

EBSD АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПРОКАТКИ В КРИОГЕННЫХ УСЛОВИЯХ

А.Ф. Алетдинов^{1*}, С.Ю. Миронов^{1,2}, Г.Ф. Корзникова¹, Р.Г. Зарипова³,

Т.Н. Конькова^{1,4}, М.М. Мышилев^{5,6}

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Степана Халтурина 39, Уфа 450001, Россия

²Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University, 6-6-02 Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan

³ Уфимский государственный авиационный технический университет, ул. Карла Маркса 12, Уфа 450000, Россия

⁴University of Strathclyde, 85 Inchinnan Drive., Inchinnan, PA4 9LJ, United Kingdom

⁵ Институт metallurgии и материаловедения имени А. А. Байкова РАН, Ленинский проспект 49, Москва 119991, Россия

⁶Институт физики твердого тела РАН, ул.Академика Осипьяна д.2, г. Черноголовка, Московская обл. 142432, Россия

*e-mail: a.aletdinov@mail.ru

Аннотация. Данная работа основана на использовании методики анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) для изучения микроструктуры в метастабильной аустенитной стали 12X18H10T, подвергнутой прокатке в криогенных условиях. Криогенная деформация сопровождалась мартенситными превращениями, причем мартенситная фаза зарождалась преимущественно в деформационных полосах. Предположено, что протекание мартенситного превращения в наиболее деформированных участках микроструктуры должно препятствовать эволюции границ деформационного происхождения в аустените и, таким образом, замедлять процесс фрагментации этой фазы. В аустенитной фазе основным механизмом формирования большеугловых границ являлось механическое двойникование.

Ключевые слова: аустенитная сталь, криогенная прокатка, мартенсит, границы зерен, микроструктура, EBSD.

1. Введение

Эффект обратимого мартенситного превращения в ходе криогенной деформации и последующего отжига аустенитных сталей был довольно хорошо исследован в 60-90-е годы прошлого века исследовательскими группами К.А. Малышева, В.Г. Горбача, А.И. Уварова, В.В. Сагарадзе, Р.Г. Зариповой и других [1]. Было установлено, что он ведет к радикальному измельчению микроструктуры и сопровождается существенным улучшением служебных свойств материала. В этих работах были определены ориентационные соотношения и плоскости габидуса при фазовых превращениях, сдвиговые деформации, условия наследования дислокаций и многое другое. Следует подчеркнуть, что микроструктурный и кристаллографический анализ в этих исследованиях осуществлялся методами электронной микроскопии и рентгенографии.

Однако недавнее появление принципиально нового метода микроскопии, основанного на автоматическом анализе картин дифракции обратно рассеянных электронов (так называемый, EBSD анализ), открывает новые возможности для более глубокого исследования этого интересного феномена.

Вследствие относительно низкой ЭДУ аустенитных сталей, пластическое течение подобных материалов обычно характеризуется преобладанием планарного скольжения, механическим двойникованием и образованием полос сдвига [2,3]. С увеличением плотности дислокаций может иметь место перекрытие дефектов упаковки и, в зависимости от характера этого процесса, это может способствовать либо образованию механического двойника [4], либо зародыша ϵ -мартенсита с гексагональной плотноупакованной решеткой [5]. Данная фаза является переходной, и, в конечном счете, она обычно трансформируется в α -мартенсит с объемно-центрированной тетрагональной решеткой [1,6-11]. С другой стороны, прямое фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha'$ также является возможным [1, 5-7, 9-15]. В этом случае α -мартенсит может зарождаться на плоских скоплениях дислокаций [1, 5, 7, 12], механических двойниках [1, 10-15] или внутри деформационных полос [1, 6, 7, 9, 10, 15]. Данное фазовое превращение может быть обусловлено особым характером междислокационного взаимодействия, а также взаимодействием дислокаций с дефектами упаковки или ϵ -мартенситом. Активизация конкретного механизма мартенситного превращения, т.е. $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ или $\gamma \rightarrow \alpha'$ определяется ЭДУ материала, и её уменьшение способствует формированию ϵ -мартенсита [10]. Полагается, что после своего зарождения α -мартенсит растет очень быстро, однако особенности этого процесса тоже не вполне понятны. Обычно аустенитная и мартенситные фазы связаны друг с другом ориентационным соотношением типа $\{111\}_\gamma \parallel \{0001\}_\epsilon \parallel \{110\}_{\alpha'}$ и $\langle 110 \rangle_\gamma \parallel \langle 11-20 \rangle_\epsilon \parallel \langle 111 \rangle_{\alpha'}$ [7, 16], но в ряде случаев отмечаются существенные отклонения от него [14].

Поперечный размер механических двойников и полос сдвига в аустените, а также толщина мартенситных пластин обычно составляет ~ 100 нм [8-22]. В этой связи одновременное развитие деформационных процессов и фазовых превращений должно способствовать быстрому измельчению микроструктуры, и поэтому даже относительно небольших деформаций, реализуемых посредством обычной прокатки, может быть достаточно для получения субмикрокристаллических и нанокристаллических состояний [11, 14, 17-19, 21, 22].

