

**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.15'74'782-194:539.25

**ЭВОЛЮЦИЯ ТЕКСТУРЫ И МИКРОСТРУКТУРЫ ДЕФОРМИРОВАННОЙ
РАСТЯЖЕНИЕМ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ
НА РАННЕЙ СТАДИИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ**

© 2019 г. М. Эскандари^{a, b}, М. А. Мохтади-Бонаб^{c, *}, А. Зарей-Ханзаки^d,
Дж. А. Шпунар^e, Р. Басу^f

^aКафедра материаловедения, Инженерно-технический факультет, Ахвазский университет им. Мустафы Чамрана, 61357 Иран, Ахваз, Голестэн-Бульвар

^bНаучно-исследовательский центр стали, Инженерно-технический факультет, Ахвазский университет им. Мустафы Чамрана, 61357 Иран, Ахваз, Голестэн-Бульвар

^cКафедра машиноведения, Инженерно-технический факультет, Университет Бенаба, Иран, Бенаб, Региональная трасса

^dКафедра горячей деформации и термомеханической обработки высоконадежных конструкционных материалов, Школа металлургии и технологии материалов, Тегеранский университет, Иран, Тегеран, ул. Шанздах-э-Азар

^eСектор перспективных материалов для производства экологически чистой энергии, Отделение машиноведения, Университет пров. Саскачеван, 3737 Канада, Реджайна, Wascana Pkwy

^fОтделение машиноведения и технологии машиностроения, Манипальский технологический институт, Манипальский университет, 576104 Индия, Карнатаки, Манипал, Мадхав Нагар

*e-mail: m.mohtadi@bonabu.ac.ir

Поступила в редакцию 18.09.2017 г.

После доработки 02.05.2018 г.

Изучено поведение высокомарганцевой стали в ходе кратковременного отжига (120 и 300 с) при 750°C после предварительной деформации на 30 и 60% (определявшейся как отношение длины деформированного растяжением образца к его исходной длине). Для изучения эволюции (макро)текстуры и микроструктуры были использованы различные методы, в том числе рентгеновская дифракция и дифракция отраженных электронов (ДОЭ). ДОЭ-исследование показало, что зародыши γ - ϵ - α' -превращения формируются при деформации в двойниках деформации. Отжиг образца, деформированного на 30%, привел к почти полному обратному превращению мартенсита в аустенит, к появлению вновь деформационного двойникования, а также к частичной статической рекристаллизации с образованием слабой текстуры. Рекристаллизованные зерна формировались в недвойникованных областях исходного зерна. Более того, зарождение двойников отжига со слабой текстурой наблюдалось в областях материала с высоким значением средней разориентации в зерне. Мелкодисперсная зеренная структура со слабой текстурой (типов меди, S и Госса) сформировалась в результате отжига при 750°C в течение 300 с после предварительной деформации материала на 60%.

Ключевые слова: марганцевая сталь, рекристаллизация, текстура, двойникование

DOI: 10.1134/S0015323019010030

1. ВВЕДЕНИЕ

В последнее время марганцевые стали со средним и высоким содержанием Mn, такие как стали с эффектами TRIP (пластичность, индуцированная превращением) и TWIP (пластичность, обусловленная двойникованием) являются объектами повышенного внимания благодаря одновременному сочетанию высокой прочности и пластичности [1–6]. Тогда как механическое поведение марганцевой стали уже прочно стало объектом интенсивного исследования, на данный момент очень мало известно о деталях эволюции ее структуры на ранних стадиях рекристаллизации после дефор-

мации [7, 8]. Эволюция микроструктуры в процессе рекристаллизации деформированной стали зависит от характера деформированного состояния, запасенной в результате деформации энергии и типа границ зерен. Формирование двойников отжига в процессе рекристаллизации и рост зерна — это важные черты эволюции микроструктуры сталей с кубической решеткой и низкими значениями энергии дефектов упаковки (ЭДУ). Реализация двойникованной структуры (решетка совпадающих узлов, специальные границы $\Sigma 3$) может приводить к изменению энергии и подвижности границ. В итоге, они в определенных

условиях могут ускорять или тормозить процесс рекристаллизации при отжиге. Кроме того, для сталей с низким значением ЭДУ, возникновение двойников отжига способно приводить к (1) появлению новых ориентировок, отсутствовавших в исходной текстуре деформации, и/или к (2) способствовать образованию зародышей на ранних стадиях рекристаллизации [9, 10]. Влияние новых ориентировок, возникающих с появлением двойников отжига, на текстуру изучаемой стали также носит дискуссионный характер. Автор работы [11] с соавторами считает, что оно зависит от объемной доли двойников. Крайне ограниченное число работ обсуждает вопрос о взаимном влиянии двойникования и рекристаллизации. Автор работы [12] с соавторами получил экспериментальное подтверждение того, что было названо как “recovery twinning” (восстановление двойникования) в нержавеющей аустенитной стали марки 310. Авторы этой публикации предложили считать, что внутзеренный пакет микродвойников отжига, формирующихся на ранних стадиях возврата, может сыграть роль зародыша рекристаллизации в процессе своего последующего роста. Предыдущие наблюдения послужили основой для предположения, что двойникование у границ зерен в процессе возврата могло бы стимулировать запуск процесса рекристаллизации в сталях с небольшими значениями ЭДУ. Авторы работы [7] изучали влияние двойников деформации растяжением и сжатием на рекристаллизацию после деформации при комнатной температуре. Они пришли к выводу, что двойники деформации сжатием являются потенциальными местами для образования центров рекристаллизации. Следует отметить, что о текстурах рекристаллизации в сталях с низкой ЭДУ нет единого мнения, чего не скажешь о текстурах прокатки, где достигнуто согласие в представлениях об итоговой текстуре, однако основные причины ее возникновения дискутируются [13]. Происхождение текстур рекристаллизации обычно связывают с ориентированным зарождением и ростом [14–16]. Поэтому, цель данной статьи состоит в детальном анализе ранних стадий рекристаллизации высокомарганцевой стали после ее деформации растяжением при комнатной температуре. Также изучены вклад двойникования в процесс рекристаллизации и в текстуру отжига. Выполнение этих задач стало возможным в результате исследования изменений микроструктуры в процессе изотермического статического отжига с привлечением результатов анализа дифракции отраженных электронов (ДОЭ).

