

на моноатомные подплоскости. Расщепление практически прекращается уже на третьей плоскости от АФГ. В сплаве Cu₃Au направления смещений компонентов относительно идеальной упаковки противоположны по знаку, амплитуда смещений затухает к третьей плоскости от дефекта. Причем большие по атомным размерам атомы смещены к АФГ, а малые атомы – от АФГ. Несложно отметить, что и внутренняя структура возмущений области одиночной АФГ соответствует аналогичной области периодической АФГ. Более того, отмечается [12 – 14], что, несмотря на трехмерную возможность атомной релаксации, атомы компонентов сплава смещаются только по нормали к плоскости АФГ.

Таким образом, независимо полученные данные о структуре области возмущений одиночной АФГ [12 – 14] хорошо согласуются с рассчитанными особенностями соответствующей области периодической АФГ. Из сопоставления с одиночной АФГ можно сделать вывод о неизменности размера и структуры области возмущений в случае одиночной и периодической АФГ.

Выводы. При сопоставлении размеров и структуры областей возмущений в окрестности одиночной и периодической антифазных границ наблюдается неизменность размера и структуры области возмущений в случае одиночной и периодической АФГ. Следует особо подчеркнуть, что различные длиннопериодические наносостояния (состояния с различной плотностью антифазных границ) обеспечивают разный выигрыш внутренней энергии системы, причем внутренние энергии состояний системы с различной плотностью антифазных границ отличаются очень слабо. При конечных температурах следует ожидать, что энтропийный фактор будет реализовывать смешанное состояние сплава. Последнее, в свою очередь, означает, что при отличных от абсолютного нуля температурах будет реализовываться некоторый набор наносостояний, то есть появится функция распределения по состояниям

с некоторым спектром значений. Такое слабое термодинамическое различие симметрийно разных структурных наносостояний системы означает, что переход из состояния с одним длинным периодом (с одной плотностью антифазных границ) в состояние с другим периодом (с другой плотностью антифазных границ) может осуществляться при сравнительно малых внешних термосиловых воздействиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Roy D., Manna A., SenGupta S.P. // J. Phys. F: Metal Physics. 1972. V. 2. No. 6. P. 1092 – 1095.
2. Ogawa S. // Order-disorder Transformations in Alloys / Eds. H. Waretimont, B. Heidelberg. – N. Y.: Springer, 1974. P. 240 – 264.
3. Слабоустойчивые длиннопериодические структуры в металлических системах / А.И. Потекаев, С.В. Дмитриев, В.В. Кулагина и др. Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2010. – 308 с.
4. Потекаев А.И., Кулагина В.В. // Изв. вуз. Физика. 2009. № 8/2. С. 456 – 459.
5. Клопотов А.А., Потекаев А.И., Кулагина В.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 10. С. 61 – 67.
6. Потекаев А.И., Дудник Е.А., Старostenkov М.Д. и др. // Изв. вуз. Физика. 2010. Т. 53. № 3. С. 3 – 13.
7. Потекаев А.И., Дудник Е.А., Старostenkov М.Д. и др. // Изв. вуз. Физика. 2010. Т. 53. № 5. С. 33 – 46.
8. Клопотов А.А., Потекаев А.И., Козлов Э.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2010. № 1. С. 65 – 69.
9. Дмитриев С.В., Потекаев А.И., Баимова Ю.А. и др. // Изв. вуз. Физика. 2010. Т. 53. № 3. С. 20 – 25.
10. Iwasaki H., Hirabayashi M., Ogawa S. // J. Phys. Soc. Japan. 1965. V. 20. P. 89 – 97.
11. Okamura K., Iwasaki H., Ogawa S. // J. Phys. Soc. Japan. 1966. V. 21. P. 1616, 1617.
12. Старostenков М.Д., Потекаев А.И., Синица Н.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2010. Т. 53. № 8. С. 38 – 47.
13. Старostenков М.Д., Потекаев А.И., Синица Н.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2011. Т. 54. № 2. С. 41 – 48.
14. Старostenков М.Д., Потекаев А.И., Синица Н.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2011. Т. 54. № 3. С. 42 – 47.

© 2012 г. В.В. Кулагина, А.И. Потекаев,
А.А. Клопотов, М.Д. Старostenков

Поступила 31 января 2012 г.

УДК 669.1.017

Т.Н. Вершинина¹, Ю.Р. Колобов¹, М.В. Леонтьева-Смирнова²

¹ Белгородский государственный университет

² Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов
им. акад. А.А. Бочвара (г. Москва)

АНАЛИЗ ХАРАКТЕРИСТИК ЗЕРНОГРАНИЧНОГО АНСАМБЛЯ В ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181

Хромистые стали феррито-мартенситного класса, содержащие 9 – 12 % хрома, широко распространены в качестве материала для изготовления деталей электростанций высокотемпературного применения, в частности, таких элементов, как бойлеры, турбины и т.д. Весь-

ма перспективна возможность использования таких сталей в ядерной и термоядерной технике.

В России разработана жаропрочная малоактивирующаяся сталь ЭК-181 феррито-мартенситного класса, содержащая 12 % хрома [1]. Для обеспечения быстрого

спада наведенной активности из ее базового состава выведены наиболее активируемые элементы, такие, как молибден, ниобий, никель и т.д. [2]. В связи с особенностями технологии получения эта сталь обладает высокой стойкостью к низкотемпературному радиационному охрупчиванию [3].