Снижение температуры деформации метастабильного аустенита интенсифицирует процесс измельчения микроструктуры. В частности, это может способствовать понижению ЭДУ [9, 11, 19] и, как следствие, активизировать процессы механического двойникования и формирования ϵ -мартенсита. Кроме того, снижение температуры деформации также может снизить пороговые напряжения для двойникования, и, таким образом, дополнительно увеличить вклад этого механизма в пластическое течение [21]. Наконец, снижение температуры увеличивает движущую силу для мартенситного превращения. В связи с вышесказанным, криогенная деформация метастабильных аустенитных сталей в последнее время вызывает повышенный интерес [11, 17, 18, 21, 22]. Таким образом, данная работа посвящена изучению эволюции микроструктуры кристаллографической текстуры и спектра разориентировок в ходе обратимого мартенситного превращения в аустенитной стали 12Х18Н10Т.

2. Материал и методика эксперимента

В качестве материала исследования в данном проекте использовалась аустенитная нержавеющая сталь 12Х18Н10Т. Химический состав материала приведен в Таблице 1. Для получения исходного крупнозернистого состояния материал был подвергнут

прокатке при температуре 950°C на величину обжатия 85% и последующему отжигу при 1200°C в течение часа.

Таблица 1. Химический состав использованного материала (вес.%).

Fe	C	Cr	Ni	Ti	Si
основа	0,12	18,6	10,2	0,7	0,76

Деформация прокаткой осуществлялась на прокатном стане с диаметром рабочих валков 65 мм при постоянной скорости прокатки 160 мм/с. Общая величина обжатия составила 30%. Степень деформации 30% была максимально возможной при данных условиях деформирования. Дальнейшее увеличение деформации вело к сильному адиабатическому разогреву образца и потому было признано нецелесообразным. Прокатка осуществлялась за один проход. При описании процесса прокатки использовалась обычная система координат, включающая в себя направление прокатки (НП), поперечное направление (ПН) и направление нормали к плоскости прокатки (НН).

Для обеспечения криогенных условий деформации, образцы стали предварительно охлаждались в емкости с жидким азотом в течение 15 минут, а последующая прокатка осуществлялась в воздушной атмосфере. Линейная скорость валков составляла 160 мм/сек, деформирование образцов осуществлялось за один проход, что позволило минимизировать время контакта охлажденных образцов с валками и максимально сохранить криогенные условия деформирования.

Для подавления процессов возврата, и, таким образом, сохранения структуры криогенной деформации, прокатанные образцы до проведения микроструктурных исследований хранились в морозильной камере при температуре -20°C.

Аттестация микроструктуры проводились в плоскости прокатки примерно на середине толщины прокатанных заготовок. Образцы подвергались обычной металлографической подготовке, заключительным этапом которой служила электрополировка в растворе 95% CH₃COOH + 5% HClO₄ при напряжении 30В в течение 2 минут. EBSD анализ микроструктуры образцов проводился при помощи программного обеспечения TSL OIM™, установленного на сканирующем электронном микроскопе с полевым катодом JEOLJSM-7800F. Для осуществления анализа на различных структурных уровнях было получено несколько EBSD карт с шагом сканирования варьировавшимся от 1 мкм до 0,05 мкм. В целях минимизации ошибки каждая электронограмма автоматически индицировалась по 9 Кикuchi-линиям. В соответствии с рекомендациями работы [23], α-мартенсит индицировался как фаза с обычной объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой. С целью избавления от сомнительных результатов, EBSD данные были подвергнуты автоматической корректировке: все мелкие зерна, состоящие из 3 пикселей и меньше, были автоматически удалены с EBSD карт как не достоверные. При вычислении разориентировки из всех кристаллографически эквивалентных её описаний использовалось описание с минимальным углом. Разориентировка вычислялась между соседними (смежными) точками сканирования. Ввиду экспериментальной погрешности EBSD метода, все малоугловые границы с разориентировкой меньше 2° были исключены из рассмотрения. В качестве критерия мало- и большеугловых границ (МУГ и БУГ соответственно) использовалась разориентировка 15°.

Вследствие очень грубозернистого характера исходного материала, а также существенного варьирования деформационной структуры от зерна к зерну, количественная характеристика параметров микроструктуры была затруднена и поэтому использовалась в ограниченном виде.

3. Результаты и обсуждение

Общая характеристика исходного материала. На рис. 1 представлена обзорная карта распределения ориентировок исходного материала, полученная с участка размером 5x1,5мм. Средний размер зерен в исходном состоянии составил 100 мкм. В структуре наблюдается высокое содержание двойников отжига и слабая кристаллографическая текстура типа $\{111\}^{<uvw>}$.



Рис. 1. Микроструктура исходного материала в виде карты распределения ориентировок. Зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно нормали к плоскости прокатки; МУГ и БУГ обозначены белыми и черными, соответственно.

Морфология микроструктуры после криогенной деформации. Низкоразрешающая EBSD карта, полученная с шагом сканирования 1 мкм и иллюстрирующая микроструктуру криогенно деформированного материала при обзорных увеличениях, представлена на Рис. 2.

