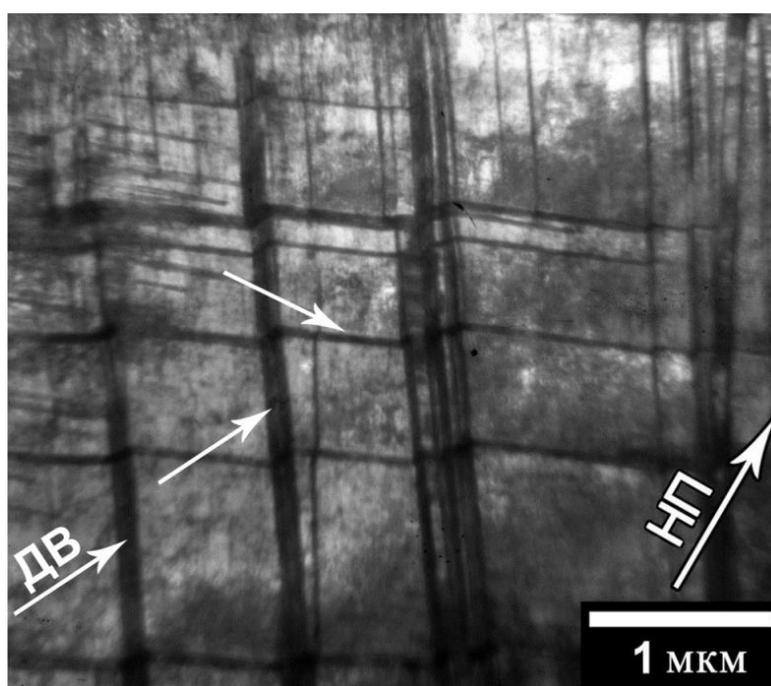


Рис. 3.4 Микроструктура образца стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, прокатанного до 20%. Стрелкой НП отмечено направление прокатки. Стрелками ДВ обозначены двойники

Дальнейшая деформация образцов высокомарганцевой автомобильной TWIP стали в ходе прокатки приводит к утонению и вытягиванию зерен в направлении прокатки. Аналогично, в направлении деформации разворачиваются ранее образовавшиеся деформационные двойники (рис. 3.5). При 40% деформации холодной прокаткой новые двойники деформации

появляются практически во всех зернах. В результате такого интенсивного двойникования происходит образование сложной микроструктуры, состоящей из часто расположенных тонких двойников, появившихся в аустенитной матрице между ранее образованными деформационными двойниками.

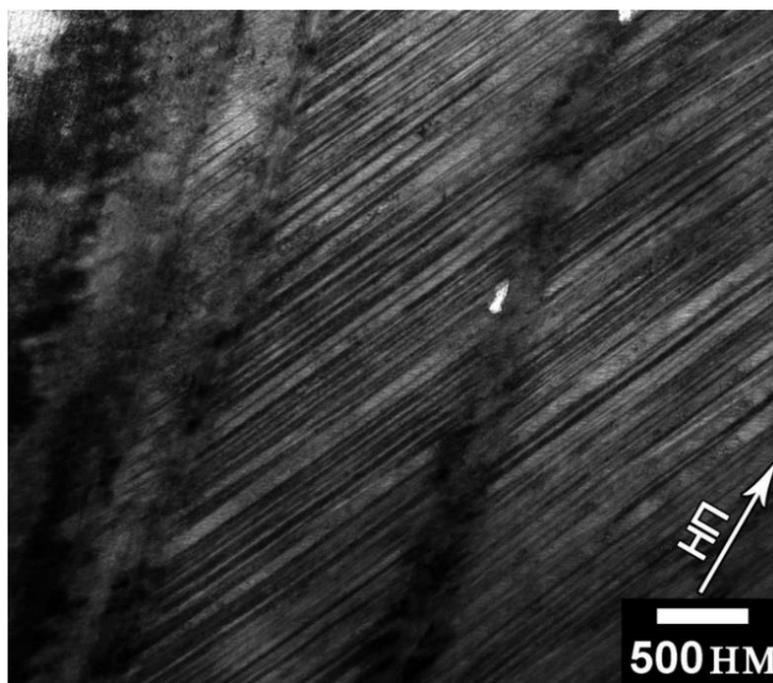


Рис. 3.5 Микроструктура образца стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, прокатанного до 40%. Стрелкой отмечено направление прокатки

При увеличении степени прокатки образцов высокомарганцевой автомобильной TWIP стали до 60% происходит дальнейшее утонение и вытягивание зерен в направлении прокатки. Вместе с зернами далее в направлении деформации разворачиваются ранее образовавшиеся деформационные двойники. Кроме вышеуказанных процессов происходит образование полос микросдвига, проходящих сквозь зёрна и перерезающих ранее образовавшиеся двойники деформации (рис. 3.6). Полосы микросдвига образуются в виде области локализованного сдвига.

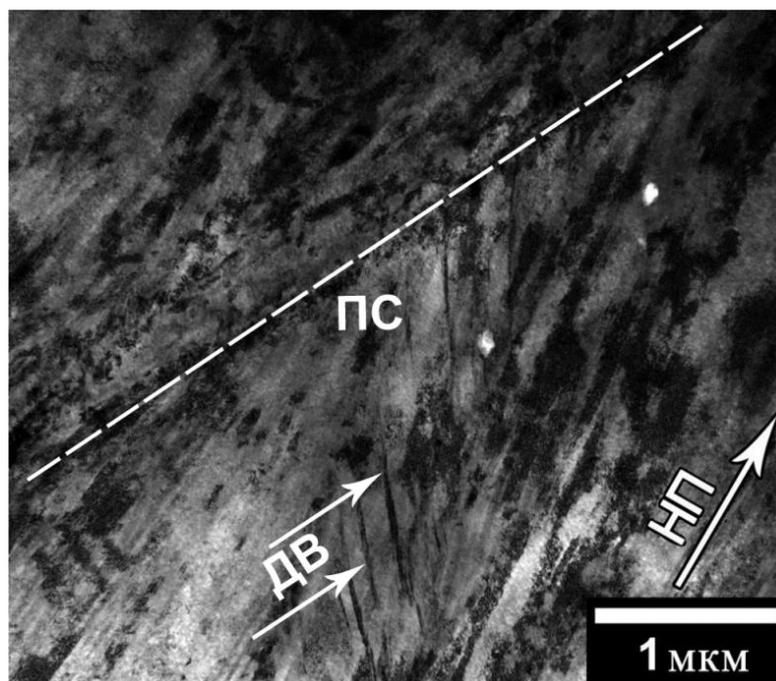


Рис. 3.6 Микроструктура образца стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, прокатанного до 60%. Стрелкой отмечено направление прокатки. Пунктирной линией обозначена полоса микродвига (ПС). Стрелками ДВ обозначены двойники

При самой большой степени деформации холодной прокаткой – 80% все сдвойникованные во время деформации образца области поворачиваются. Поворот происходит таким образом, что границы двойников становятся практически параллельными плоскости прокатки. На микрофотографии становится невозможно определить, где аустенитная матрица, а где деформационные двойники, они становятся равновеликими (рис. 3.8). Полосы микродвига уширяются в процессе дальнейшей деформации и сливаются единую сеть полос, становясь полосами макродвига, разбивающими структуру на отдельные сдвойникованные области (рис. 3.7). Сами полосы макродвига состоят из сильно разориентированных кристаллитов.

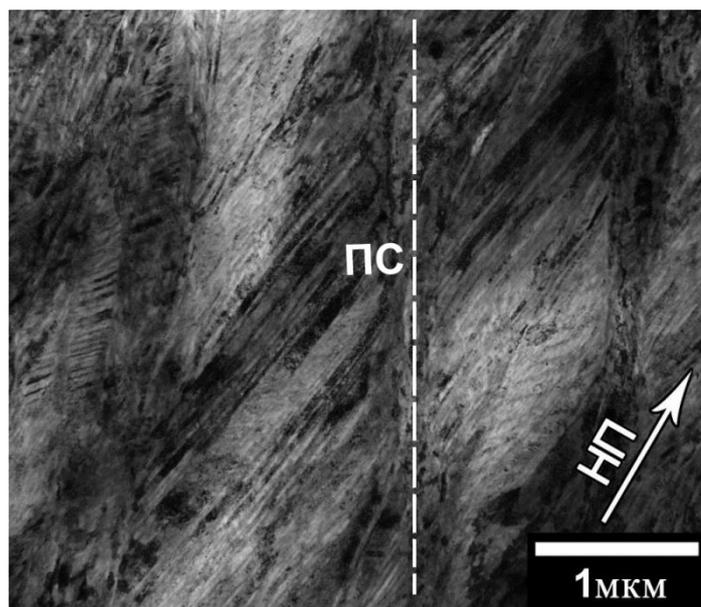


Рис. 3.7 Микроструктура образца стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, прокатанного до 80%. Стрелкой отмечено направление прокатки (НП). Пунктирной линией обозначена полоса макросдвига (ПС)

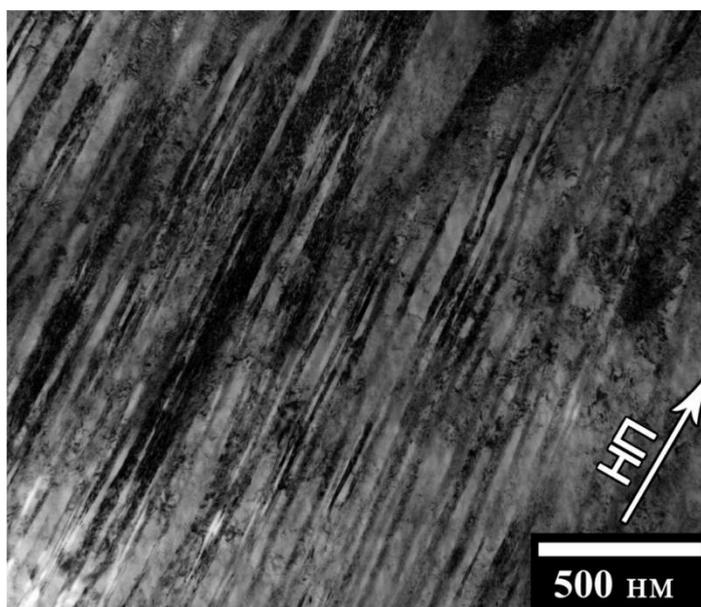


Рис. 3.8 Микроструктура образца стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, прокатанного до 60%. Видно очень плотное расположение наноразмерных двойников деформации, практически сонаправленных с направлением прокатки (НП)

3.1.3 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов

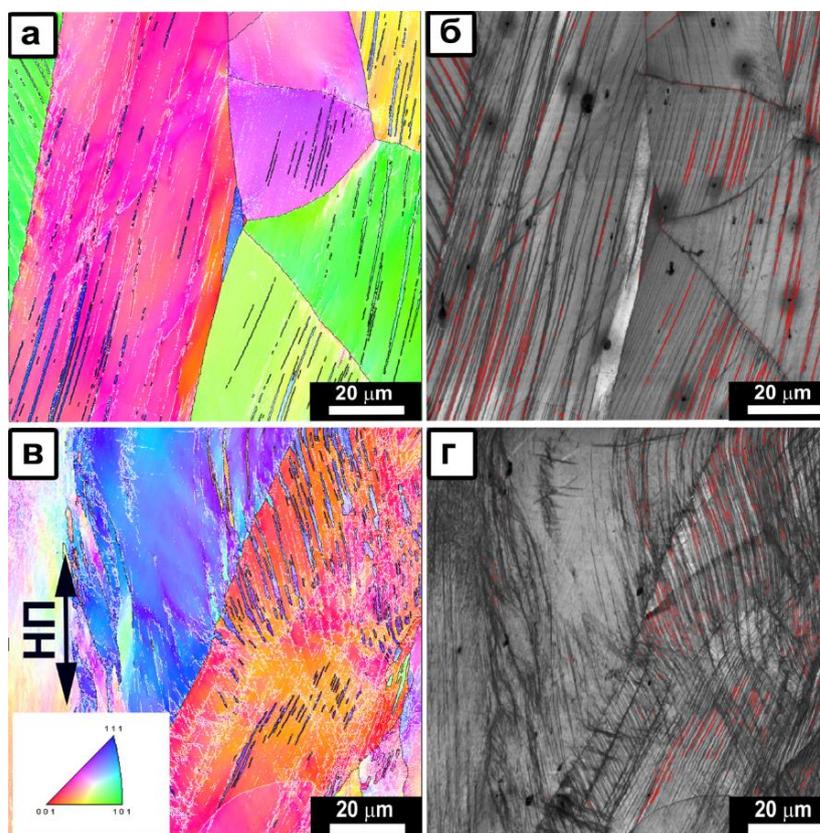


Рис. 3.9 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и отжига при температуре 400°C: (а,б) 20% обжатия и 40% обжатия (в,г).