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

2.1. Материал

Выбранная для изучения сталь была поставлена в горячекатаном состоянии (толщина листа 25 мм);

ее химический состав – Fe–0.11C–21Mn–2.50Si–1.60Al–0.02Nb–0.02Ti (вес. %). В исходной структуре присутствовало 99.5% аустенитной фазы с размером зерна 40 ± 9 мкм [3]. Кривая напряжение–деформация указанной стали была снята с помощью универсальной испытательной машины марки Gotech AI-7000 при 25°C и постоянной скорости деформации 0.001 с^{-1} . Образцы были продеформированы вдоль направления прокатки. Детальный ход кривой напряжение–деформация, механические свойства и микроструктура данной стали при испытании на растяжение представлены в [3]. Образцы, деформированные на 30 и 60% (отношение длины деформированного растяжением образца к его начальной длине), затем были подвергнуты отжигам при 750°C продолжительностью 120 и 300 с.

2.2. Подготовка к ДОЭ

Анализ микроструктуры был проведен с помощью автоэлектронного растрового (АЭ-РЭМ/FE-SEM) микроскопа модели Hitachi SU6600, оборудованного ДОЭ (EBSD) детектором марки Nordlys Nano Oxford, с рабочим напряжением 20 кВ. Образцы были подвергнуты предварительной механической полировке на наждачной SiC бумаге; затем, электрополировке для предотвращения образования α - или ϵ -мартенсита в процессе приготовления образцов. Изображения были получены с применением программного пакета AZtec 2.0 накопления данных, совместимого с ДОЭ детектором с биннингом 4×4 пикселей и минимумом 6 диапазонов для распознавания образов со скоростью накопления данных 20 кадров в с. Шаг сканирования составлял 0.15, 0.18 и 0.2 мкм. Надежность индицирования была оценена в 99.3%. Накапливаемая ДОЭ информация далее подвергалась анализу с привлечением программного обеспечения Channel 5 обработки данных на аппаратной базе Oxford Instruments.

2.3. Измерения по определению текстуры

Рентгеновские дифракционные измерения и измерения по определению текстуры проводились на дифрактометре Bruker D8 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении с использованием 2D-детектора модели Hi-Star. Для расчета функции распределения по ориентациям (ФРО) были использованы три полюсные фигуры для ГЦК-аустенита {(111), (200), (220)}. Далее, полученные полюсные фигуры были обчислены с привлечением программного обеспечения Resmat TexTools для расчета ФРО и обратных полюсных фигур (ОПФ).

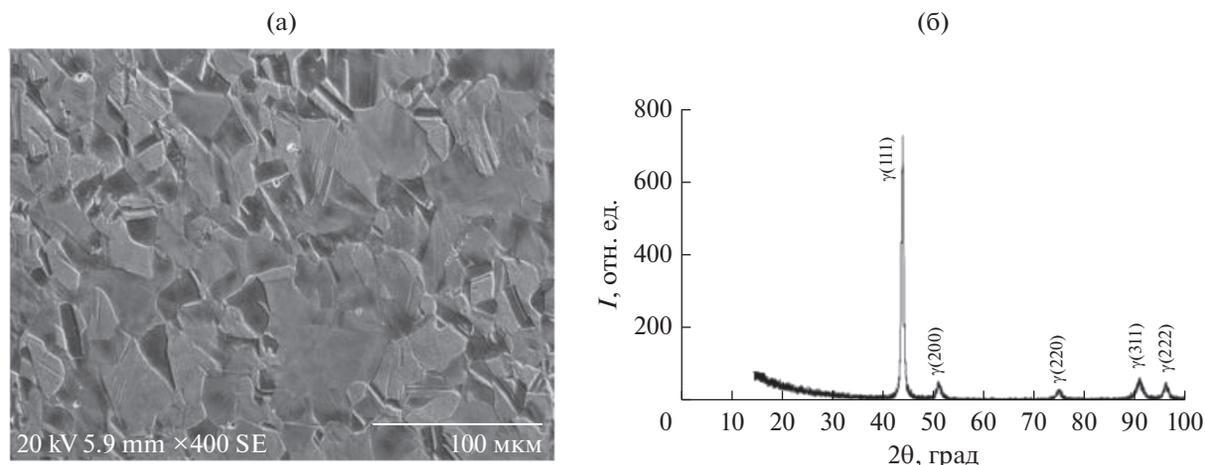


Рис. 1. Микроструктура исследованной горячекатаной стали (а) и соответствующая рентгенограмма (б), свидетельствующая о присутствии только аустенитной составляющей.

2.4. Оптическая микроскопия

Анализ микроструктуры проводился на оптическом микроскопе (марки МЕИЛ). Была использована методика цветного травления (в пикриновой кислоте и спиртовом растворе метабисульфита натрия).

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлена исходная микроструктура горячекатаного образца с соответствующей рентгенограммой. Как ясно из рис. 1, двойники отжига наблюдались в теле аустенитного зерна. Рентгенография подтвердила, что горячекатаная сталь находилась в чисто аустенитном состоянии.

Кривая растяжения при комнатной температуре и механизмы пластической деформации (скольжение, мартенситное превращение и деформационное двойникование) исследуемого материала можно найти в [3]. Данная сталь демонстрирует исключительные механические свойства: предел текучести – 480 МПа, предел прочности на растяжение – 1182 МПа и относительное удлинение до разрушения – 66%. На рис. 2а и 2б представлены кристаллографическая ориентационная карта аустенита и карта распределения фаз α -мартенсита (темно-серый цвет) и ϵ -мартенсита (светло-серый цвет) после деформации на 30%. Согласно рис. 2а и 2б, в аустенитном зерне (отмеченное 1) с ориентацией $\langle 110 \rangle \parallel \text{НР}$ (НР: направление растяжения) прошло $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ -превращение, в то время как другое аустенитное зерно (помеченное 2) с ориентацией $\langle 111 \rangle \parallel \text{НР}$ иллюстрирует комплексное мартенситное превращение и деформационное двойникование.

Остаточный аустенит, показанный стрелочками в зерне 2 имеет двойниковую связь с матрицей (рис. 2в). В зерне 1 зарождение мартенсита происходит у полосы скольжения, однако в зерне 2

мартенсит зарождается внутри двойников деформации. Интересно то, что большинство двойников поглощаются в результате мартенситного превращения. Надежно установлено, что двойники являются предпочтительным местом инициации превращения. Тем самым, измельчение аустенитного зерна происходило благодаря его дроблению в результате двойникования или возникновения мартенсита деформации.

На рис. 3 представлена микроструктура стали после деформации на 60%. Как очевидно, больше аустенитных зерен измельчается мартенситом.