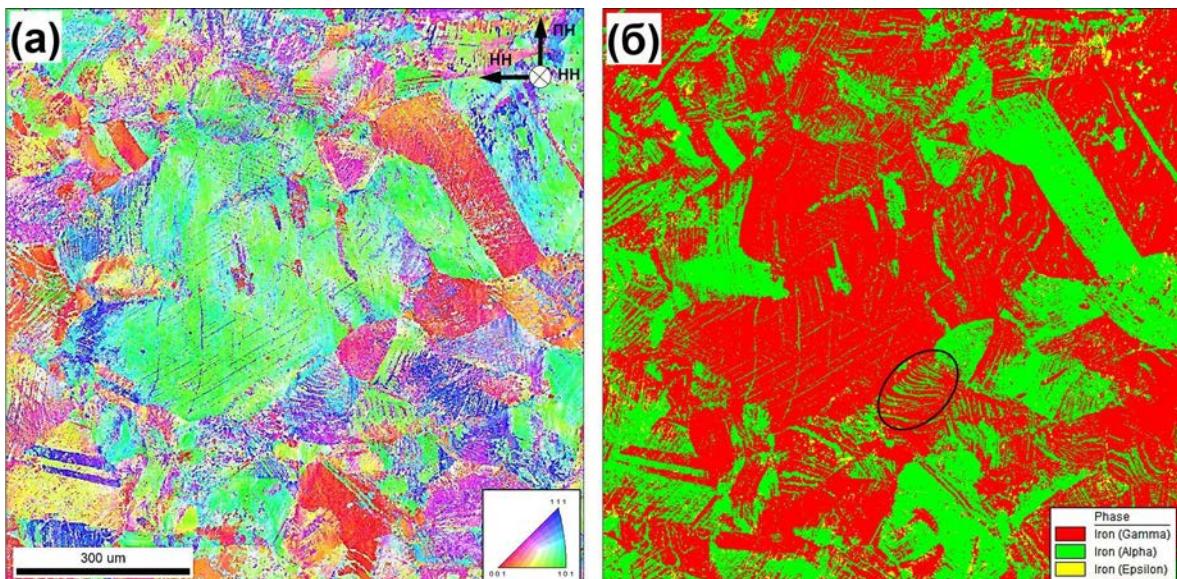


Рис. 2. Обзорные EBSD карты структуры деформации: карта распределения ориентировок (а) и карта распределения фаз (б). На рис. (а) зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно нормали к плоскости прокатки.

На рис. 2а, зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно нормали к плоскости прокатки (цветовой код приведен в правом нижнем углу рисунка). На данной карте четко выявляются остатки крупных исходных зерен и двойников отжига. Это очевидно свидетельствует о незавершенности процесса измельчения микроструктуры.

На рис. 2б представлена карта распределения фаз. Как и ожидалось, криогенная прокатка способствовала формированию мартенсита деформации. Измеренная доля α -мартенсита составляла около 35%, а ϵ -мартенсита – около 3%. Однако, учитывая относительно грубый шаг сканирования (1 мкм), эти данные, скорее всего, являются заниженными.

На Рис. 2б можно выделить два характерных морфологических типа α -мартенсита: (1) относительно крупные области, воспроизводящие очертания исходных аустенитных зерен и двойников отжига, и (2) серии тонких параллельных полос внутри исходных аустенитных зерен. Следует отметить, что полосы мартенсита существенно варьируются по толщине и в некоторых случаях выявляется тенденция по их взаимному слиянию (выделенная область на Рис. 2б). В целом, исходя из особенностей морфологии α -мартенсита, можно предположить, что данная фаза зарождалась в виде полос, которые впоследствии росли в поперечном направлении, поглощая, таким образом, исходные аустенитные зерна.

Кристаллографическая текстура. Функции распределения ориентировок (ФРО) аустенита и α -мартенсита, измеренные на основе анализа обзорных EBSD карт, представлены на Рис. 3. Общая площадь проанализированного участка микроструктуры составила 4 мм^2 .

В аустените (Рис. 3а) имело место формирование типичной текстуры прокатки ГЦК металлов, состоящей из компонент «текстуры латуни» $\{110\}\langle112\rangle$, «текстуры Госса» $\{110\}\langle100\rangle$, «S-текстуры» $\{123\}\langle634\rangle$ и «текстуры меди» $\{112\}\langle111\rangle$ [24]. ФРО характеризовалась существенным размытием текстурных пиков и некоторым смещением компоненты «текстуры меди» от своего идеального положения.