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

В результате отжига при температуре 400 °С образцов с 20% до 80% обжатия при холодной прокатке в течение 30 минут структура стали не изменилась. На рисунках 3.9 (а-г) и 3.10 (а-г) отчетливо видны деформированные зерна, вытянутые в направлении прокатки. Шум на

рисунках 3.10 (а-г) соответствует сильнодеформированной структуре, сформировавшейся после прокатки с 60% и 80% обжатия, которая трудно различима. Можно сделать вывод о том, что процесс рекристаллизации при данной температуре не протекает для всех образцов.

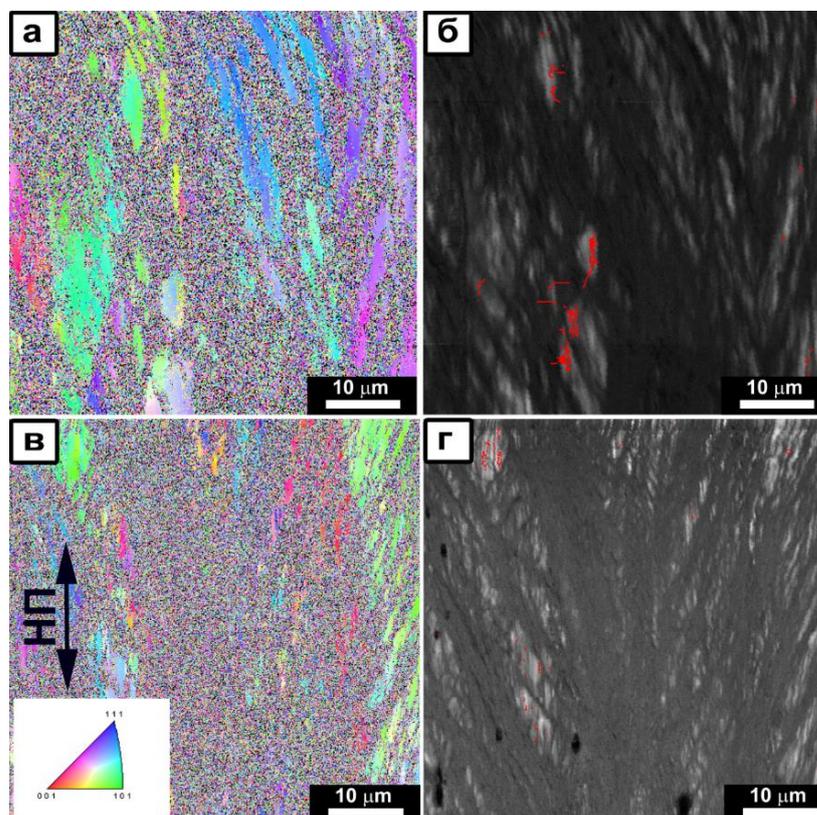


Рис. 3.10 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и отжига при температуре 400°C: (а,б) 60% обжатия и 80% обжатия (в,г).

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

Отжиг при температуре 500 °C так же не приводит к изменению микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al в образцах с 20% и 40% обжатия. На рисунках 3.11(а-г) видны зерна,

вытянутые в направлении прокатки. На рисунке 3.12 (а-г) в структуре образцов стали с 60% и 80% обжатия наблюдалось уменьшение шума, что свидетельствует об уменьшении напряжений в структуре и протекании процессов возврата. В образце стали после холодной прокатки на 80% обжатия шум заметен в полосах сдвига. При данной температуре отжига рекристаллизованных зерен обнаружено не было.

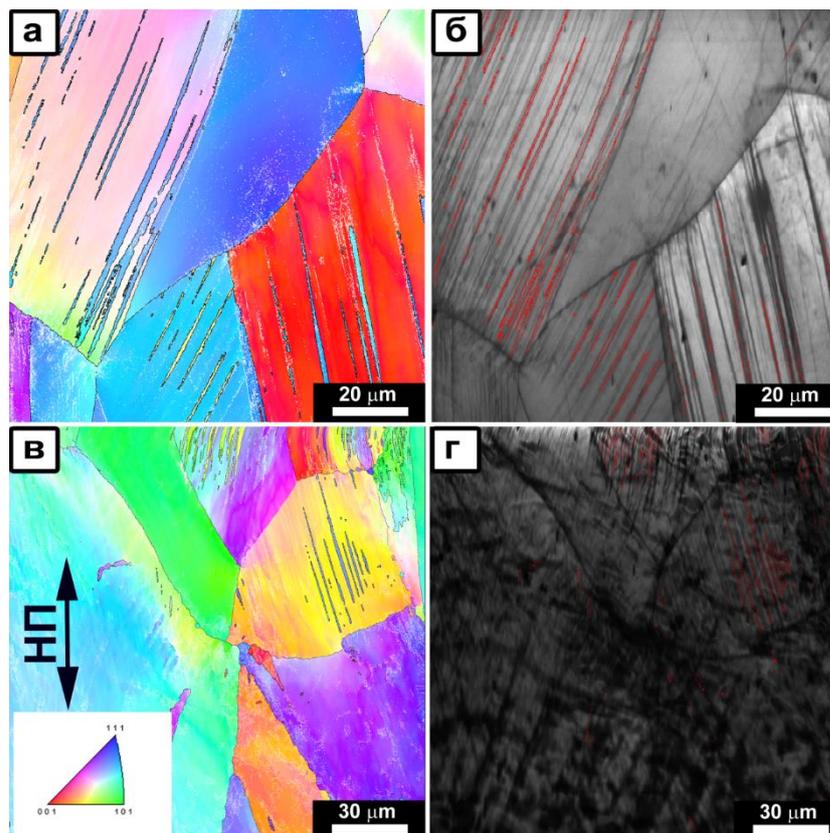


Рис. 3.11 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и отжига при температуре 500°C: (а,б) 20% обжатия и 40% обжатия (в,г).

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

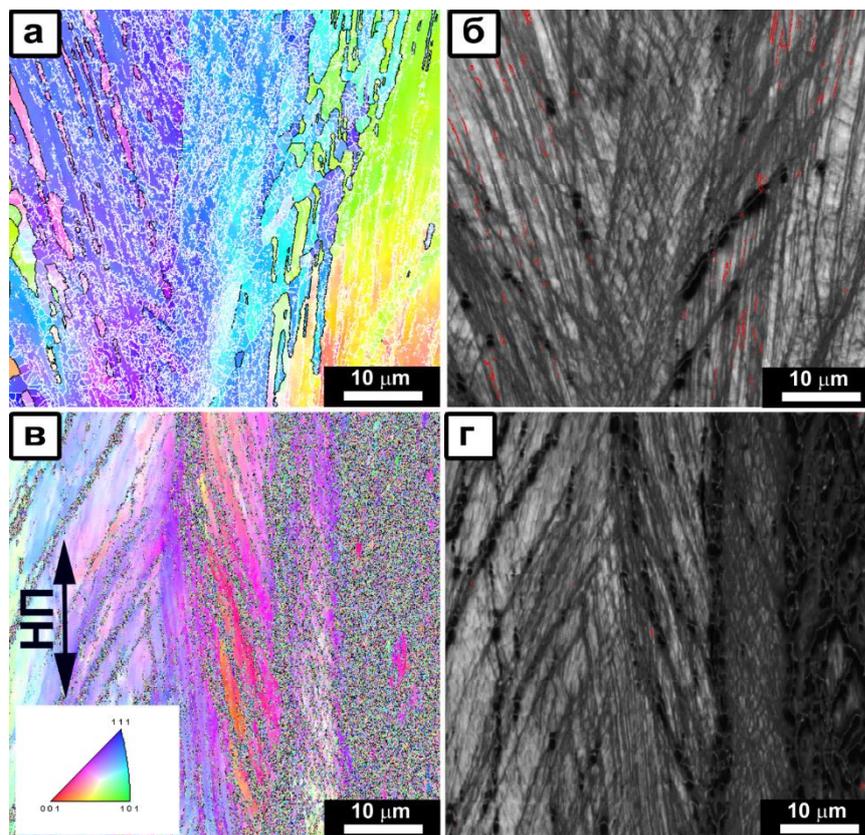


Рис. 3.12 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и отжига при температуре 500°C: (а,б) 60% обжатия и 80% обжатия (в,г).

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

При температуре отжига 600 °C во всех образцах протекают процессы рекристаллизации (рис. 3.13, 3.15). При этом в структуре стали, подвергнутой прокатке до 20% обжатия и отжигу при температуре 600 °C в структуре присутствуют одновременно двойники деформации и рекристаллизованные зерна (рис. 3.13), средний размер которых составил 2,3 мкм, а их доля 5%. Подтверждением наличия двойников деформации в структуре является пик на 60° на карте разориентировок границ зерен, соответствующий границе $\Sigma 3$ (рис. 3.14). При данной степени обжатия рекристаллизованные зерна были

обнаружены в основном на тройных стыках и в местах пересечения границ исходных зерен с границами двойников деформации.

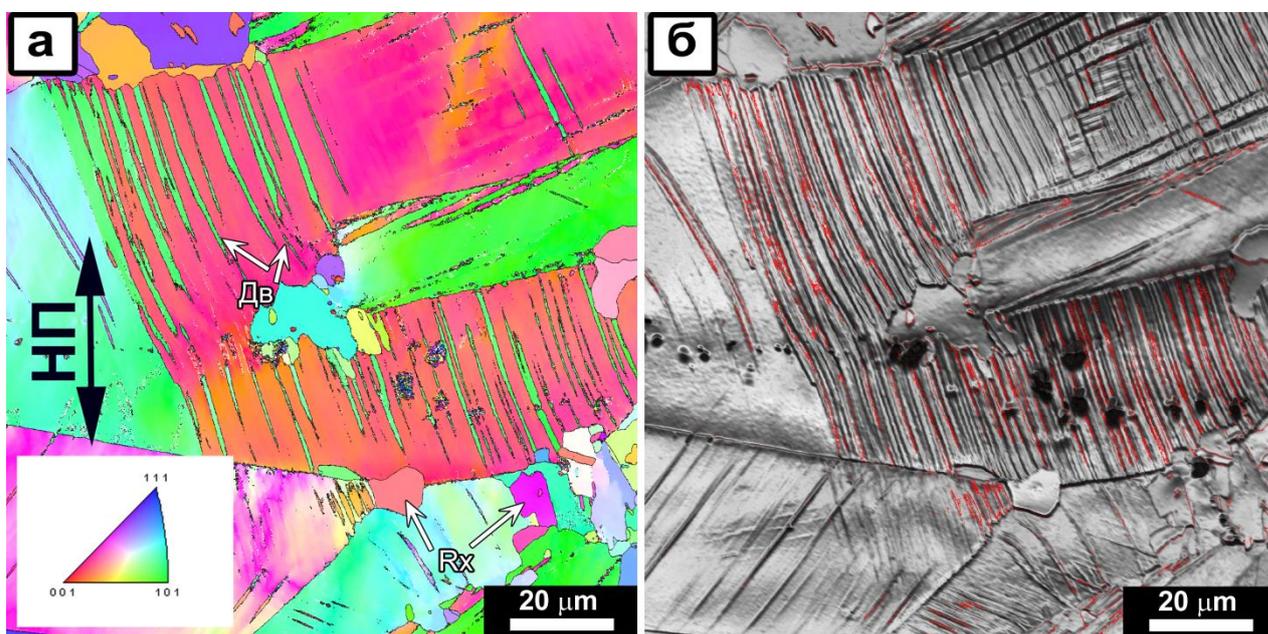


Рис. 3.13 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки до 20% обжатия и отжига при температуре 600°C (а,б). Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом. Дв – двойник, Rx- рекристаллизованные зерна

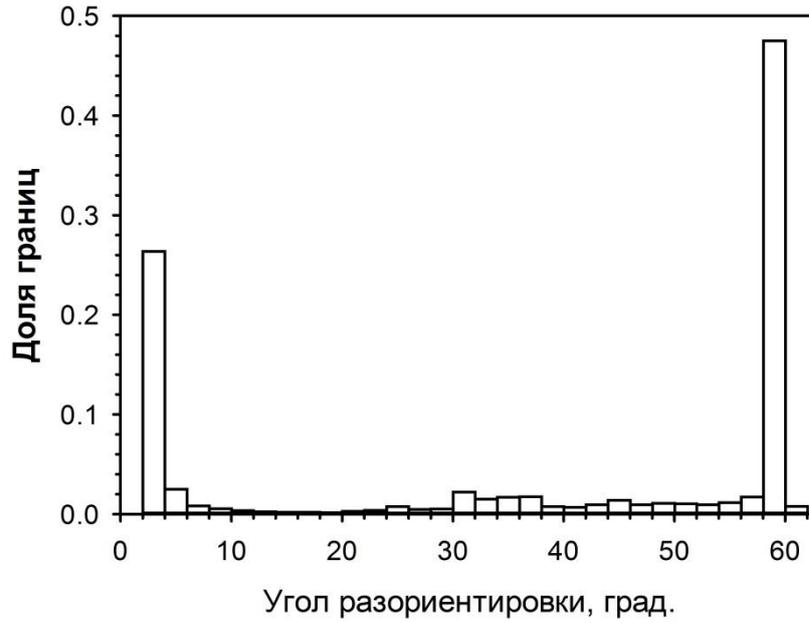


Рис. 3.14 – Распределение границ зерен по разориентировкам на рисунке 3.13

У образца, деформированного до 40% обжатия (рис. 3.15) наблюдается частично рекристаллизованная структура. Наряду с деформированными зернами видны новые равноосные зерна. Доля рекристаллизованных зерен составляет 58%. Средний размер рекристаллизованных зерен 3,6 мкм.