На рис. 4 изображена микроструктура стали после отжига при 750°C в течение 120 с, последовавшего за 30% деформацией. Как видно на карте фаз, произошло полное обратное превращение мартенсита в аустенит, и вновь проявилось повсеместное двойникование. Как уже отмечалось, обратное превращение (ϵ в γ) в Fe–Mn–C-стали начинается примерно при 80°C и завершается приблизительно при 370°C [17, 18]. Важное наблюдение состоит в том, что ориентация двойников, формирующихся в выделенном зерне, сильно зависит от кристаллографической ориентировки аустенитных зерен. Как видно на рис. 2, в процессе деформации материала происходит поглощение мартенситом зон двойников. Поэтому естественно ожидать, что ревертированный аустенит наследует двойниковую ориентацию с матрицей. Следовательно, настоящий сплав демонстрирует поведение памяти формы, а также память кристаллографической ориентации при отжиге.

Микроструктура при более высоком разрешении, представленная на рис. 4в, лишний раз свидетельствует о том, что аустенитные зерна испытывают измельчение в результате пересечения двойникования.

Другой замечательной особенностью микроструктуры, отмеченной на рис. 4а стрелочкой, является зарождение и рост двойников отжига в

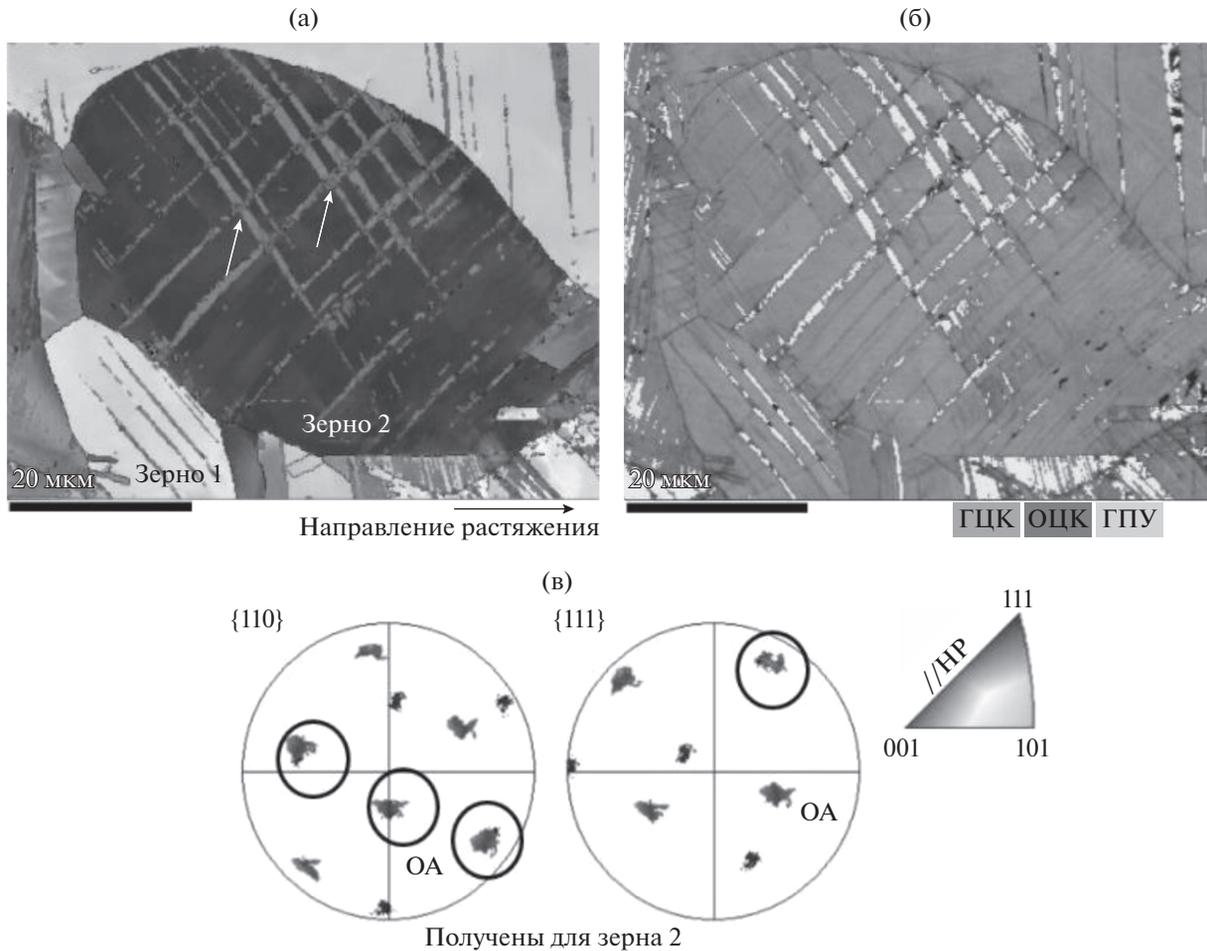


Рис. 2. Микроструктура стали, деформированной растяжением на 30%: а – ориентационная карта в цветах ОПФ для аустенитной фазы (шаг сканирования 180 нм); б – карта фаз δ мартенсита (темно-серый цвет), ϵ мартенсита (светло-серый цвет) и аустенита (серый цвет); в – анализ полюсных фигур остаточного аустенита, показанного стрелочками, и матрицы в зерне 2. ОА – полюса, соответствующие остаточному аустениту, неотмеченные – матрице, обведены соответствующие полюса.

объеме аустенитного зерна ($\langle 111 \rangle \parallel \text{НР}$) с высоким значением средней разориентации внутри зерна (СРЗ). Это наблюдение более очевидно для области, отмеченной на рис. 5 цифрой 1. На рис. 5 представлена микроструктура стали, деформированной на 30%, после отжига при 750°C в течение 120 с. Как можно видеть, зарождение двойников отжига происходило в области с высокой СРЗ, а их дальнейший рост имел место в процессе отжига. В области, помеченной 2, двойникование в отсутствие признаков присутствия мартенситной фазы характерно для низкой СРЗ. Такого рода двойникование может быть связано со стадией деформации и его дальнейшим исчезновением, обусловленным зарождением мартенсита. В самом деле, мартенсит, который образовался в зонах двойникования в процессе деформации, может быть ревертирован в аустенит в процессе последующего отжига, приводящего к очередному появлению двойников. На рис. 5в и рис. 5г представлены СРЗ-карта и карта доли рекристалли-

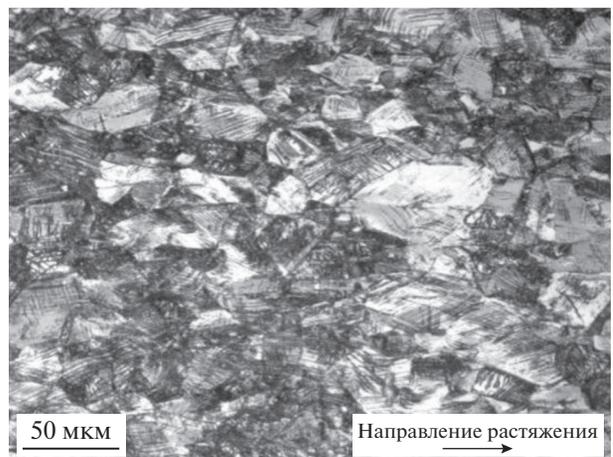


Рис. 3. Микроструктура стали, деформированной растяжением на 60%.