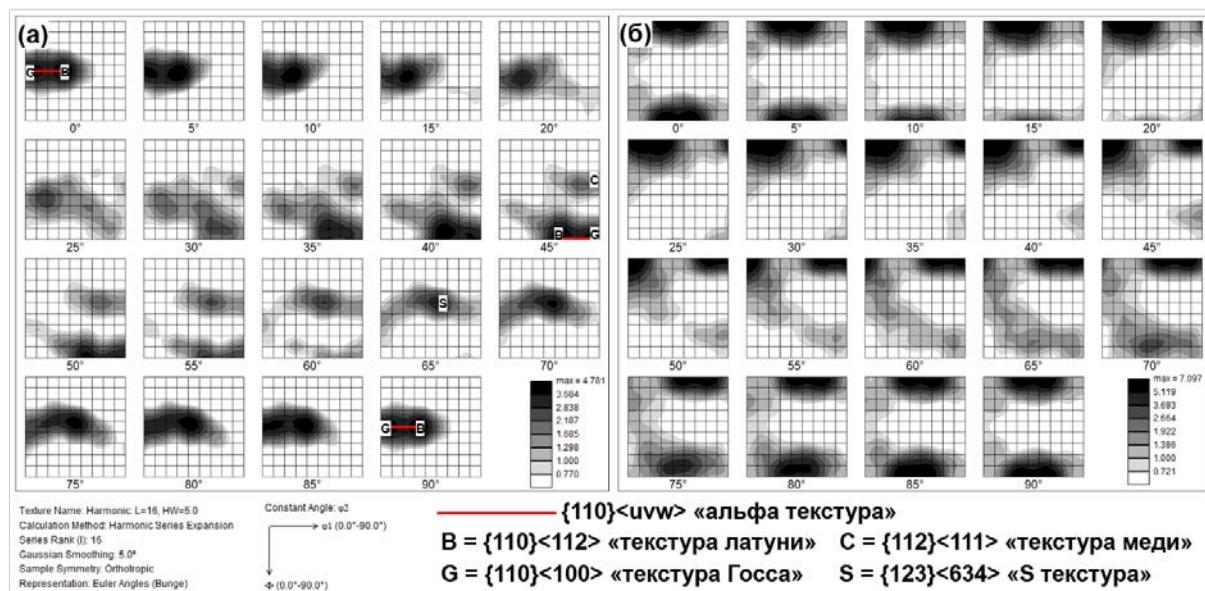


Рис. 3. Функции распределения ориентировок аустенита (а) и альфа-мартенсита (б).

Для наглядности, на рисунке (а) обозначены некоторые компоненты идеальной текстуры прокатки ГЦК металлов.

Для детального анализа микроструктурных процессов, протекающих в аустените, а также для изучения процесса зарождения мартенсита, была отснята серия высокоразрешающих (шаг сканирования 50 нм) EBSD карт с областей с преобладанием аустенитной фазы. Общепринято считать, что эволюция микроструктуры с материалами с низкой ЭДУ в значительной мере зависит от кристаллографической ориентировки. В зависимости от неё, в материале может преобладать либо планарное скольжение, либо развиваться механическое двойникование или образование полос сдвига [2]. С целью получения более полного представления о микроструктурных процессах, высокоразрешающие карты были отсняты с аустенитных зерен содержащих компоненты «текстуры латуни» $\{110\}<112>$, «текстуры Госса» $\{110\}<100>$, «S-текстуры» $\{123\}<634>$, а также «Y-текстуры» $\{111\}<112>$. За исключением механического двойникования, формирование микроструктуры во всех исследованных случаях оказалось в значительном мере схожим. Поэтому, в данной статье представлены только микроструктурные данные, полученные с компоненты «текстуры Госса», поскольку в данном случае наиболее четко выявились начальные стадии процесса зарождения мартенсита.

Морфология микроструктуры. Типичная морфология сформировавшейся микроструктуры приведена на Рис. 4. На этом рисунке полученные EBSD данные представлены в виде карты, иллюстрирующей распределение Кикучи-картин по контрастности (Рис. 4а) и карты распределения фаз (Рис. 4б).

Первая разновидность EBSD карт удобна тем, что изображение микроструктуры на них является схожим с картинкой, наблюдаемой в обычном оптическом или растровом электронном микроскопе. Действительно, на Рис. 4а выявляется типичная микроструктура холодной деформации. Представленная на рис. 4а микроструктура состоит из фрагментов нескольких серий пересекающихся полос.