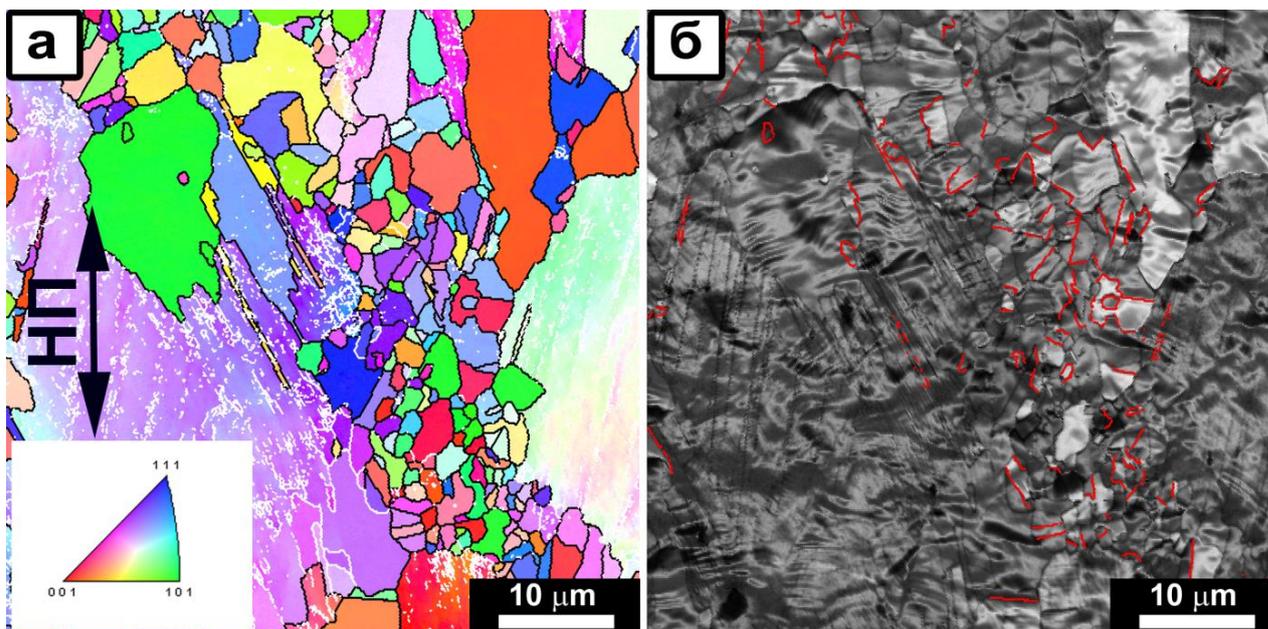


Рис. 3.15 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки до 40% обжатия и отжига при температуре 600°C (а,б). Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

У образца, прокатанного до 60% обжатия, наблюдается полностью рекристаллизованная структура со средним размером зерна 2,1мкм (рис. 3.16).

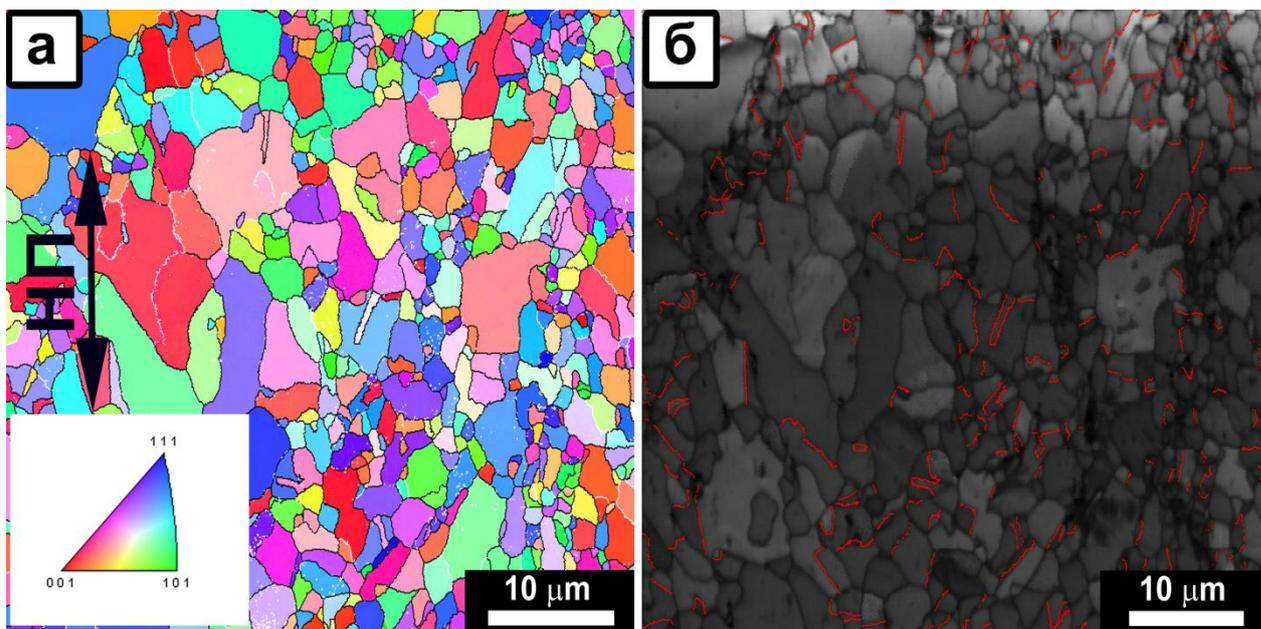


Рис. 3.16 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки до 60% обжатия и отжига при температуре 600°C (а,б) Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

У образца, прокатанного до 80% обжатия и отожженного при температуре 600 °C (рис. 3.17), наблюдается полностью рекристаллизованная структура со средним размером зерна 1,1 мкм. Заметно увеличение размера зерна в полосе сдвига, в которой рекристаллизационные процессы активизируются раньше, в результате чего начинается процесс собирательной рекристаллизации.

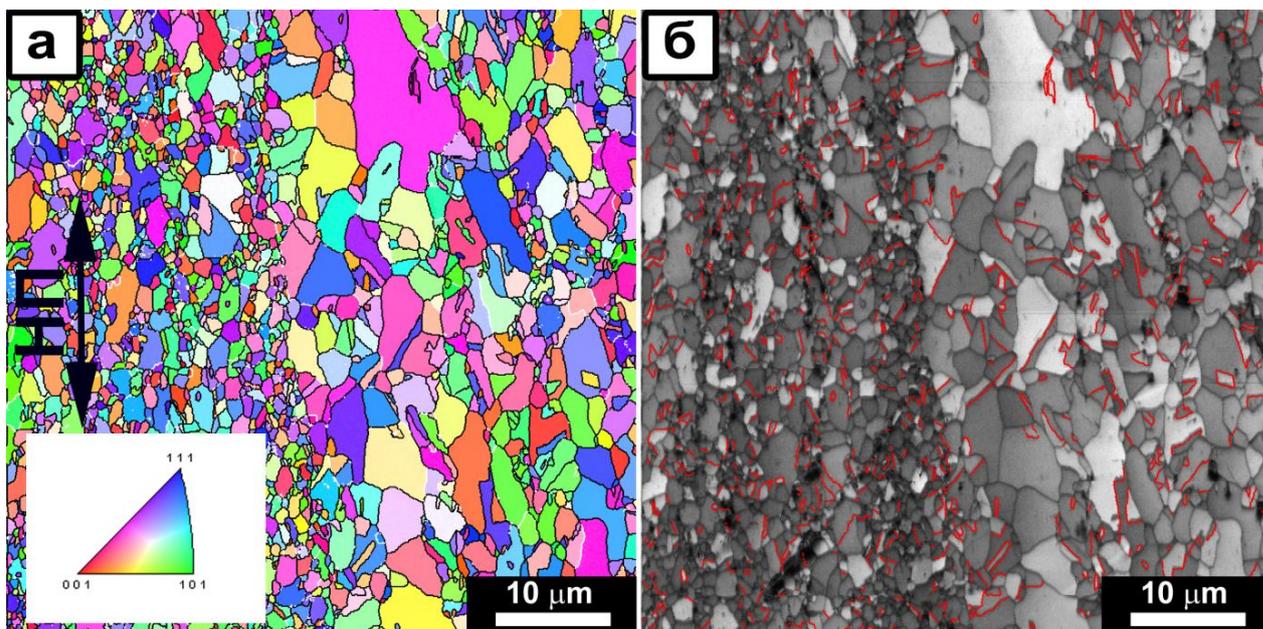


Рис. 3.17 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки до 80% обжатия и отжига при температуре 600°C (а,б) Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

При температуре отжига 700 °С рекристаллизационные процессы протекают во всех образцах. В образце, деформированном до 20% обжатия, наблюдается частично рекристаллизованная структура. Размер рекристаллизованных зерен 8 мкм (рис. 3.18).

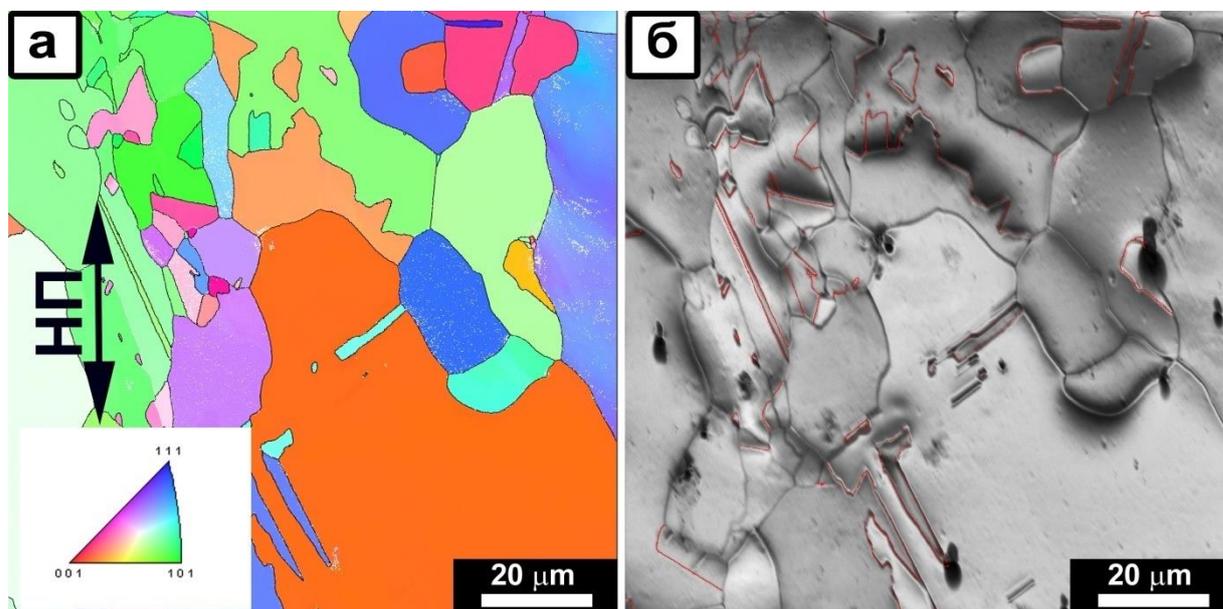


Рис. 3.18 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки до 20% обжатия и отжига при температуре 700°С (а,б) Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

Отжиг при температуре 700°С образца, деформированного до 40% обжатия, приводит к полностью рекристаллизованной структуре со средним размером зерен 5 мкм (рис. 3.19).