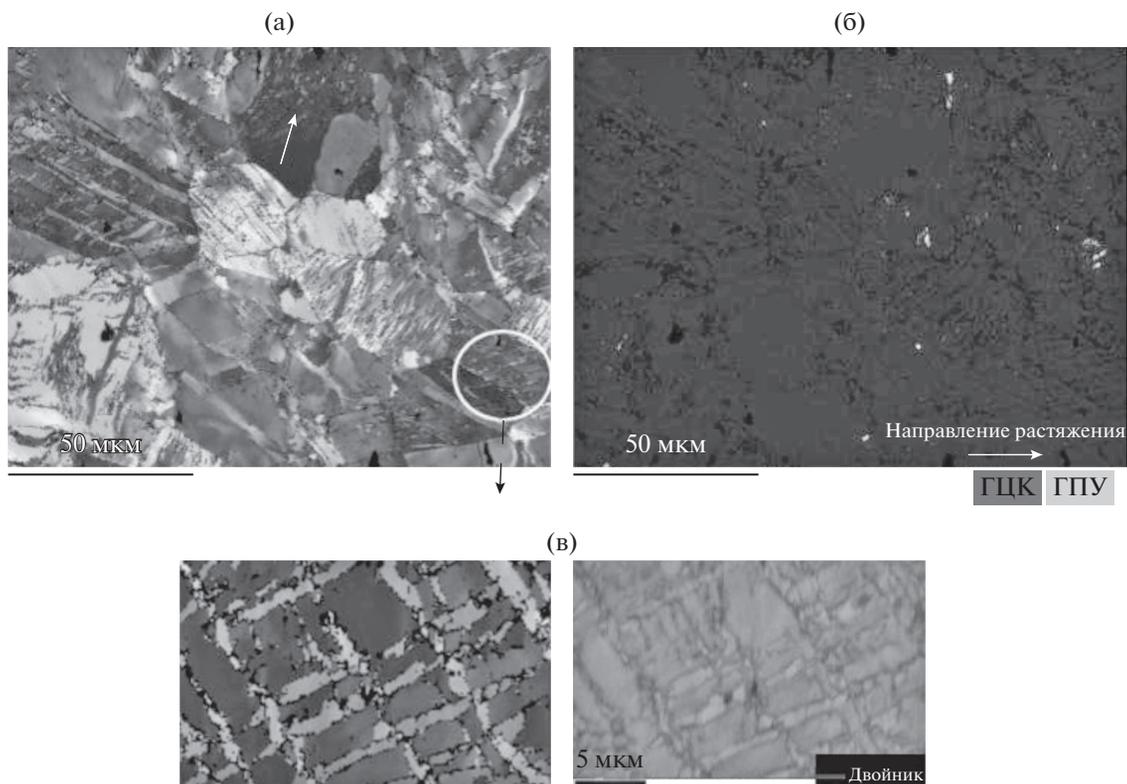


Рис. 4. Микроструктура стали, деформированной на 30%, после отжига при 750°C в течение 120 с: а – ориентационная карта в цветах ОПФ для аустенитной фазы; б – карта фаз аустенита (серый цвет) и ϵ мартенсита (белый цвет); в – большее увеличение выбранной поверхности.

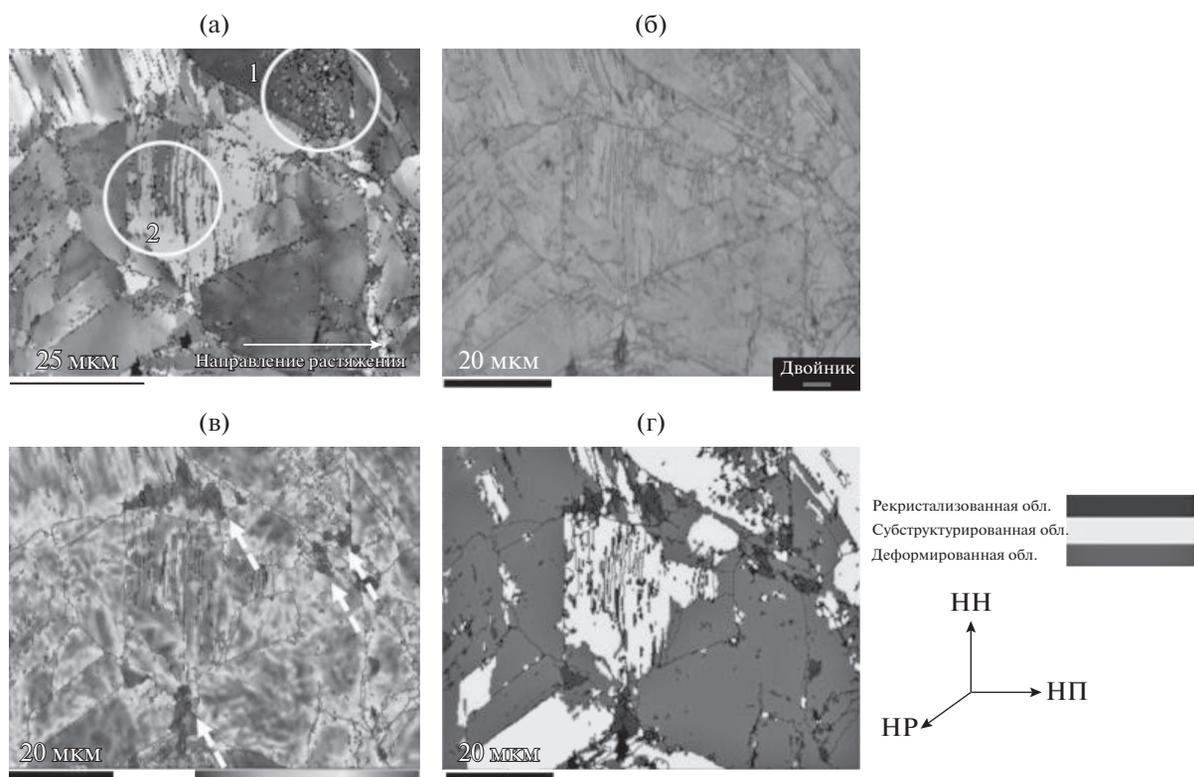


Рис. 5. Микроструктура стали, деформированной на 30%, после отжига при 750°C в течение 120 с: а – ориентационная карта в цветах ОПФ для аустенитной фазы, показывающая зарождение двойника отжига; б – схема границ; в – карта средней разориентации внутри зерен аустенитной фазы; г – карта доли рекристаллизованного аустенита.