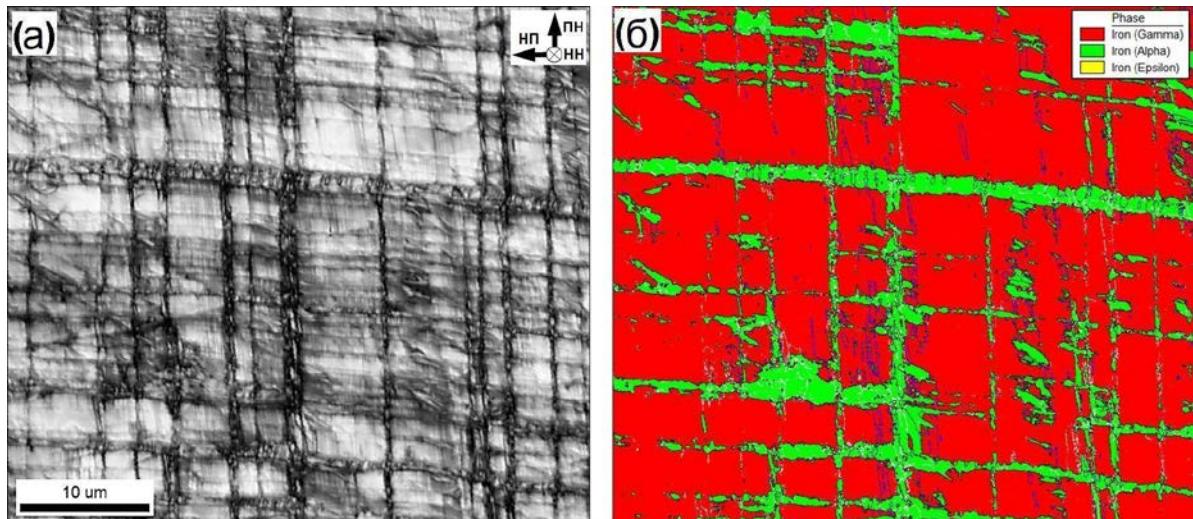


Рис. 4. Высокоразрешающие EBSD карты типичной микроструктура в области с преобладанием аустенитной фазы с кристаллографической ориентацией близкой к «текстуре Госса» $\{110\}<100>$: EBSD карта, иллюстрирующая распределение Кикучи-картин по контрастности (а) и карта распределения фаз с наложенными границами разориентации (б). На рис. (б), МУГ и БУГ и двойниковые границы $\Sigma 3$ обозначены белыми, черными и синими линиями, соответственно.

Средний размер зерен, измеренный в α -мартенсите составлял около 0,3 мкм. С другой стороны, микроструктура аустенита характеризовалась безусловным преобладанием МУГ и практически не содержала большеугловых границ (Рис. 4б). Более

того, значительная доля границ в аустенитной фазе имела разориентировку не превышающую угловую погрешность EBSD, т.е. 2 градуса.

Как видно из карты распределения фаз (Рис. 4б), мартенсит был преимущественно сосредоточен в деформационных полосах, что прекрасно согласуется с современными представлениями о зарождении мартенсита деформации [1]. В других исследованных аустенитных зернах также было выявлено формирование мартенсита внутри механических двойников, но вклад этого механизма был относительно мал и, таким образом, полосы деформации служили основным источником мартенсита во всех исследованных случаях.

Таким образом, можно предположить, что протекание мартенситного превращения в наиболее деформированных участках микроструктуры (т.е. деформационных полосах) препятствует эволюции границ деформационного происхождения и, таким образом, замедляет процесс фрагментации аустенита.

Ориентационные соотношения между фазами. Как известно, мартенситные превращения в сталях обычно подчиняются ориентационному соотношению между фазами. Наиболее типичным среди них считается соотношение Курдюмова-Закса $\{111\}_\gamma \parallel \{110\}_{\alpha\text{-и}\langle110\rangle_\gamma} \parallel \langle111\rangle_\alpha$, хотя другие ориентационные соотношения также возможны [14]. Для выявления возможного ориентационного соотношения между аустенитом и мартенситом, на Рис. 5 были проанализированы соответствующие прямые полюсные фигуры.

На Рис. 5а представлены интегральные полюсные фигуры, вычисленные на основе анализа всей EBSD карты целиком. Иными словами, на данном рисунке сопоставляются микротекстуры двух анализируемых фаз. С учетом различий в симметрии решеток ГЦК и ОЦК (и соответствующего различия в количестве текстурных пиков), выявляется удовлетворительное соответствие сравниваемых полюсных фигур. Исходя из этого можно сделать вывод о наличии ориентационного соотношения Курдюмова-Закса между аустенитом и α -мартенситом в мезоскопическом масштабе.

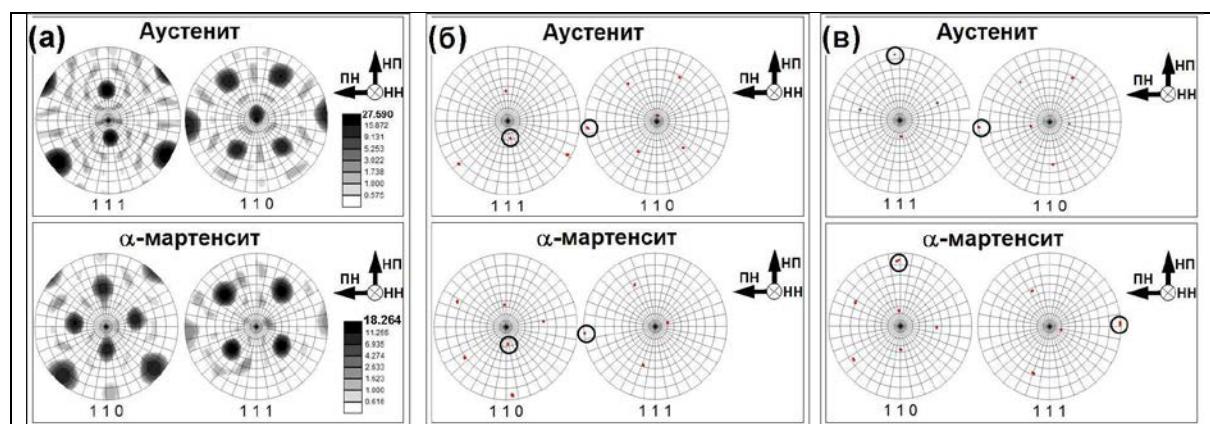


Рис. 5. Ориентационное соотношение между аустенитом и α -мартенситом в аустенитном зерне с кристаллографической ориентацией близкой к «текстуре Госса» $\{110\}\langle100\rangle$ в мезоскопическом масштабе (а) и в локальном масштабе: внутри деформационной полосы (б), и внутри механического двойника (в). На рис. (б) и (в), ближайшие направления в аустените и α -мартенсите выделены кружками.