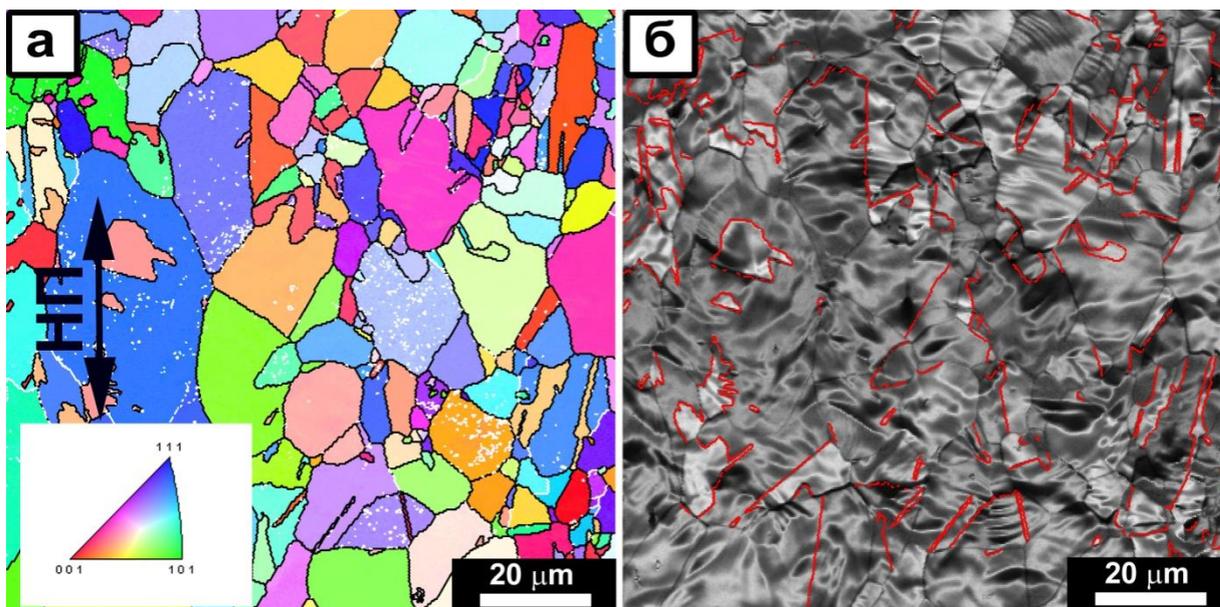


Рис. 3.19 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки до 40% обжатия и отжига при температуре 700°C (а,б) Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

Отжиг при температуре 700 °C образцов, прокатанных до 60 % и 80 % обжатия приводит к полностью рекристаллизованной мелкозернистой структуре со средним размером зерен 2,2 мкм и 1,6 мкм, соответственно (рис. 3.20, 3.21).

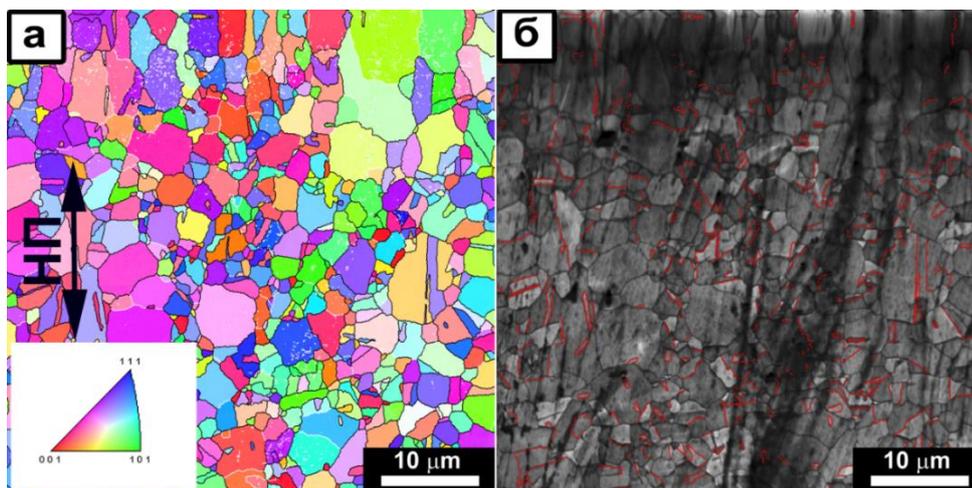


Рис. 3.20 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки до 60% обжатия и отжига при температуре 700°C (а,б) Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

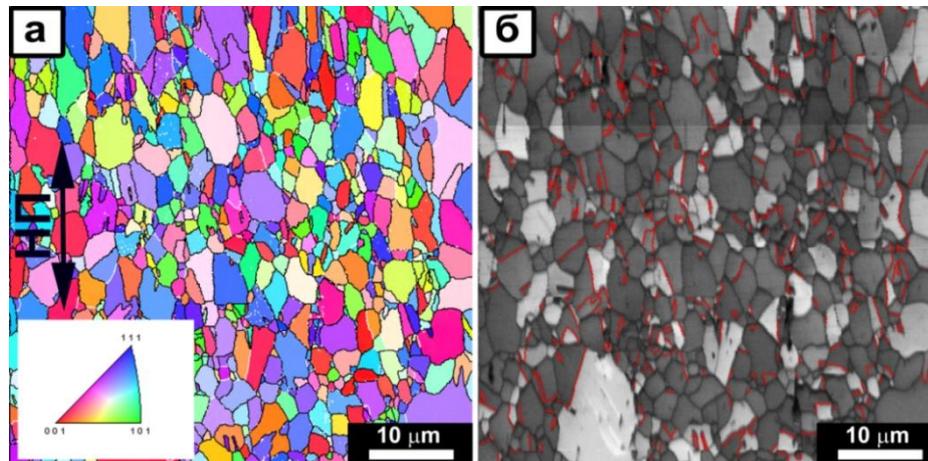


Рис. 3.21 Микроструктура высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки до 80% обжатия и отжига при температуре 700°C (а,б) Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

Влияние степени обжатия и температуры отжига на размер рекристаллизованных зерен приведено в таблице 3.1.

Таблица 3.1

Зависимость среднего размера зерна в стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al от степени обжатия при прокатке и температуры отжига

Сталь	Обжатие при прокатке, %	Температура отжига, °С	Средний размер зерна, мкм
Fe-18Mn-0.6C-1.5Al	20	700	8
	40	600	3,6
		700	5
	60	600	2,1
		700	2,2
	80	600	1,1
		700	1,6

3.2 Исследование механических свойств высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов

3.2.1 Измерение микротвердости по Виккерсу

Микротвердость высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al в исходном состоянии составила 187,8 HV.

Холодная прокатка приводит к двукратному повышению микротвердости стали до 380 HV после 20% обжатия (рис. 3.22). Скорость деформационного упрочнения постепенно уменьшается во время холодной прокатки. Увеличение степени обжатия при холодной прокатке до 40% приводит к твердости ~500 HV. Дальнейшая прокатка до большой степени

обжатия на 80% приводит к твердости около 600 HV. Такое поведение деформационного упрочнения типично для больших степеней деформации при холодной прокатке различных конструкционных сталей и сплавов, когда твердость увеличивается с деформацией и постепенно приближается к уровню насыщения при достаточно больших деформациях.

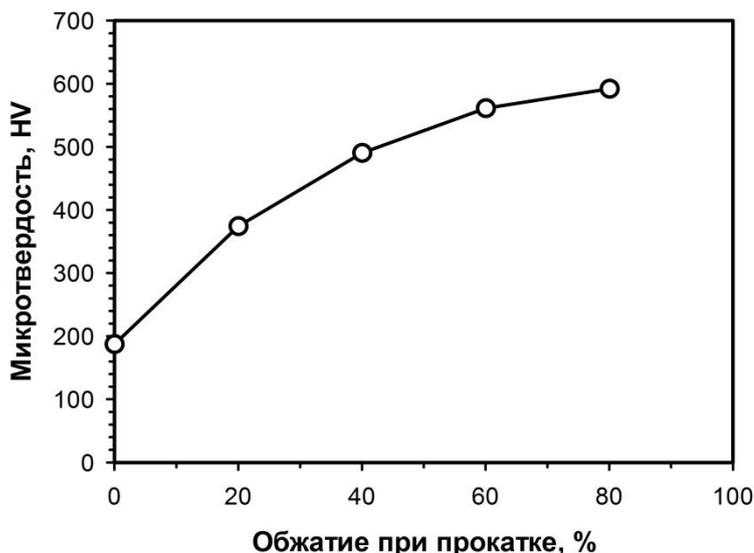


Рис.3.22 Зависимость микротвердости стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al от степени обжатия при прокатке

Влияние температуры отжига на разупрочнение образцов стали, прокатанных до 20, 40, 60 и 80% обжатия, представлено на рисунке 3.23.

Отжиг образцов стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, деформированных до 20-80% обжатия, в течение 30 минут при 400 °С не привел к какому-либо заметному снижению твердости. Таким образом, можно сделать вывод, что процессы статического возврата в данном образце не протекают. При повышении температуры отжига до 500 °С твердость всех образцов, кроме одного (деформированного до 20% обжатия) немного понизилась, что свидетельствует о начале процессов возврата. Также, в образце, холоднокатаном до 20% обжатия, после отжига при температуре 600 °С в

течение 30 минут было отмечено лишь незначительное снижение твердости, связанное с процессами возврата, в то время как в образцах, подвергнутых 40-80% обжатия, было отмечено значительное падение твердости, связанное с процессами рекристаллизации в данных образцах.

Повышение температуры до 700 °С привело к образованию полностью рекристаллизованной структуры во всех исследуемых образцах, за исключением образца с 20% обжатия, который показал частично рекристаллизованную структуру. Данный факт нашел отражение и в механических свойствах: микротвердость всех образцов понизилась до значений 220-260 НВ.

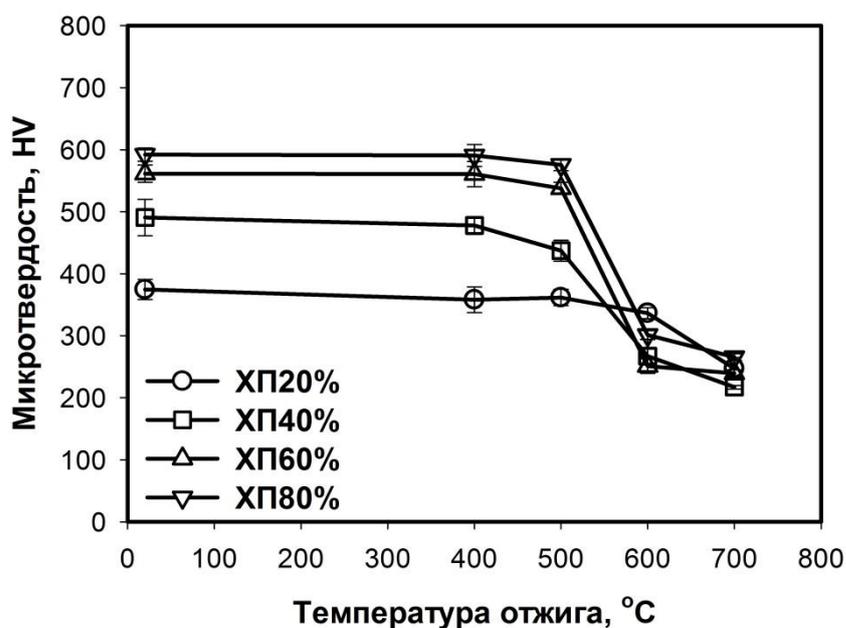


Рис.3.23 Зависимость микротвердости стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al от степени предварительной деформации и температуры последующего отжига. Обозначение образцов: ХП – холодная прокатка, 20% - степень деформации

Поэтому можно выделить два температурных интервала четко различающихся по влиянию температуры отжига на разупрочнение (рис. 3.24). Отжиг при температурах ниже примерно 500 °С не приводит к каким-

либо заметным изменениям твердости, независимо от предыдущих деформаций. Разупрочнение не превышает 20% после отжига в этом температурном диапазоне. Напротив, твердость резко падает после отжига при температурах выше 500 °С. Это изменение твердости более выражено в образцах, подвергнутых большим степеням деформации. За исключением образца, подвергнутого холодной прокатке до степени обжатия 20%, разупрочнение составляет приблизительно 80% после отжига при температурах выше 500 °С. Разнообразное поведение разупрочнения при температурах ниже или выше 500 °С указывает на то, что действуют различные механизмы разупрочнения стали.