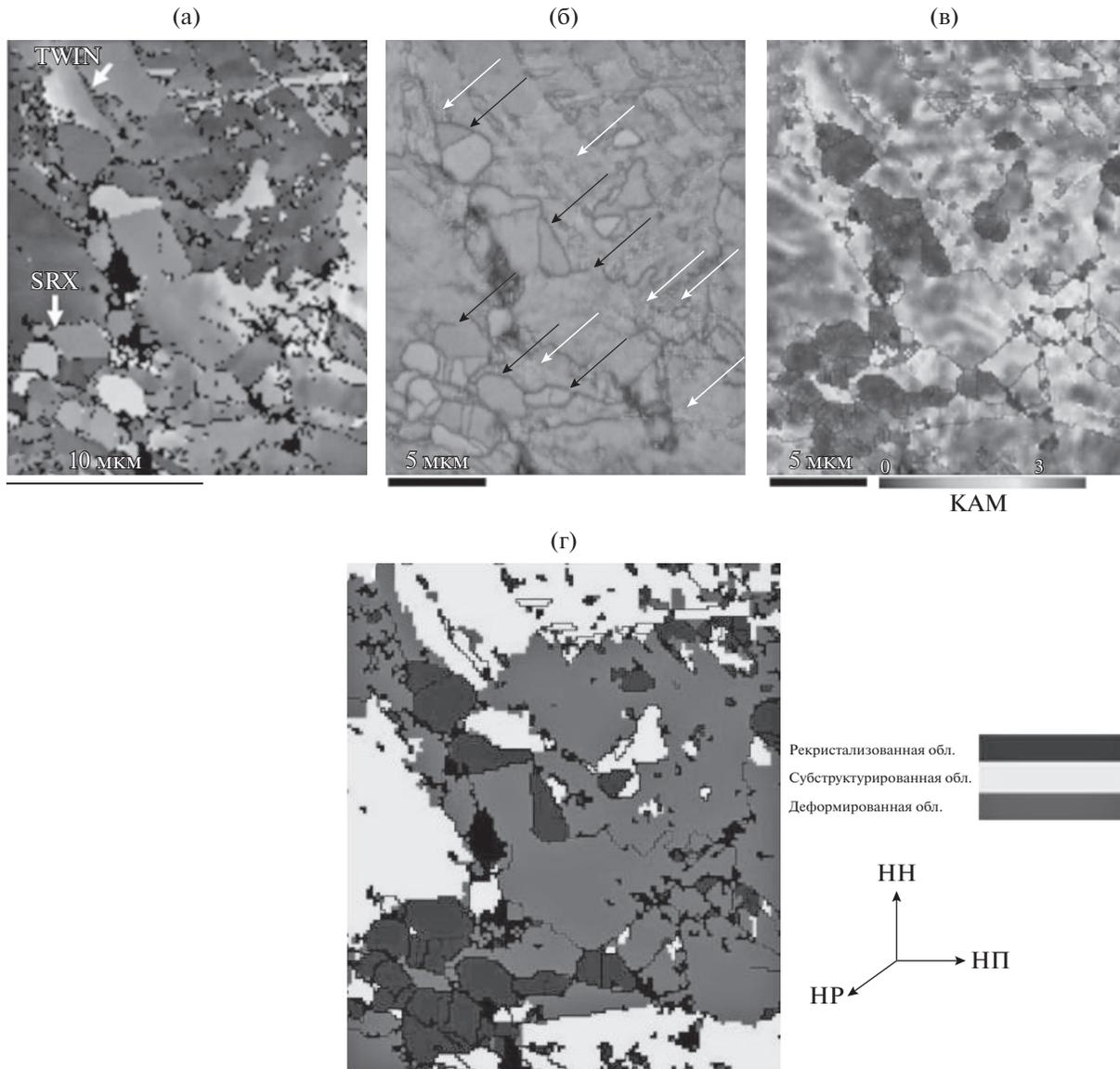


Рис. 6. ДОЭ высокого разрешения микроструктуры стали, деформированной на 30%, после отжига при 750°C в течение 120 с: а – ориентационная карта в цветах ОПФ для аустенитной фазы, показывающая локализацию SRX зерен; б – анализ границ зерен; в – карта CP3 аустенитной фазы; г – карта доли рекристаллизованного аустенита.

зованного аустенита соответственно. Согласно рис. 5в и 5г, статически рекристаллизованные зерна (отмеченные стрелочками) с наименьшей CP3 наблюдались в тройных стыках зерен. Реализуемая в исследуемой стали статическая рекристаллизация (SRX) приводит к формированию слабой текстуры.

ДОЭ высокого разрешения для аустенитного зерна с $\langle 111 \rangle \parallel \text{HP}$ показано на рис. 6. На рисунке представлена карта разориентации границ зерен. На этой карте выделены малоугловые (менее 15°) и высокоугловые (более 15°) границы. На рис. 6в и 6г представлены CP3-карта и карта доли рекристаллизованного аустенита соответственно. Статически рекристаллизованные равноосные зерна с высокоугловой межзеренной границей, а также

наименьшей CP3, оказались разной ориентации. Кроме SRX-зерен, отмечено двойникование в ранее упомянутом аустенитном зерне с высоким значением CP3. Корреляции между долей SRX и двойникованием не отмечено. Между тем измельчение зерна аустенита является результатом как статической рекристаллизации, так и двойникования, развивающегося при отжиге.