Следует отметить, что обе исследуемые фазы характеризовались существенным размытием текстурных пиков на полюсных фигурах (Рис. 5а), значительно ухудшившим точность измерений. В этой связи, для проверки возможности ориентационного соотношения между фазами, были также проанализированы локальные ориентировки участков аустенита и α -мартенсита, непосредственно примыкавшие к фазовым

границам. Типичный пример приведен на Рис. 5б. Для удобства, наиболее близкие кристаллографические направления в аустените и мартенсите на данном рисунке выделены кружочками. Как следует из анализа полюсных фигур, ориентационное соотношение между фазами не является идеальным, и измеренная ориентировка мартенсита довольно существенно ($\sim 5^\circ$) отклоняется от своего теоретического значения.

Выявленное расхождение превышает экспериментальную погрешность EBSD ($\sim 2^\circ$) и поэтому отражает реальный эффект. Как отмечалось в предыдущем разделе, зарождение мартенсита преимущественно имело место в деформационных полосах. Как следствие, аустенит внутри этой полосы должен был испытать деформационный разворот кристаллической решетки перед мартенситным превращением. Иными словами, выявленное отклонение от идеального соотношения Курдюмова-Закса может служить мерилом деформации аустенита, которая предваряла мартенситное превращение. Данное наблюдение дополнительно иллюстрирует идею, высказанную выше, о торможении эволюции границ деформационного происхождения мартенситным превращением.

Спектры разориентировок. Спектры разориентировок аустенита и α -мартенсита представлены на Рис. 6. Как ожидалось, аустенит характеризовался преобладанием МУГ (Рис. 6а), что отражало незавершенность процесса измельчения микроструктуры в этой фазе.

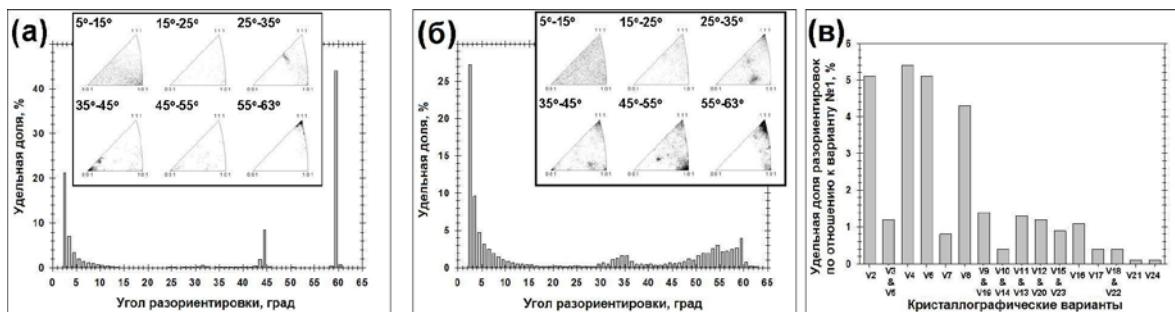


Рис. 6. Спектр разориентировок аустенита (а) и α -мартенсита (б), измеренные в области с преобладанием аустенитной фазы, а также распределение удельных долей границ между кристаллографическими вариантами α -мартенсита (в).

Примечание: На рис. (а) и (б), распределение границ по осям разориентировок приведено в правом верхнем углу рисунков.

В рассматриваемом спектре было выявлено относительно высокое содержание двойниковых границ $\Sigma 3$ (Рис. 6а), связанное, по-видимому, с исходным спектром границ зерен.

Спектр разориентировок в α -мартенсите приведен на Рис. 6б. В отличие от аустенита, данная фаза характеризовалась существенным содержанием БУГ. Также важно отметить необычный характер распределения границ как по углам, так и по осям разориентации.

Как отмечалось выше, α -мартенсит вряд ли испытал значительную деформацию в ходе прокатки. Исходя из этого, необычность спектра разориентировок в этой фазе могла быть связана с границами между кристаллографическими вариантами. Вследствие различий симметрии решеток ГЦК и ОЦК, возможно 24 кристаллографически эквивалентных варианта описания соотношения Курдюмова-Закса. Для выявления возможной связи между ними и экспериментальным спектром разориентировок, была вычислена удельная доля границ кристаллографических вариантов. Полученные результаты суммированы на Рис. 6в.

Как следует из данного рисунка, действительно, границы между вариантами составляли значительную часть измеренного спектра разориентировок. Данный факт может служить дополнительным подтверждением тому, что α -мартенсит не подвергался существенной пластической деформации. Кроме того, Рис. 6в также выявил кристаллографическую выделенность границ между вариантами V1/V2, V1/V4, V1/V6иV1/V8, свидетельствуя, таким образом, о селекции вариантов в ходе мартенситного превращения.

4. Выводы

В данной работе исследовалась микроструктура аустенитной стали 12Х18Н10Т после криогенной деформации. Для проведения микроструктурного и текстурного анализа привлекалась современная ориентационная микроскопия, основанная на автоматическом анализе картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). В результате исследования сформулированы следующие выводы.