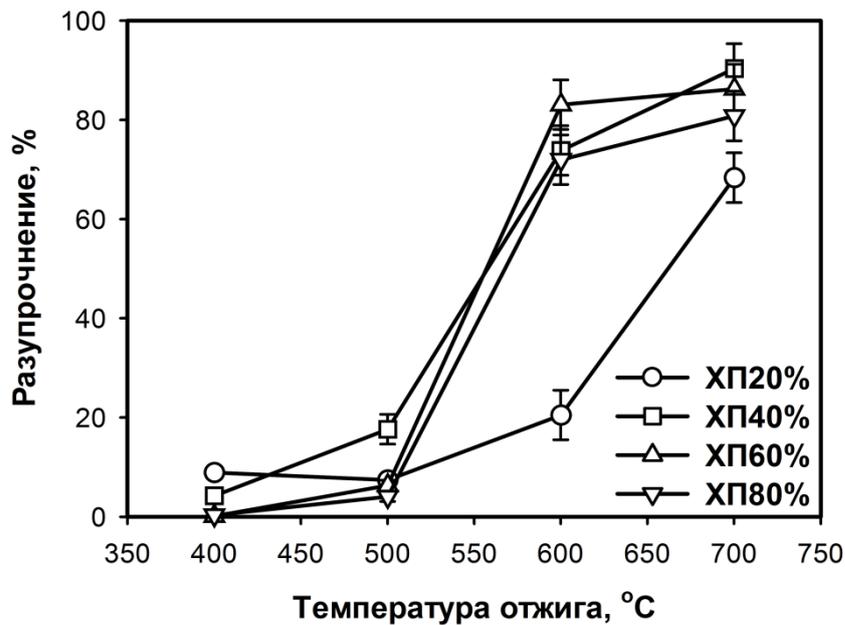


Рис. 3.24 Влияние температуры отжига на разупрочнение стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки. Обозначение образцов: ХП – холодная прокатка, 20% - степень деформации

3.2.2 Испытания на растяжение

На рисунке 3.25 представлена серия кривых напряжение-деформация, полученных после испытаний на растяжение при комнатной температуре.

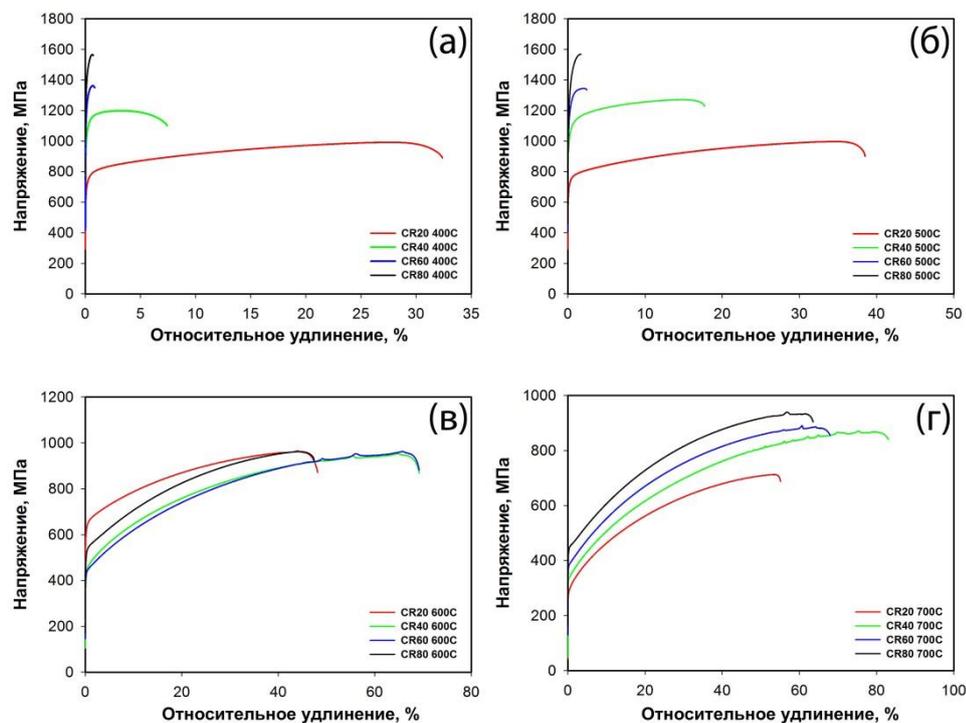


Рис. 3.25 Кривые растяжения при комнатной температуре образцов высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, подвергнутых холодной прокатке со степенью обжатия 20-80% с последующим отжигом при температурах 400-700 °С

На рисунке 3.25(a) приведены кривые растяжения образцов после различной степени прокатки с последующим отжигом при температуре 400°C.

При небольших степенях обжатия (20 и 40%) сталь еще сохраняет способность к деформационному упрочнению, тогда как при степенях 60 и 80% обжатия при прокатке после упругой области практически сразу происходит локализация деформации и разрушение.

Предел текучести для образцов, прокатанных до 20% обжатия с последующим отжигом при температуре 400°C равен 730 МПа и 990 МПа соответственно. Пластичность составляет ~32%.

При дальнейшей деформации стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al до 40% обжатия холодной прокаткой с последующим отжигом при температуре 400°C предел текучести возрастает до 1070 МПа, а предел прочности до 1200 МПа. Пластичность снижается на ~25%.

Холодная прокатка образцов высокомарганцевой TWIP стали Fe-0,6%С-18%Mn-1,5%Al до 60% с последующим отжигом при температуре 400°C увеличивает предел текучести до 1280 МПа, а предел прочности до 1360 МПа. Пластичность снижается на ~30% по сравнению с образцом, прокатанным до 20% обжатия и на ~5% по сравнению с образцом, прокатанным до 40% обжатия.

На финальной стадии деформации (80%) высокомарганцевой стали Fe-0,6%С-18%Mn-1,5%Al с последующим отжигом при температуре 400 °С предел текучести достигает значений в 1470 МПа, а предел прочности достигает 1640 МПа. Пластичность составляет ~1%.

Отжиг при температуре 400 °С не оказал существенного влияния на прочностные и пластические характеристики высокомарганцевой стали Fe-0,6%С-18%Mn-1,5%Al по сравнению с исходными образцами различной степени прокатки.

На рисунке 3.25(б) приведены кривые растяжения образцов, различной степени прокатки с последующим отжигом при температуре 500°C.

Отжиг при температуре 500 °С в течение 30 минут также не приводит к значительным изменениям кривых растяжения стали, но при этом присутствует небольшой рост пластичности.

При повышении температуры отжига до 500°C предел текучести и предел прочности всех образцов, кроме одного (деформированного до 20% обжатия) понизились.

Предел текучести и предел прочности для образцов, прокатанных до 20% обжатия, составляет 720 МПа и 1000 МПа. Пластичность составляет 38%, что на 6 % выше, чем у образца, отожженного при температуре 400°C.

У образцов, прокатанных до 40% обжатия, наблюдается понижение предела текучести до 1020 МПа, однако предел прочности повышается до 1270 МПа по сравнению с образцом, отожженным при температуре 400°C. Пластичность повышается на 10%.

На рисунке 3.25(в) приведены кривые растяжения образцов после различной степени прокатки с последующим отжигом при температуре 600°C.

Отжиг при температуре 600 °С в течение 30 минут приводит к значительным изменениям кривых растяжения, в результате процессов рекристаллизации. У всех образцов присутствует стадия деформационного упрочнения вплоть до локализации деформации и разрушения.

При дальнейшем повышении температуры отжига до 600 °С наблюдается резкое снижение предела текучести, кроме одного (деформированного до 20% обжатия). Повышается пластичность.

На рисунке 3.25(г) приведены кривые растяжения образцов, различной степени прокатки с последующим отжигом при температуре 700°C.

Отжиг при температуре 700 °С в течение 30 минут приводит к еще большему росту деформационного упрочнения.

При повышении температуры отжига до 700°C наблюдается дальнейшее снижение предела текучести, за исключением образца, прокатанного до 20% обжатия, у которого наблюдается резкое снижение предела текучести. Предел прочности у всех образцов также снижается, кроме одного (деформированного до 80% обжатия), у которого предел прочности почти одинаков с пределом прочности образца, отожженного при температуре 600°C.

На рисунке 3.26 (а) приведены кривые растяжения образцов, прокатанных до 20% обжатия с последующим отжигом при температурах в интервале 400-700 °С с шагом 100 °С.

При небольшой степени деформации образцы после всех температур отжига, а также в исходном состоянии, после резкого падения на начальной стадии растяжения показывают деформационное упрочнение около 2000 МПа. Такое высокое деформационное упрочнение связано с процессами деформационного двойникования. Во всех образцах происходит монотонное затухание деформационного упрочнения в результате снижения интенсивности деформационного двойникования в процессе деформации. Во всех образцах локализация пластической деформации начинается при уровне деформационного упрочнения 1000 ± 100 МПа.

При повышении степени обжатия до 40% сталь теряет способность к упрочнению, заново приобретая ее только при отжиге свыше 500 °С. При этом после отжига на 700 °С деформационное упрочнение даже немного растет. Это может быть связано с резкой активизацией вторичных систем двойникования. Образцы, прокатанные на 40%, после 600 и 700 °С отжига после резкого падения на начальной стадии растяжения показывают деформационное упрочнение около 2300 МПа. Во всех образцах локализация пластической деформации начинается при уровне деформационного упрочнения 1500 ± 50 МПа.

При повышении степени обжатия до 60% и 80% сталь теряет способность к упрочнению, заново приобретая ее только при отжиге с 600 °С и выше.

Образцы, прокатанные на 60% и 80%, после 600 и 700 °С отжига после резкого падения на начальной стадии растяжения показывают деформационное упрочнение около 2000 МПа. Во всех образцах локализация пластической деформации начинается при уровне деформационного упрочнения 1500 ± 100 МПа.

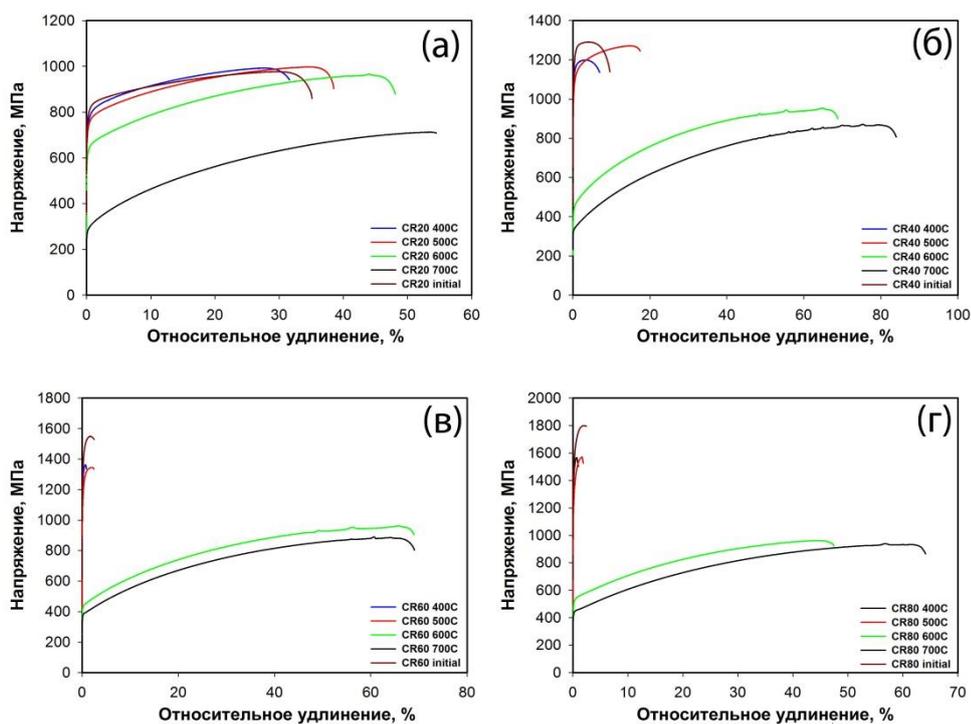


Рис. 3.26 Кривые растяжения при комнатной температуре образцов высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, подвергнутых холодной прокатке со степенью обжатия 20-80% с последующим отжигом при температурах 400-700 °С

Предел текучести и предел прочности в образцах, прокатанных до 20% обжатия составляют 730 МПа и 990 МПа для образца, отожженного при 400 °С и 740 МПа и 1000 МПа для образца, отожженного при 500 °С. Данные значения почти совпадают со значениями исходного прокатанного образца, для которого предел текучести и предел прочности равны 770 МПа и 980 МПа. Это свидетельствует о том, что отжиг при температурах 400 °С и 500 °С не приводит к значительному разупрочнению стали. С повышением температуры отжига до 600 °С наблюдается снижение предела текучести до 620 МПа.

Однако, предел прочности почти не изменился по сравнению с предыдущими образцами. При этом повышается пластичность на 30% и 20% по сравнению с образцами, отожженными при температурах 400 °С и 500 °С

соответственно. При повышении температуры отжига до 700 °С наблюдается резкое снижение предела текучести в 3 раза по сравнению с исходным образцом и составляет 285 МПа. Пластичность повысилась на ~50% по сравнению с образцом, отожженным при температуре 400 °С.