При меньшем увеличении микроструктуры отожженной стали, предварительно деформированной на 30% (рис. 7а), на тройных стыках и первичных границах зерен аустенита выявляют кластеры SRX-зерен нерегулярной ориентации. Более того, рис. 7б показывает специальные границы в отожженном образце, особенно, в области двойникования. Как можно наблюдать, большинство

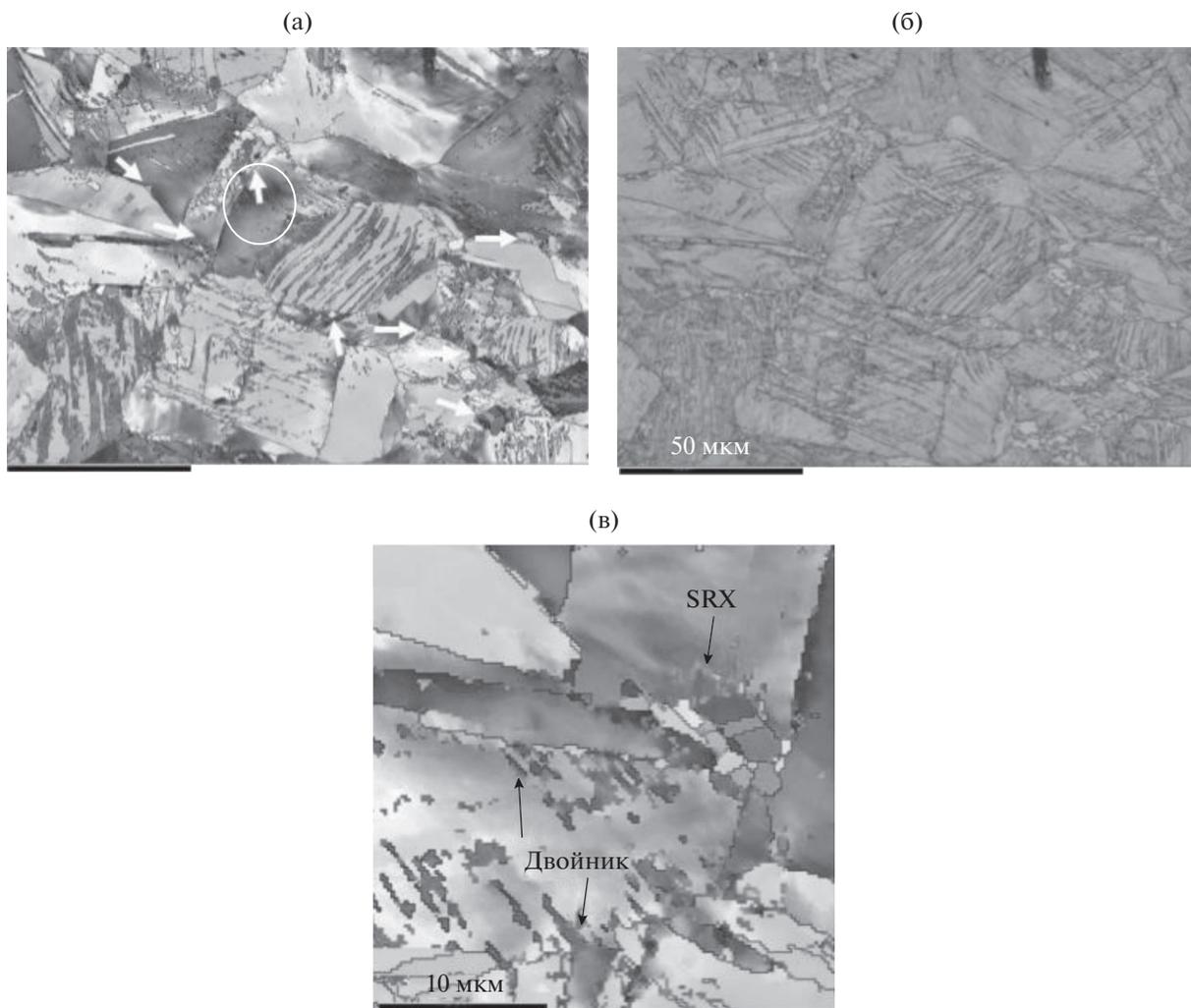


Рис. 7. Микроструктура отжига при 750°С в течение 120 с продеформированного на 30% образца: а – ориентационная карта в цветах ОПФ для аустенитной фазы, показывающая стрелочками локализацию SRX-зерен; б – полосовой контраст, представляющий собой специальные границы с решеткой совпадающих узлов $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$; в – ДОЭ высокого разрешения области, выделенной на рис. 7а.

двойникованных границ зерен являются когерентными (отмечены границы $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$). Поэтому когерентные границы между зернами двойниковой ориентации и исходными деформированными зернами позволяют эффективно отделить область двойникового от большинства дислокационных образований, локализованных в деформированной матрице. На рис. 7в представлено ДОЭ высокого разрешения области, выделенной на рис. 7а. Согласно этому изображению, во время отжига сформировались как двойники отжига, так и статически рекристаллизованные зерна.

Итак, можно сделать заключение, что в изучаемой стали имеется два различных типа границ, которые могли формироваться параллельно в ходе рекристаллизации. Первую группу составляют когерентные двойниковые границы, которые разделяют двойник и исходное зерно. Вторая группа – это высокоугловые границы аустенитного зерна. Хотя в

предыдущих работах [19, 20] двойниковая граница была отмечена как предпочтительное место начала рекристаллизации в изучаемой стали, в данной работе граница первичного аустенитного зерна в первую очередь является местом зарождения SRX-зерен.

Авторы [7] изучали влияние деформационного двойникового при изотермическом отжиге сплава AZ31Mg. Согласно их результатам, двойники деформации сжатием расценивались как потенциальные места начала рекристаллизации как процесса, контролируемого миграцией границ, вызванной деформацией, тогда как двойники деформации растяжением не оказались эффективными местами начала рекристаллизации. Когерентная граница раздела между зерном двойниковой ориентировки и исходным деформированным зерном эффективно отделила область двойникового от большинства дислокационных

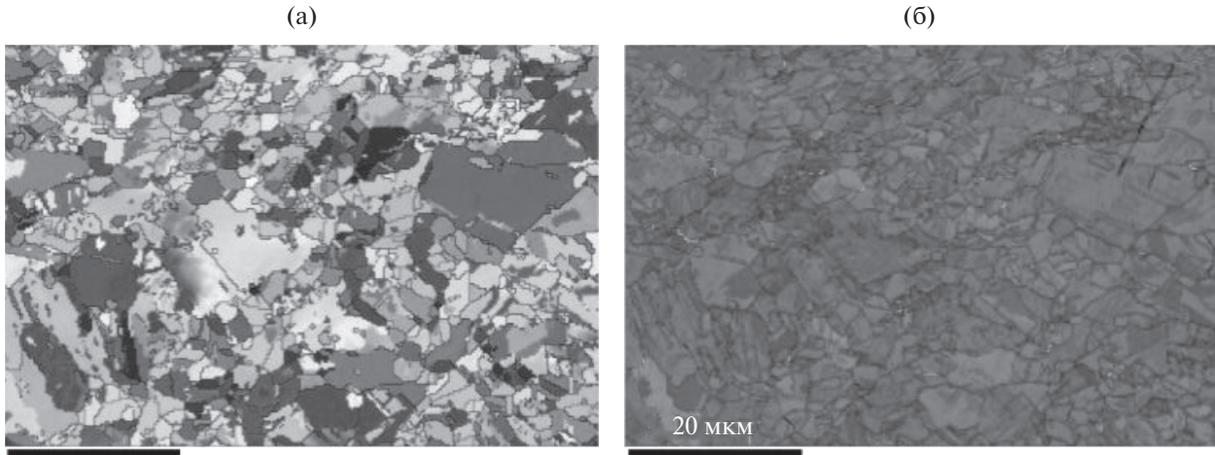


Рис. 8. Микроструктура стали деформированной на 60%, после отжига при 750°C в течение 300 с: а – ориентационная карта в цветах ОПФ для аустенитной фазы; б – полосовой контраст, демонстрирующий специальные границы с решеткой совпадающих узлов $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$.