1. Как и ожидалось, криогенная деформация сопровождалась мартенситными превращениями. Местом преимущественного зарождения мартенситных фаз служили деформационные полосы, хотя также были отмечены случаи зарождения внутри механических двойников. Мартенситное превращение, протекавшее в наиболее деформированных участках аустенита, препятствовало эволюции границ деформационного происхождения в этой фазе и, таким образом, замедляло развитие фрагментации в ней. Механическое двойникование являлось основным (или даже единственным) механизмом формирования БУГ в аустенитной фазе.

2. Во всех случаях измеренная ориентировка α -мартенсита существенно ($\sim 5^\circ$) отклонялась от положения, ожидавшегося в соответствии с ориентационным соотношением. Предположено, что данный эффект связан с разворотом решетки аустенита в деформационных полосах.

3. Выявленное мартенситное превращение характеризовалось селекцией кристаллографических вариантов. В случае α -мартенсита была выявлена кристаллографическая выделенность границ вариантов V1/V2, V1/V4, V1/V6иV1/V8, свидетельствовавшая, по-видимому, о селекции 4 вариантов из 24 возможных в соответствии с соотношением Курдюмова-Закса.

4. Показано, что рост мартенситной фазы сопровождался селекцией кристаллографических вариантов. Это способствовало некоторому огрублению структуры α -мартенсита.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-42-020426). Исследования проведены на базе центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

- [1] М.Л. Бернштейн, А.Г. Рахштадт, *Металловедение и термическая обработка стали. Справочник т.2 Основы термической обработки* (Металлургия, М., 1983).
- [2] J. Hirsch, K. Lucke and M. Hatherly // *Acta Metallurgica* **36(11)** (1988) 2905.
- [3] L.J. Teutonico // *Acta Metallurgica* **11(12)** (1963) 1283.
- [4] J.W. Christian, S. Mahajan // *Progress in Materials Science* **39(1-2)** (1995) 1.
- [5] J.W. Brooks, M.H. Loretto, R.E. Smallman // *Acta Metallurgica* **27(12)** (1979) 1839.
- [6] G.B. Olson, M. Cohen // *Metallurgical Transactions A* **6** (1975) 791.
- [7] A.K. De, D.C. Murdock, M.C. Mataya, J.G. Speer, D.K. Matlock // *Scripta Materialia* **50(12)** (2004) 1445.

- [8] T.-H. Lee, E. Shin, C.-S. Oh, H.-Y. Ha, S.-J. Kim // *Acta Materialia* **58(8)** (2010) 3173.
- [9] A. Das, S. Sivaprasad, P.C. Chakraborti, S. Tarafder // *Materials Science and Engineering: A* **528(27)** (2011) 7909.
- [10] Y.F. Shen, X.X. Li, X. Sun, Y.D. Wang, L. Zuo // *Materials Science and Engineering: A* **552** (2012) 514.
- [11] P. Mallick, N.K. Tewary, S.K. Ghosh, P.P. Chattopadhyay // *Materials Characterization* **133** (2017) 77.
- [12] T. Suzuki, J. Kojima, K. Suzuki, T. Hashimoto, M. Ichihara // *Acta Metallurgica* **25(10)** (1977) 1151.
- [13] N. Nakada, H. Ito, Y. Matsuoka, T. Tsuchiyama, S. Takaki // *Acta Materialia* **58(3)** (2010) 895.
- [14] I. Shakhova, V. Dudko, A. Belyakov, K. Tsuzaki, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A* **545** (2012) 176.
- [15] S. Sabooni, F. Karimzadeh, M.H. Enayati, A.H.W. Ngan // *Materials Science and Engineering: A* **636** (2015) 221.
- [16] L. Bracke, K. Verbeken, L. Kestens, J. Penning // *Acta Materialia* **57(5)** (2009) 1512.
- [17] B. Roy, R. Kumar, J. Das // *Materials Science and Engineering: A* **631** (2015) 241.
- [18] T.S. Wang, J.P. Peng, Y.W. Gao, F.C. Zhang, T.F. Jing // *Materials Science and Engineering: A* **407(1-2)** (2005) 84.
- [19] M. Eskandari, A. Kermanpur, A. Najafizadeh // *Metallurgical and Materials Transactions A* **40(9)** (2009) 2241.
- [20] T.-H. Lee, C.-S. Oh, S.J. Kim, S. Takaki // *Acta Materialia* **55(11)** (2007) 3649.
- [21] M. Klimova, S. Zherebtsov, N. Stepanov, G. Salishchev, D.A. Molodov // *Materials Characterization* **132** (2017) 20.
- [22] К.Г. Фархутдинов, Р.Г. Зарипова, Е.Е. Синицина, Х.Я. Мулюков, Б.Ф. Абдуллин // *Металлофизика* **13(1)** (1991) 51.
- [23] A. Stormvinter, G. Miyamoto, T. Furuhara, P. Hedstrom, A. Borgestam // *Acta Materialia* **60(20)** (2012) 7265.
- [24] J. Hirsch, K. Lucke // *Acta Metallurgica* **36(11)** (1988) 2863.