На рисунке 3.26(б) приведены кривые растяжения образцов, прокатанных до 40% обжатия с последующим отжигом при температурах в интервале 400-700 °С с шагом 100 °С.

У исходного образца наблюдается повышение предела текучести и предела прочности до ~1050 МПа и ~1200 МПа по сравнению с исходным образцом, прокатанным до 20% обжатия.

Предел прочности и пластичности образцов, подвергнутых отжигу при температурах 400 °С и 500 °С, почти совпадает. У образца, отожженного при температуре 500 °С, пластичность повышается на 10%, по сравнению с образцом, отожженным при температуре 400 °С. Это свидетельствует о начале процессов рекристаллизации.

В интервале температур 600-700 °С наблюдается трехкратное уменьшение предела текучести и повышение пластичности на ~60% для образца, отожженного при температуре 600°С и на ~75% для образца, отожженного при температуре 700°С по сравнению с образцом, отожженным при 400°С.

На рисунке 3.26(в) приведены кривые растяжения образцов, прокатанных до 60% обжатия с последующим отжигом при температурах в интервале 400-700 °С с шагом 100 °С.

У исходного образца наблюдается дальнейшее повышение предела текучести и предела прочности с увеличением степени деформации до 60% обжатия по сравнению с образцами, прокатанными 20% и 40% обжатия. Также происходит снижение пластичности на 30%, по сравнению с образцом, прокатанным до 20% и на 4% по сравнению с образцом, прокатанным до 40% обжатия.

Для образцов, отожженных при температурах 400 °С и 500 °С разница в значениях предела текучести равна 100 МПа. Для образца, отожженного при температуре 400 °С, предел текучести составляет 1280 МПа и 1180 МПа для образца, отожженного при температуре 500 °С. Предел прочности почти одинаков и составляет 1360 МПа для образца, отожженного при 400 °С и 1350 МПа для образца, отожженного при 500 °С.

Отжиг при температурах 600 °С и 700 °С привел резкому снижению предела текучести. Для образца, отожженного при температуре 600 °С, предел текучести составляет 430 МПа и 380 МПа для образца, отожженного при температуре 700 °С. Пластичность для обоих образцов совершенно идентична и составляет 69%.

На рисунке 3.26(г) приведены кривые растяжения образцов, прокатанных до 80% обжатия с последующим отжигом при температурах в интервале 400-700 °С с шагом 100 °С.

Предел текучести и предел прочности у исходного образца повысился на 11% и 14% соответственно по сравнению с исходным образцом, прокатанным до 60% обжатия, и составляет 1520 МПа и 1800 МПа.

Отжиг при температурах 400 °С и 500 °С приводит к снижению предела текучести предела прочности по сравнению с исходным образцом. Предел текучести и предел прочности для образца, отожженного при температуре 400°С, составляет 1470 МПа и 1640 МПа соответственно. Предел текучести и предел прочности для образца, отожженного при температуре 500 °С, составляет 1310 МПа и 1570 МПа соответственно.

При повышении температуры отжига образца до 600°С предел текучести и предел прочности снижаются по сравнению с образцом, отожженным при температуре 400°С на 65% и 43% соответственно. Предел текучести равен 510 МПа, предел прочности – 960 МПа. Пластичность составляет 47%. Такое падение может быть связано с процессами разупрочнения, в результате которых структура становится более однородной.

С повышением температуры отжига до 700 °С предел текучести снижается до 390 МПа по сравнению с предыдущим образцом. Предел прочности почти одинаков и составляет 940 МПа. Пластичность повышается на 17%.

Следует отметить, что у всех образцов, прокатанных от 20% до 80% обжатия и отожженных при температуре 400°С, наблюдается снижение пластичности по сравнению с исходным образцом. Дальнейшие микроструктурные исследования позволят выявить причины данного явления.

Влияние температуры отжига на предел прочности, предел текучести и пластичность показано на рисунке (3.27).

Отжиг при температуре 400 °С приводит к незначительному снижению предела текучести (около 50 МПа) и предела прочности у образцов, деформированных от 40% до 80% обжатия, что свидетельствует о начале процесса статического возврата. Для образца, деформированного до 20% обжатия, отжиг при температуре 400 °С не привел к снижению предела прочности, однако предел текучести снижается. Следует отметить, что пластичность во всех образцах при температуре отжига 400 °С начинает падать. Дальнейшие микроструктурные исследования позволят выявить данное явление.

При увеличении температуры отжига до 500 °С предел текучести и предел прочности у образцов, прокатанных от 40% до 80% обжатия, продолжает снижаться. Однако, у образца, прокатанного до 20% обжатия, наблюдается небольшой рост предела прочности. У образцов, прокатанных от 20% до 40% обжатия, резко повышается пластичность, в то время как у образцов, прокатанных от 60% до 80% обжатия, пластичность повышается на 1% и 0,6% соответственно.

Отжиг при температуре 600 °С приводит к резкому падению предела прочности и предела текучести у образцов, прокатанных от 40% до 80%. Пластичность резко повышается, что свидетельствует об интенсивном

протекании процесса рекристаллизации. У образца, прокатанного до 20% обжатия и отожженном при температуре 600 °С предел прочности начинает плавно снижаться от 1000 МПа до 970 МПа, в то время как предел текучести снижается от 720 МПа до 620 МПа. Пластичность продолжает плавно расти.

Отжиг при температуре 700 °С приводит к дальнейшему снижению предела прочности и предела текучести у образцов, прокатанных от 40% до 80%. Пластичность продолжает расти, кроме образца, прокатанного до 60% обжатия, в котором данная характеристика не изменилась. У образца, прокатанного до 20% обжатия, наблюдается резкое снижение предела прочности и предела текучести.

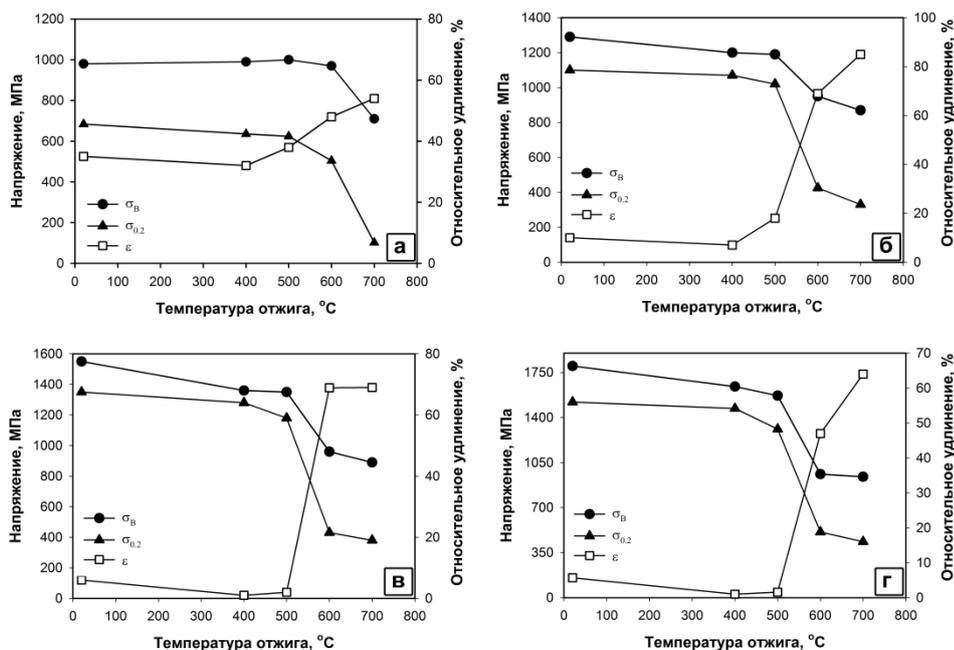


Рис. 3.27 Зависимость предела прочности, предела текучести и пластичности от температуры отжига высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al подвергнутой холодной прокатки с обжатием 20% (а), 40% (б), 60% (в) и 80% (г).

Значения механических свойств стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и отжигов приведены в таблице 3.2.

Таблица 3.2

Механические свойства стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки в интервале обжатий 20-80% и отжигов

Сталь	Обжатие при прокатке, %	Температура отжига, °С	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
Fe-18Mn-0.6C-1.5Al	20	400	730	990	32
		500	720	1000	38
		600	620	970	48
		700	285	710	53
	40	400	1070	1200	7
		500	1020	1270	17
		600	425	950	69
		700	330	870	84
	60	400	1280	1360	1
		500	1180	1350	2
		600	430	960	7
		700	380	890	69
	80	400	1470	1640	1
		500	1310	1570	1,5
		600	510	960	47
		700	435	940	64

3.2.3 Влияние микроструктуры на механические свойства высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al

Зависимость предела текучести материалов в рекристаллизованном состоянии от размера зерна описывается законом Холла-Петча [48-52]:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K_y D^{-0.5} \quad (3.2)$$

где σ_0 – напряжение Пайерлса-Набарро, МПа; K_y – коэффициент Холла-Петча, МПа $\times\mu\text{m}^{0.5}$; D – размер зерна мкм.

Зависимости значений пределов текучести образцов стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al в рекристаллизованном состоянии от обратного квадратного корня из размера зерна приведены на рисунке 3.28

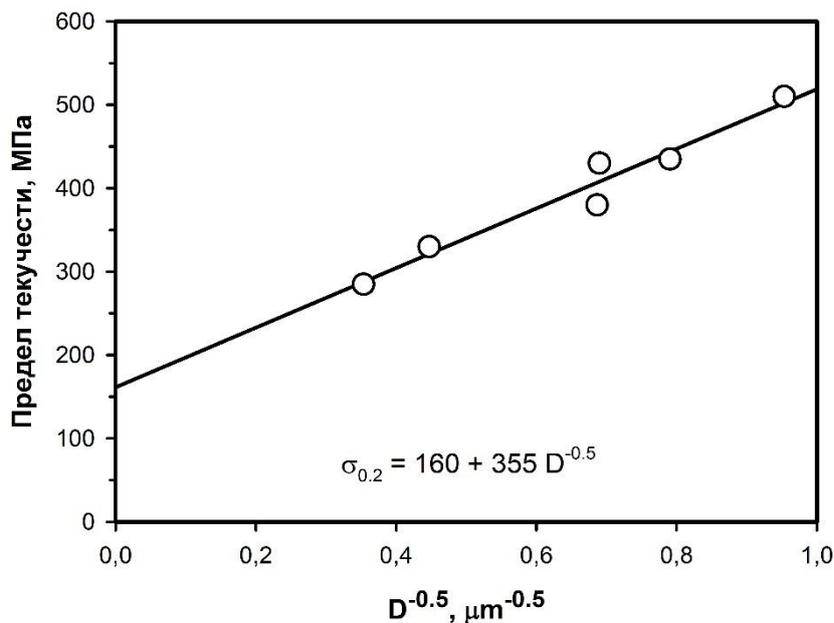


Рис. 3.28 Зависимость пределов текучести стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al в рекристаллизованном состоянии от размера зерна

Как видно из рис. 3.28, в стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al закон Холла-Петча хорошо соблюдается, коэффициент Холла-Петча K_y составляет 355 МПа $\times\mu\text{m}^{0.5}$ и зависимость имеет $\sigma_{0,2} = 160 + 355 D^{-0.5}$.

Взаимосвязь между плотностью дислокаций и пределом текучести описывается формулой 3.3.

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \alpha M G b \rho^{0.5} \quad (3.3)$$

где α – коэффициент, M – фактор Тейлора, G – модуль сдвига, b - вектор Бюргерса, ρ - плотность дислокаций [53,54].

Вклад дислокационного упрочнения рассчитывался при значении коэффициента $\alpha = 0,6$. В других литературных источниках значения коэффициента α варьируются от 0,2 до 0,5 [55-59]. Относительно большое значение коэффициента $\alpha = 0,6$, полученное для образцов упрочненной стали, может быть связано с повышенной эффективностью дислокационного упрочнения в высокомарганцевых аустенитных сталях с низкой ЭДУ, а также с заниженными значениями плотности дислокаций, которые рассчитывались методом КАМ [60].

Таблица 3.3

Коэффициенты, использованные для расчетов в уравнении (3.3).

σ_0 , МПа	K_y , МПа $\times\mu\text{m}^{0.5}$	α	M	G , МПа	b , м
160	355	0,6	3	72000	$2,54 \times 10^{-10}$

Результаты расчетов пределов текучести для стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al приведены на рисунке 3.29.