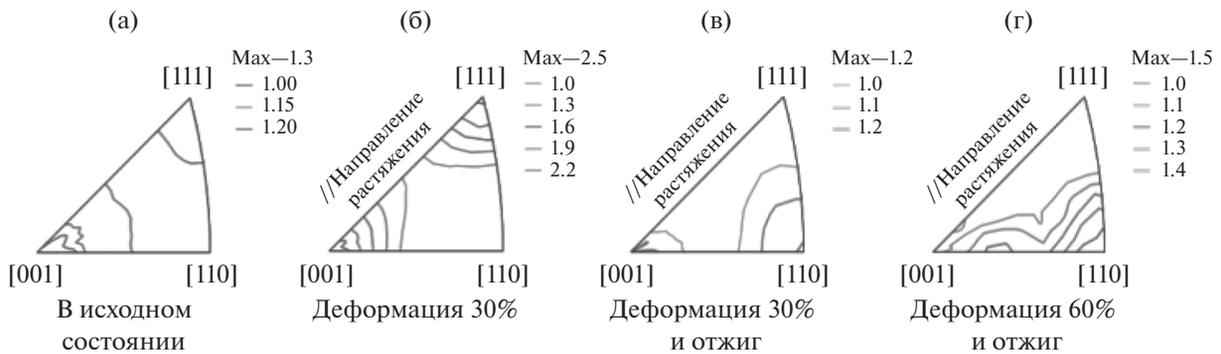


Рис. 9. Обратные полюсные фигуры, полученные методом рентгеновской дифракции, для стали (а) в исходном состоянии; деформированной на 30% (б); деформированной на 30% и отожженной при 750°C в течение 120 с (в); деформированной на 60% и отожженной при 750°C в течение 300 с (г).

образований, локализованных в матрице. Когерентность двойниковой границы может деградировать в результате прохождения или, наоборот, скапливания дислокаций, движение которых обеспечивает деформацию материала. В таком случае, существование дислокационного образования как концентратора энергии, запасаемой в объеме некогерентной двойниковой границы, может сыграть свою положительную роль в запуске процесса рекристаллизации.

О дальнейших изменениях в микроструктуре и текстуре, когда образец, деформированный на 60% растяжением, отжигался при 750°C в течение 300 с, можно судить по рис. 8. Как видно, формирование бимодальной структуры, включающей мелкодисперсную подсистему со слабой текстурой, достигается за счет статической рекристаллизации и обработки на мартенсит. Благодаря более высокой степени деформации (большей величине запасенной энергии) в образце, деформированном на 60%, ожидается при отжиге достижение боль-

шей объемной доли рекристаллизованного материала. Это, действительно, привело к образованию рекристаллизованной микроструктуры без какой-либо преимущественной ориентации. Вдобавок, аустенитные высокомарганцевые стали содержат при комнатной температуре термодинамически метастабильный аустенит, который может быть легко превращен в мартенсит. В процессе дальнейшей деформации происходит фрагментация мартенсита, и этот мартенсит вновь превращается в аустенит при последующем отжиге, что заканчивается в итоге значительным измельчением зерна. Обработкой на мартенсит может сопровождаться измельчению зерна в том случае, когда степень деформации велика. Больше информации об обработке на мартенсит и ее параметрах можно почерпнуть в [21, 22].

На рис. 9 представлены обратные полюсные фигуры для стали в исходном состоянии, а также после деформации и отжига; ОПФ были получены с использованием метода рентгеновской ди-

Таблица 1. Объемная доля основных текстурных компонент. Приведены индексы плоскостей и направлений и углы Эйлера (ϕ_1 , Φ , ϕ_2)

Образец	Куба, % (001)[100] 45°, 0°, 45°	Госса, % (110)[001] 90°, 90°, 45°	Латуни, % (110)[112] 55°, 90°, 45°	S, % (112)[634] 59°, 37°, 63°	Меди, % (112)[111] 90°, 35°, 45°	R-Куба, % (001)[110] 0°, 0°, 45°
В исходном состоянии	2.9	2.8	5.5	9.3	4.2	2.4
Деформированный на 30%	4.5	4.3	5.6	12.4	8.4	0.6
30% + отжиг	3.5	3.8	7.4	13.1	7.8	0.9
60% + отжиг	3.4	4.0	5.7	11.0	6.5	1.5

фракции. Как видно на этом рисунке, материал в исходном состоянии обладал слабой текстурой. После его деформации на 30%, усилились компоненты текстуры $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. В испытаниях на растяжение, первичное скольжение привело к вращению оси растяжения в направлении линии $\langle 001 \rangle$ – $\langle 111 \rangle$ симметрии. Авторы [23] аналогичную текстуру наблюдали в высокомарганцевой стали. Однако отжиг при 750°C привел к образованию слабой текстуры. Для сравнения в табл. 1 приведены значения объемных долей основных компонент текстуры. Отожженные образцы продемонстрировали относительно большую долю компонент текстуры типов меди, S и Госса в сравнении со случаем образца в исходном состоянии. Авторы [17] отметили увеличение интенсивности S-текстурной компоненты в сплаве системы Fe–Mn–C в отожженном состоянии по сравнению с холоднокатаным состоянием; и это было обусловлено имевшим место обратным мартенситным превращением.

Авторы [24] заключили, что, так как объемная доля двойников в объеме микроструктуры мала [9], двойникование оказывает свое влияние на макро текстуру, по всей видимости, через скрытый эффект упрочнения. Это находится в противоречии с нашими результатами, поскольку мы наблюдали, высокое значение объемной доли двойников в исследованной стали. Мы наблюдали, что значительное развитие двойникования, как и статической рекристаллизации явились основными причинами ослабления интенсивности текстуры.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Эволюция как микроструктуры, так и текстуры в деформированной растяжением высокомарганцевой стали была исследована в процессе отжига. Были установлены следующие основные характеристики, и предложена новая интерпретация:

1. ДОО наблюдения продемонстрировали почти полное обратное превращение мартенсита в аустенит, частичную статическую рекристаллизацию, формирование новых двойников и рост двойников, уже сформировавшихся в процессе отжига при 750°C в течение первых 120 с.