EBSD ANALYSIS OF AUSTENITE STEEL MICROSTRUCTURE AFTER CRYOGENIC ROLLING

**A.F. Aleldinov^{1*}, S.Y. Mironov^{1,2}, G.F. Korznikova¹, R.G. Zaripova³, T.N. Konkova^{1,4},
M.M. Myshlyaev^{5,6}**

¹ Institute for Metals Superplasticity Problems, Russian Academy of Science, 39 Khatyrin Str., Ufa, 450001,
Russia

² Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University, 6-6-02 Aramaki-aza-
Aoba, Sendai 980-8579, Japan

³ Ufa State Aviation Technical University, 12 K. Marx St., Ufa 450000, Russia

⁴ University of Strathclyde, 85 Inchinnan Drive., Inchinnan, PA4 9LJ, United Kingdom

⁵ Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Russian Academy of Science, 49 Lenin-av., Moscow
119991, Russia

⁶ Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, 2 Academic Osypian Str., Chernogolovka,
Moscow Oblast 142432, Russia

*e-mail: a.aleldinov@mail.ru

Abstract. This work is based on the use of electron backscatter diffraction (EBSD) methods to investigate the microstructure of metastable austenitic steel 12X18H10T (321) after cryogenic rolling. Cryogenic deformation was accompanied by martensitic transformations, and the martensitic phase nucleation mainly in deformation bands. It is assumed that the proceeding of the martensitic transformation in the most deformed parts of the microstructure should prevent the evolution of deformation-induced boundaries in the austenite and, thus, inhibit the process of fragmentation of this phase. Mechanical twinning was the primary (or even sole) mechanism providing HAB formation in the austenite.

Keywords: austenitic steel, cryogenic rolling, martensite, grain boundaries, microstructure, EBSD.

References

- [1] M.L. Bernstein, A.G. Rahshtadt, *Metallurgy and heat treatment of steel. Reference volume 2. The fundamentals of heat treatment* (Metallurgiya, M, 1983). (in Russian).
- [2] J. Hirsch, K. Lucke and M. Hatherly // *Acta Metallurgica* **36(11)** (1988) 2905.
- [3] L.J. Teutonico // *Acta Metallurgica* **11(12)** (1963) 1283.
- [4] J.W. Christian, S. Mahajan // *Progress in Materials Science* **39(1-2)** (1995) 1.
- [5] J.W. Brooks, M.H. Loretto and R.E. Smallman // *Acta Metallurgica* **27(12)** (1979) 1839.
- [6] G.B. Olson, M. Cohen // *Metallurgical Transactions A* **6** (1975) 791.
- [7] A.K. De, D.C. Murdock, M.C. Mataya, J.G. Speer, D.K. Matlock // *Scripta Materialia* **50(12)** (2004) 1445.
- [8] T.-H. Lee, E. Shin, C.-S. Oh, H.-Y. Ha, S.-J. Kim // *Acta Materialia* **58(8)** (2010) 3173.
- [9] A. Das, S. Sivaprasad, P.C. Chakraborti, S. Tarafder // *Materials Science and Engineering: A* **528(27)** (2011) 7909.
- [10] Y.F. Shen, X.X. Li, X. Sun, Y.D. Wang, L. Zuo // *Materials Science and Engineering: A* **552** (2012) 514.

- [11] P. Mallick, N.K. Tewary, S.K. Ghosh, P.P. Chattopadhyay // *Materials Characterization* **133** (2017) 77.
- [12] T. Suzuki, J. Kojima, K. Suzuki, T. Hashimoto, M. Ichihara // *Acta Metallurgica* **25(10)** (1977) 1151.
- [13] N. Nakada, H. Ito, Y. Matsuoka, T. Tsuchiyama, S. Takaki // *Acta Materialia* **58(3)** (2010) 895.
- [14] I. Shakhova, V. Dudko, A. Belyakov, K. Tsuzaki, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A* **545** (2012) 176.
- [15] S. Sabooni, F. Karimzadeh, M.H. Enayati, A.H.W. Ngan // *Materials Science and Engineering: A* **636** (2015) 221.
- [16] L. Bracke, K. Verbeken, L. Kestens, J. Penning // *Acta Materialia* **57(5)** (2009) 1512.
- [17] B. Roy, R. Kumar, J. Das // *Materials Science and Engineering: A* **631** (2015) 241.
- [18] T.S. Wang, J.P. Peng, Y.W. Gao, F.C. Zhang, T.F. Jing // *Materials Science and Engineering: A* **407(1-2)** (2005) 84.
- [19] M. Eskandari, A. Kermanpur, and A. Najafizadeh // *Metallurgical and Materials Transactions A* **40(9)** (2009) 2241.
- [20] T.-H. Lee, C.-S. Oh, S.J. Kim, S. Takaki // *Acta Materialia* **55(11)** (2007) 3649.
- [21] M. Klimova, S. Zherebtsov, N. Stepanov, G. Salishchev, D.A. Molodov // *Materials Characterization* **132** (2017) 20.
- [22] K.G. Farkhutdinov, R.G. Zaripova, E.E. Sinityna, Kh. Y. Mulyukov, B.F. Abdullin // *Metallofizika* **13(1)** (1991) 51. (in Russian).
- [23] A. Stormvinter, G. Miyamoto, T. Furuhara, P. Hedstrom, A. Borgenstam // *Acta Materialia* **60(20)** (2012) 7265.
- [24] J. Hirsch and K. Lucke // *Acta Metallurgica* **36(11)** (1988) 2863.