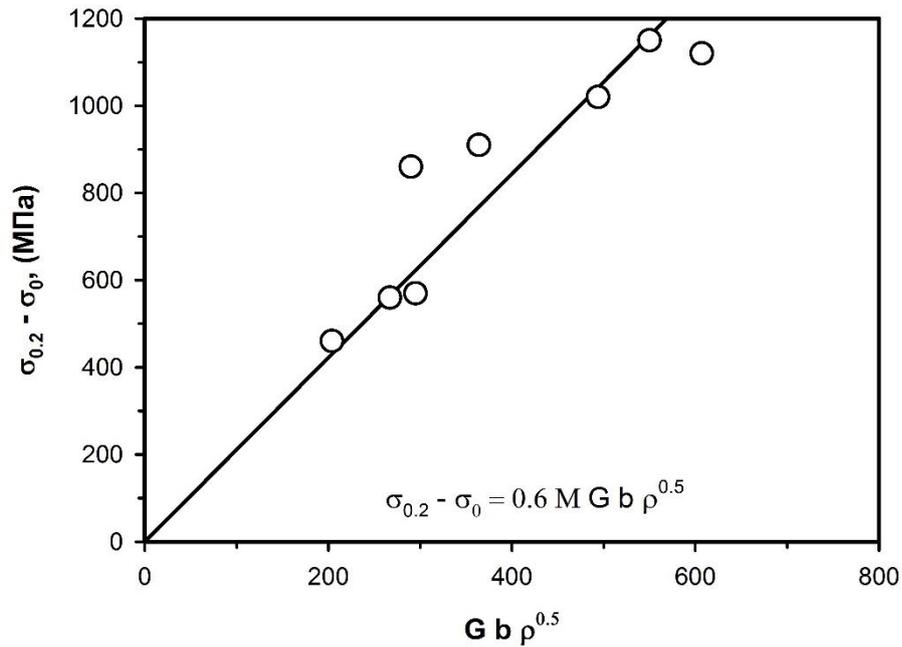


Рис. 3.29 Зависимость предела текучести от плотности дислокаций высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующего отжига

Объединяя уравнения (3.2) и (3.3), пределы текучести рекристаллизованных образцов стали, включая частично рекристаллизованные, могут быть выражены как:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + F_{REX} k_y D^{-0.5} + (1 - F_{REX}) \alpha M G b \rho^{0.5} \quad (3.4)$$

где F_{REX} – доля рекристаллизованных зерен

Результаты расчетов приведены на рисунке 3.30.

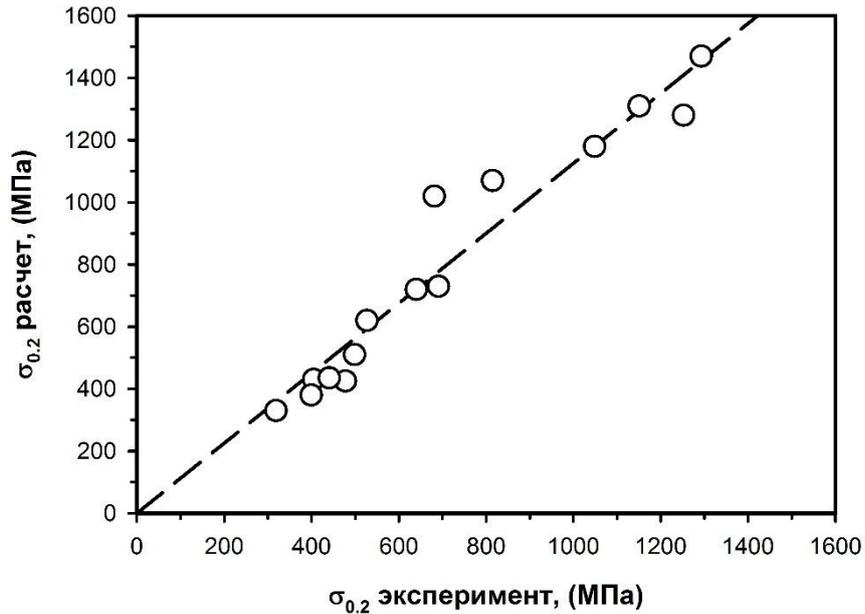


Рис. 3.30 Сравнение экспериментальных и расчетных значений пределов текучести стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов

Из рисунка 3.30 видно, что существует линейная зависимость предела текучести, полученного экспериментальным путем от расчетного предела текучести в стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, подвергнутой холодной прокатке с последующим отжигом. График показывает хорошее согласие экспериментальных данных с теоретическими, что может свидетельствовать о достоверности разработанных моделей.

3.3 Анализ экономической целесообразности проведения работ

Широкое применение высокомарганцевых аустенитных сталей определяется такими свойствами как пониженный вес, высокая прочность, уникальная пластичность, высокая ударная вязкость, способность к глубокой вытяжке.

К новому классу аустенитных автосталей, проявляющих TWIP (Twinning Induced Plasticity – пластичности, наведенной двойникованием) эффект, относится сталь Fe-18Mn-0.6C-1.5Al. Главная особенность стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al заключается в протекании процесса двойникования при пластической деформации, который обеспечивает уникальное сочетание прочности и пластичности. Однако, сталь характеризуется низким показателем предела текучести, который ограничивает более широкое применение TWIP сталей. Из литературных данных известно, что сталь обладает уникальной способностью к деформационному упрочнению. Улучшение механических свойств стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al с помощью деформационно-термической обработки позволит расширить область ее применения. В качестве обработки металла давлением была выбрана продольная холодная прокатка, так как является одним из наиболее эффективных и экономичных методов, что позволит удешевить процесс получения требуемого состояния в материале. В качестве термической обработки был выбран отжиг в интервале температур 400-700°C.

Способ деформационно-термической обработки высокомарганцевой аустенитной стали, обеспечивающий получение катаных полуфабрикатов стали с пределом текучести при комнатной температуре не менее 1000 МПа позволит получать полуфабрикаты для изготовления силовых элементов кузова автомобиля (лонжероны, поперечные силовые балки и т.д.) использование в аэрокосмической промышленности, в строительной индустрии и т.д.

Научные основы технологии деформационно-термической обработки высокомарганцевых аустенитных сталей с целью повышения прочностных свойств при комнатной температуре необходимы для оптимизации существующих и разработки новых технологических процессов, позволяющих получать в образцах стали определенный комплекс механических свойств (оптимальное соотношение прочности и

пластичности), который определяется назначением (условиями эксплуатации) конечной продукции.

3.3.1 Обоснование объемов, продолжительности и сроков выполнения работ

В таблице 3.4 представлено техническое обоснование необходимости проведенных работ, расписана трудоемкость и строки выполнения.

Таблица 3.4

Обоснование объемов, продолжительности и сроков выполнения работ

№ п/п	Наименование работ	Трудоемкость, чел.-мес.	Сроки выполнения работ, мес	Прим.
1	Литературный обзор информационных источников	1	1	
2	Исследование микроструктуры стали после предварительной термической обработки	1	1	
3	Продольная холодная прокатка образцов стали после термической обработки от 20% до 80% обжатия с шагом 20%	2	1	
4	Исследование микроструктуры, сформировавшейся после холодной прокатки стали от 20% до 80% обжатия с шагом 20%	2	2	

Продолжение таблицы 3.4

5	Отжиг образцов стали, деформированных до 20-80% обжатия в интервале температур 400-700°C с шагом 100°C	1	2	
6	Исследование микроструктуры стали, сформировавшейся после отжига в интервале температур 400-700°C с шагом 100°C	1	2	
7	Оценка параметров микроструктуры стали, сформированной в процессе отжига	1	1	
8	Оценка влияния температуры отжига структуру стали	1	1	
9	Проведение механических испытаний на растяжение при комнатной температуре, микротвердость по Виккерсу	2	0,5	
10	Исследование механических свойств при комнатной температуре стали, подвергнутой холодной прокатке и последующему отжигу в интервале температур 400-700°C с шагом 100°C	1	0,5	

Продолжение таблицы 3.4

11	Установление связи между структурными параметрами и механическими свойствами данной стали.	2	0,4	
12	Сбор результатов и формулировка выводов	2	0,6	
13	Составление и оформление пояснительной записки о НИР	2	1	

3.3.2 Оценка стоимости работ и обоснование объемов финансовых средств

Таблица 3.5

Структура цены работ

№ п/п	Наименование статей затрат	Стоимость (руб.)
1	Материалы и комплектующие	73900
2	Затраты на заработную плату работникам, непосредственно занятым при выполнении работ.	183763
3	Затраты на социальное страхование	55496
4	Стоимость спецоборудования и специальной оснастки, предназначенных для использования в качестве объектов испытаний и исследований	–
5	Прочие расходы	150 000
	Итого:	463 159

Таблица 3.6

Материалы, реагенты, комплектующие

№ п/п	Наименование	Ед. изм.	Кол-во	Цена ед.	Сумма	Обоснование цены
1	Лигатура (чистое железо ЖЧК)	кг	50	208	10 400	Прайс-лист поставщика
2	Лигатура (легирующие элементы)	кг	10	3200	32 000	Прайс-лист поставщика
3	Кислота хлорная	кг	5	2200	11 000	Прайс-лист поставщика
4	Кислота уксусная	кг	20	50	1 000	Прайс-лист поставщика
5	Абразивная бумага	шт.	30	420	12 600	Прайс-лист поставщика
6	Суспензия (OP-S)	шт.	15	400	6 000	Прайс-лист поставщика
7	Спирт	литр	2	150	300	Прайс-лист поставщика
8	Ацетон	литр	2	250	500	Прайс-лист поставщика
9	Синтетическое моющее средство	пачка	2	50	100	Прайс-лист поставщика
Итого:					73 900	

Таблица 3.7

Расходы на оплату труда

Должность	Должностной оклад, руб.	Средняя дневная	Затраты времени на эксплуатацию,	Фонд заработной платы, руб.
Ведущий научный сотрудник	25 000	833	180	150 000
Лаборант	1850	92,5	365	33763
Итого:				183763

Таблица 3.8

Расходы на социальное страхование

№ п/п	Содержание расходов	Сумма (руб.)	Примечание
1	Страховые взносы от суммы затрат на оплату труда работников	31729	30,2% от ΣФОТ
Итого:		55496	

Таблица 3.9

Прочие расходы

№ п/п	Содержание расходов	Сумма (руб.)	Примечание
1	Затраты на командировки	20 000	
2	Затраты на оплату труда административно-управленческого персонала (АУП), включая страховые взносы от суммы заработной платы АУП.	120 000	
3	Оплата услуг связи (включая Интернет) и почты.	-	
4	Расходы на приобретение канцелярских принадлежностей и расходных материалов для оргтехники.	10 000	
Итого:		150 000	

3.3.3 Расчет показателей эффективности

По результатам оценки стоимости работ, включающих затраты на заработную плату работникам, непосредственно занятым при выполнении работ, затраты на социальное страхование, материалы и комплектующие и

прочие расходы, была получена общая сумма затрат на проведение исследования, которая составила 463159 рубля. Для того, что бы оценить экономическую целесообразность проведенного исследования, необходимо сравнить сумму затрат на выполнение данного исследования на базе НИЛ механических свойств жаропрочных и наноструктурных материалов с конкурирующей организацией. В качестве такой организации была выбрана лаборатория конструкционных сталей и сплавов имени академика Н. Т. Гудцова, входящая в состав ИМЕТ РАН имени А. А. Байкова. Основные исследования лаборатории направлены на изучение конструкционных сталей различных структурных классов: аустенитные, мартенситные, ферритные.

Была проведена приблизительная оценка затрат, необходимых для проведения исследования, результаты которой представлены в таблице 3.10.

Таблица 3.10

Структура цены работ конкурирующего предприятия

№ п/п	Наименование статей затрат	Стоимость (руб.)
1	Материалы и комплектующие	116 300
2	Затраты на заработную плату работникам, непосредственно занятым при выполнении работ.	203 250
3	Затраты на социальное страхование	61382
4	Стоимость аренды спецоборудования и специальной оснастки, предназначенных для использования в качестве объектов испытаний и исследований.	200000
5	Прочие расходы	250 000
	Итого:	830 932

Из таблицы видно, что затраты на заработную плату больше у конкурирующей организации. Это связано с тем, что в данном исследовании примет участие инженер, у которого средний оклад составляет 5000 рублей.

Так же у организации ИМЕТ РАН имени Байкова нет просвечивающего электронного микроскопа. Следовательно, для проведения исследования необходима аренда микроскопа у другой организации. Средняя стоимость аренды просвечивающего электронного микроскопа, включающая работу оператора, составляет 5000 рублей в час. На исследование микроструктуры стали было потрачено 40 часов. Общая сумма на аренду составляет 200000 рублей.

Сумма, необходимая лаборатории конструкционных сталей и сплавов имени академика Н. Т. Гудцова на проведение аналогичного исследования составляет 830 932 рублей.