2. Двойники различных ориентаций не выступили в качестве потенциальных мест формирования зародышей рекристаллизации.

3. Границы и тройные стыки первичных аустенитных зерен были зафиксированы как места активного формирования зародышей рекристаллизации с преобладанием ориентировок, отличных от характерных для текстуры деформации.

4. Новые рекристаллизованные зерна и двойникование значительно повлияли на окончательную текстуру. Показано, что на ранних стадиях отжига формируется слабая текстура с компонентами типа меди и латуни.

5. Мелкозернистая структура со слабой текстурой была получена в результате деформации на 60% и последующего отжига при 750°C в течение 300 с.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bouaziz O., Allain S., Scott C.P., Cugy P., Barbier D. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: a review of the microstructure properties relationships // *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* 2011. V. 15. P. 141–168.
2. Bhadeshia H.K.D.H. Twinning-Induced Plasticity Steels // *Scr. Mater.* 2012. V. 66. P. 955–958.
3. Eskandari M., Zarei-Hanzaki A., Mohtadi-Bonab M.A., Onuki Y., Basu R., Asghari A., Szpunar J.A. Grain-orientation-dependent of γ – ϵ – α' transformation and twinning in a super-high-strength, high ductility austenitic Mn-steel // *Mater. Sci. Eng. A.* 2016. V. 674. P. 514–528.
4. Curtze S., Kuokkala V.T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate // *Acta Mater.* 2010. V. 58. P. 5129–5141.
5. Gutierrez-Urruti I., Raabe D. Influence of Al content and precipitation state on the mechanical behavior of austenitic high-Mn low-density steels // *Scr. Mater.* 2013. V. 68. P. 343–347.
6. Eskandari M., Zarei-Hanzaki A., Szpunar J.A., Mohtadi-Bonab M.A., Kamali A.R., Nazarian-Samani M. Microstructure evolution and mechanical behavior of a new microalloyed high Mn austenitic steel during compressive deformation // *Mater. Sci. Eng. A.* 2014. V. 615. P. 424–435.

7. *Levinson A., Mishra R.K., Doherty R.D., Kalidindi S.R.* Influence of deformation twinning on static annealing of AZ31Mg alloy // *Acta Mater.* 2013. V. 61. P. 5966–5976.
8. *Miszczyk M., Paul H., Driver J.H., Maurice C.* New orientation formation and growth during primary recrystallization in stable single crystals of three face-centred cubic metals // *Acta Mater.* 2015. V. 83. P. 120–136.
9. *Saleh A.A., Pereloma E.V., Gazder A.A.* Texture evolution of cold rolled and annealed Fe–24Mn–3Al–2Si–1Ni–0.06C TWIP steel // *Mater. Sci. Eng. A.* 2011. V. 528. P. 4537–4549.
10. *Gottstein G.* Annealing texture development by multiple twinning in F.C.C. crystals // *Acta Metal.* 1984. V. 32. P. 1117–1138.
11. *Saleh A.A., Haase C., Pereloma E.V., Molodov D.A., Gazder A.A.* On the evolution and modelling of brass-type texture in cold-rolled twinning-induced plasticity steel // *Acta Mater.* 2014. V. 70. P. 259271.
12. *Jones A.R.* Annealing twinning and the nucleation of recrystallization at grain boundaries // *J. of Mater. Sci.* 1981. V. 16. P. 1374–1380.
13. *Chowdhury S.G., Das S., Ravikumar B., De P.K.* Twinning-induced sluggish evolution of texture during recrystallization in AISI 316L stainless steel after cold rolling // *Metal. Mater. Trans. A.* 2006. V. 37. P. 2349–2359.
14. *Santos D.B., Salehn A.A., Gazder A.A., Carman A., Duarte D.M., Ribeiro E.A.S.* Effect of annealing on the microstructure and mechanical properties of cold rolled Fe–24Mn–3Al–2Si–1Ni–0.06C TWIP steel // *Mater. Sci. Eng. A.* 2011. V. 528. P. 3545–3555.
15. *Bracke L., Verbeken K., Kestens L., Penning J.* Microstructure and texture evolution during cold rolling and annealing of a high Mn TWIP steel // *Acta Mater.* 2009. V. 57. P. 1512–1524.
16. *Eskandari M., Yadegari-Dehnavi M.R., Zarei-Hanzaki A., Mohtadi-Bonab M.A., Basu R., Szpunar J.A.* In situ strain localization analysis in low density transformation-twinning induced plasticity steel using digital image correlation // *Opt. Laser Eng.* 2015. V. 67. P. 1–16.
17. *Lu Y., Hutchinson B., Molodov D.A., Gottstein G.* Effect of deformation and annealing on the formation and reversion of ϵ -martensite in a Fe–Mn–C alloy // *Acta Mater.* 2010. V. 58. P. 3079–3090.
18. *Escobar D.P., Ferreira S.S., Santos D.B.* Martensite reversion and texture formation in 17Mn–0.06C TRIP/TWIP steel after hot cold rolling and annealing // *J. Mater. Res. Technol.* 2015. V. 4. P. 162–170.
19. *Wang X., Brunger E., Gottstein G.* The role of twinning during dynamic recrystallization in alloy 800H // *Scripta Mater.* 2002. V. 46. P. 875–880.
20. *Field D.P., Bradford L.T., Nowell M.M., Lillo T.M.* The role of annealing twins during recrystallization of Cu // *Acta Mater.* 2007. V. 55. P. 4233–4241.
21. *Eskandari M., Kermanpur A., Najafizadeh A.* Formation of Nanocrystalline Structure in 301 Stainless Steel Produced by Martensite Treatment // *Metal. Mater. Trans. A.* 2009. V. 40. P. 2241–2249.
22. *Eskandari M., Najafizadeh A., Kermanpur A.* Effect of Strain-Induced Martensite on the Formation of Nanocrystalline 316L Stainless Steel after Cold Rolling and Annealing // *Mater. Sci. Eng. A.* 2009. V. 519. P. 46–50.
23. *Gutierrez-Urrutia I., Zaeferrer S., Raabe D.* The effect of grain size and grain orientation on deformation twinning in a Fe–22 wt % Mn–0.6 wt % C TWIP steel // *Mater. Sci. Eng. A.* 2010. V. 527. P. 3552–3560.
24. *Leffers T., Ray R.K.* The brass-type texture and its deviation from the copper-type texture // *Prog. Mater. Sci.* 2009. V. 54. P. 351–396.