Для расчета экономической эффективности проведенного исследования, используется формула 3.5:

$$\Delta_{\text{эффективность}} = A - B \quad (3.5)$$

где А- сумма, необходимая конкурирующему предприятию на проведение исследования, В – сумма потраченная на проведение данного исследования.

$$\Delta_{\text{эффективность}} = 830\,932 \text{ р.} - 463\,159 \text{ р.} = 367\,773 \text{ р.}$$

Таким образом, экономическая эффективность составляет 367773 рубля. Исходя из полученных результатов, можно сделать вывод, что проведение данного исследования целесообразно, так как является экономически выгодным.

ВЫВОДЫ

В данной работе была изучена микроструктура высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, подвергнутой холодной прокатке с последующим отжигом в интервале температур 400 °С - 700 °С и ее влияние на механические свойства. По результатам работы были сделаны следующие выводы:

1) Холодная прокатка высокомарганцевой TWIP стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al приводит к повышению предела прочности и предела текучести и снижению пластичности. Высокие прочностные свойства сталей обеспечиваются измельчением структуры до нанометрового диапазона в результате деформационного двойникования и высокой плотностью дислокаций.

2) Микроструктура высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов при температурах до 500 °С не испытывает значительных изменений. У сильнодеформированных образцов (60% и 80% обжатия при прокатке) на EBSD-изображениях заметно уменьшение шума, что свидетельствует об уменьшении напряжений и протекании процессов возврата. При температурах отжига 600 °С и 700 °С микроструктура образцов высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al начинает изменяться. У образцов, прокатанных до 20 и 40% обжатия и отжиге при температурах 600 °С наблюдается частично рекристаллизованная структура со средним размером рекристаллизованных зерен 2,3 и 3,6 мкм соответственно. У образцов, прокатанных до 60 и 80% обжатия и отожженных при температуре 600 °С структура полностью рекристаллизованная со средним размером рекристаллизованных зерен 2,1 и 1,1 мкм соответственно. У образцов, прокатанных от 40 до 80% обжатия и отожженных при температуре 700 °С структура полностью рекристаллизованная со средним размером рекристаллизованных зерен от 5 до 1,6 мкм. У образца, деформированного до 20% обжатия при прокатке и

отожженного при 700 °С структура частично рекристаллизованная со средним размером зерен 8 мкм и рекристаллизованной долей 65%.

3) В рекристаллизованном состоянии предел текучести высокомарганцевых сталей может быть рассчитан, как сумма вкладов от напряжений Пайерлса-Набарро и напряжений от размера зерна согласно закону Холла-Петча.

4) Наилучшими деформационно-термическими обработками следует признать прокатку до 20% обжатия и отжиги на 500 и 600 °С в течение 30 минут, при данных температурах протекает процесс статического возврата, в результате чего снижается плотность дислокаций. Предел текучести достигает 720 и 620 МПа, предел прочности – 1000 МПа и 970 МПа при удлинении 38 и 48%, соответственно. Данные обработки обеспечивают наиболее оптимальное сочетание прочности и пластичности высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. R.A. Hadfield // *Science* 12 (1888) 284.
2. P.H. Adler, G.B. Olson, W.S. Owen, Strain Hardening of Hadfield Manganese Steel, *Metall. Mater. Trans. A*. 17 (1986) 1725–1737.
3. A.A. Gulyaev, Y.D. Tyapkin, V.A. Golikov, V.S. Zharinova, The fine structure of Hadfield steel, *Met. Sci. Heat Treat.* 27 (1985) 411–415.
4. B.C. De Cooman, K.-G. Chin, J.Y. Kim // *New Trends and Developments in Automotive System Engineering* (2011) 678 p.
5. M. Babbitt, Potential for Mn in New Automotive Steels, Arcelor, 2010, 35 p.
6. Lee P Y, Chiu C S, Gau Y J and Wu J K 1992 *High Temp. Mater. Proc.* 10 141–4.
7. Shih S T, Tai C Y and Perng T P 1993 *Corrosion* 49 130–4.
8. Saxena V K, Krishna M S G, Chhaunker P S and Radhakrishnan V M 1994 *Int. J. Press. Vessels Pip.* 60 151–7.
9. Zhu X M and Zhang Y S 1998 *Corrosion* 54 3–12.
10. Herrmann J, Inden G and Sauthoff G 2003 *Acta Mater.* 51 2847–57.
11. Hamada A S and Karjalainen L P 2006 *Can. Metall. Q.* 45 41–8.
12. Morris D G, Munoz-Morris M A and Requejo L M 2006 *Acta Mater.* 54 2335–41.
13. James P 1969 *J. Iron Steel Inst.* 207 54–7.
14. Lai H J and Wan C M 1989 *J. Mater. Sci.* 24 2449–53.
15. Chen F C, Li P, Chu S L and Chou C P 1991 *Scr. Metall. Mater.* 25 585.
16. Kim Y G, Han J M and Lee J S 1989 *Mater. Sci. Eng. A* 114 51–9.
17. Gutierrez-Urrutia and D. Raabe // *Acta Mater.* 59 (2011).
18. H. Beladi, I.B. Timokhina, Y. Estrin, J. Kim, B.C. De Cooman and S.K. Kim // *Acta Mater.* 59 (2011) 7787.
19. J.-K. Kim, Y. Estrin, H. Beladi, I.B. Timokhina, K.-G. Chin, S.-K. Kim and B.C. De Cooman // *Metall. Mater. Trans. A* 43 (2011) 479.

20. L. Remy // *Acta Metall.* 26 (1978) 443.
21. R. L. Fullman // *Trans AIME* 197 (1953) 447.
22. O. Bouaziz, N. Guelton // *Mater Sci Eng A* 319–321 (2001) 246.
23. Karaman, H. Sehitoglu, A. J. Baudoin, Y. I. Chumlyakov, H. J. Maier, C. N. Tome // *Acta Mater* 48 (2000) 2031.
24. Karaman, H. Sehitoglu, Y. I. Chumlyakov, H. J. Maier, I. V. Kireeva // *Metall Trans A32* (2001) 695.
25. I. Karaman, H. Sehitoglu, K. Gall, Chumlyakov, H. J. Maier // *Acta Mater* 48 (2000) 1345.
26. Head A.K. Dislocation queueing and fracture in an elastically anisotropic material. *Aust. J. Phys.* 13, pp. 613, (1960).
27. Petch N. J. The ductile-brittle transition in the fracture of α -iron: II. *Phil. Mag.* 3, pp. 1089, (1958).
28. И.И. Новиков. Теория термической обработки металлов. Изд.3-е. М.: Металлургия, 1978. 392с.
29. В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров. Упрочнение аустенитных сталей. М.: Наука, 1989. 270 с.
30. М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский. Стали с метастабильным аустенитом. М.: Металлургия, 1988. 256 с.
31. Р.Г. Зарипова, К.Г. Фархутдинов, Е.Е. Сеницына, Х.Я. Мулюков. Структура и магнитные свойства аустенитной стали 12Х18Н10Т в результате γ - α - γ превращений. *Металлофизика*, 1991, т.13, №1, с.51-58.
32. Р.Г. Зарипова, К.Г. Фархутдинов, Е.Е. Сеницына. Высокопрочное состояние и коррозионные свойства стали 12Х18Н10Т. *Металлофизика*, 1991, т.13, № 9, с.59-67.
33. Haase, C., Chowdhury, S.G., Barrales-Mora, L.A., Molodov, D.A., Gottstein, G. On the relation of microstructure and texture evolution in an austenitic Fe-28Mn-0.28C TWIP steel during cold rolling. (2013) *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 44 (2), pp. 911-922.

34. Kusakin P., Belyakov A., Haase C., Kaibyshev R., Molodov D., Microstructure evolution and strengthening mechanisms of Fe–23Mn–0.3C–1.5Al TWIP steel during cold rolling // Mater.Sci. Eng.A, 2014. V.617.pp. 52–60.
35. Shakhova I., Dudko V., Belyakov A., Tsuzaki K., Kaibyshev R., Effect Of Large Strain Cold Rolling And Subsequent Annealing On Microstructure And Mechanical Properties Of An Austenitic Stainless Steel // Mater. Sci. Eng.A, 2012.V. 545. pp. 176–186.
36. Valiev R.Z., Langdon T.G., The Art and Science of Tailoring Materials by Nanostructuring for Advanced Properties Using SPD Techniques // Adv. Eng. Mater. 2010, V. 12. pp. 677-691.
37. Kang S., Jung Y.-S., Jun J.-H., Lee Y.-K.,// Mater Sci Eng A, 2010. V. 527. pp. 745–751.
38. Viscorova R., Kroos J., Flaxa V., Wendelstorf J. // Spitzer KH. In: Proc. of IDDRG conference; 2004.
39. Dini G., NajafizadehA., Ueji R., Monir-Vaghefi, S. M., Improved tensile properties of partially recrystallized submicron grained TWIP steel// Materials Letters, 2010. V. 64.pp. 15–18.
40. Yanushkevich, Z., Belyakov, A., Haase, C., Molodov, D.A., Kaibyshev, R., Recrystallization kinetics and texture evolution during annealing of cold-rolled high-Mn steel, (2017) AIP Conference Proceedings, 1909, pp. № 020232.
41. Z. Yanushkevich, A. Belyakov, C. Haase, D. A. Molodov, and R. Kaibyshev, Mater. Sci. Eng. A 651, 763–773 (2016).
42. Z. Yanushkevich, A. Belyakov, D. A. Molodov, and R. Kaibyshev, Russ. Metall. 2016(9), 812–819 (2016).
43. IshidaK, OhtaniH, SatohN, KainumaRandNishizawaT 1990 ISIJInt. 30 680–6
44. Han K H and Choo W K 1989 Metall. Trans. A 20 205–14
45. ГОСТ 1497–84. Государственный стандарт союза ССР, Металлы. Методы испытаний на растяжение. (ИСО 6892–84, СТ СЭВ 471-88), ИПК издательство стандартов, Москва.

46. ГОСТ 9651-84. Государственный стандарт союза ССР, Металлы, Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах, (ИСО 783-89), ИПК издательство стандартов, Москва.

47. ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу, 30 с.

48. Hall E.O. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results / Hall E.O. // Proceedings of the Physical Society. Section B – 1951.– Т. 64 – № 9 – С.747–753.

49. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals / Petch N.J. // Journal of iron and Steel Institute – 1953. – Т. 174 – С.25–28.

50. Bata V. An alternative physical explanation of the Hall – Petch relation / Bata V., Pereloma E. V. // Acta Materialia – 2004. – Т. 52 – С.657–665.

51. Kato M. Hall-Petch Relationship and Dislocation Model for Deformation of Ultrafine-Grained and Nanocrystalline Metals / Kato M. // Materials Transactions – 2014. – Т. 55 – № 1 – С.19–24.

52. Kalinenko, A., Kusakin, P., Belyakov, A., Kaibyshev, R., Molodov, D.A. Microstructure and mechanical properties of a high-Mn TWIP steel subjected to cold rolling and annealing. Metals, 2017, Volume 7, Issue 12, pp. № 571.

53. Ardell, A.J. Precipitation hardening. Metall. Trans. A 1985, 16, 2131–2165.

54. Ma, K.; Smith, T.; Hu, T.; Topping, T.D.; Lavernia, E.J.; Schoenung, J.M. Distinct hardening behavior of ultrafine-grained Al-Zn-Mg-Cu alloy. Metall. Mater. Trans. A 2014, 45, 4762–4765.

55. Kusakin, P.; Kalinenko, A.; Tsuzaki, K.; Belyakov, A.; Kaibyshev, R. Influence of cold forging and annealing on microstructure and mechanical properties of a high-Mn TWIP steel. Kov. Mater. 2017, 55, 161–167.

56. Torganchuk, V.; Belyakov, A.; Kaibyshev, R. Effect of rolling temperature on microstructure and mechanical properties of 18%Mn TWIP/TRIP steels. Mater. Sci. Eng. A 2017, 708, 110–117.

57. Yanushkevich, Z.; Belyakov, A.; Kaibyshev, R.; Haase, C.; Molodov, D.A. Effect of cold rolling on recrystallization and tensile behavior of a high-Mn steel. *Mater. Charact.* 2016, 112, 180–187.

58. Ma, K.; Smith, T.; Hu, T.; Topping, T.D.; Lavernia, E.J.; Schoenung, J.M. Distinct hardening behavior of ultrafine-grained Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Metall. Mater. Trans. A* 2014, 45, 4762–4765.

59. Shakhova, I.; Belyakov, A.; Yanushkevich, Z.; Tsuzaki, K.; Kaibyshev, R. On strengthening of austenitic stainless steel by large strain cold working. *ISIJ Int.* 2016, 56, 1289–1296.

60. Calcagnotto, M.; Ponge, D.; Demir, E.; Raabe, D. Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD. *Mater. Sci. Eng. A* 2010, 527, 2738–2746.