Получение заданных механических свойств основывается на формировании оптимальной микроструктуры стали или сплава. При высоких температурах эксплуатации ($T \geq 0,4 T_{\text{пл}}$) активизируются такие диффузионно-контролируемые процессы, как рекристаллизация, зарождение и рост вторичных фаз; поэтому немаловажным является изучение структуры стали ЭК-181 с точки зрения ее стабильности по отношению к этим процессам.

Как известно, практически все стадии рекристаллизации связаны с миграцией большеугловых границ (БУГ). Как показали экспериментальные исследования подвижности границ, существует взаимосвязь между их структурой и скоростью миграции [4 – 8]. Так, например, при исследовании границ специального типа (в отличие от границ общего типа) в одинаковых условиях наблюдаются более низкие скорости миграции и максимальные значения энергии активации. Экспериментальные данные показывают, что в случае, когда взаимная ориентация кристаллов, между которыми образуется граница, отклоняется от идеальной, специальные границы не сразу теряют свои специфические свойства, а сохраняют их в некотором угловом диапазоне вплоть до отклонений от специальной разориентировки примерно до 5° [6]. Найдена следующая зависимость: чем больше обратная плотность совпадающих узлов (Σ), тем меньше угловой интервал существования специальных границ [9]. Также обнаружено, что с ростом температуры происходит переход специальных границ в границы общего типа, и лишь границы, обратная плотность совпадающих узлов которых равна трем, сохраняют свои свойства вплоть до температуры плавления [9]. Показано, что наибольшими скоростями миграции в ОЦК и ГЦК металлах обладают границы зерен с углами разориентации $15^\circ - 45^\circ$ [10].

Помимо изложенного выше, анализ эволюции зернограничного ансамбля актуален с точки зрения диффузионных свойств границ. Известно, что малоугловые границы (МУГ) характеризуются пониженной по сравнению с БУГ диффузионной проницаемостью [11, 12], и следовательно, выделившаяся на них карбидная фаза будет менее склонна к росту. С другой стороны, формирование МУГ в структуре пакетного мартенсита носит негативный характер в связи с тем, что они оказываются менее стабильными в процессе парной коалесценции расположенных рядом кристаллов мартенсита при высокотемпературном отжиге [13, 14].

Таким образом, одним из важнейших факторов, определяющих стабильность структуры пакетного мартенсита в сталях феррито-мартенситного класса при высокотемпературном отжиге, является соотно-

шение количества БУГ и МУГ, а также доля границ специального типа.

В настоящей работе проведены исследования стали ЭК-181 в следующих состояниях: после закалки от 1100°C (охлаждение на воздухе); после закалки от 1100°C (охлаждение на воздухе) и отпуска при 720°C в течение 3 ч.

Образцы в виде шайб вырезали из прутков диам. 12 мм на электроискровом станке. Поверхность шлифов готовили методом механической полировки.

Микроструктуру исследовали методом дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОРЭ) на растровом электронном микроскопе Quanta 600 FEG, оснащенном интегрированной системой Pegasus 2000 для микроанализа (рентгеновский детектор Sapphire со сверхультратонким окном (диапазон определяемых элементов от бериллия до урана, энергетическое разрешение спектрометра на линии $K_{\alpha\text{Mn}} 132\text{ эВ}$) и определения кристаллографических характеристик зерен при рабочих увеличениях 200 – 80 000 крат.

Анализ полученных методом ДОРЭ данных (рис. 1, *a, б*) показал, что доля малоугловых границ в структуре закаленного от 1100°C мартенсита составляет 39 %, а доля большеугловых границ – 61 %. Причем для такого состояния характерно наличие двух максимумов углов разориентировок (рис. 2, *a, б*), в связи с чем их можно дифференцировать на три группы: *I* – с углами $1,5 - 20,0^\circ$; *II* – с углами $20 - 45^\circ$; *III* – с углами $45 - 65^\circ$. Согласно данным работы [9] большеугловые границы, соответствующие группе *II*, при рекристаллизации обла-

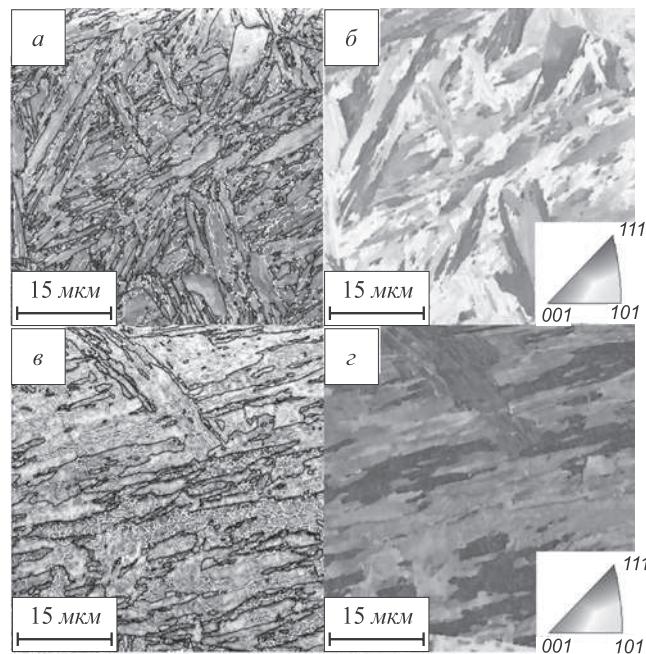


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали ЭК-181, закаленной от 1100°C (а) и отпущенной при температуре 720°C в течение 3 ч (б), и соответствующие карты распределения кристаллографических ориентировок (б, г) (черными и белыми линиями показаны большеугловые и малоугловые границы)

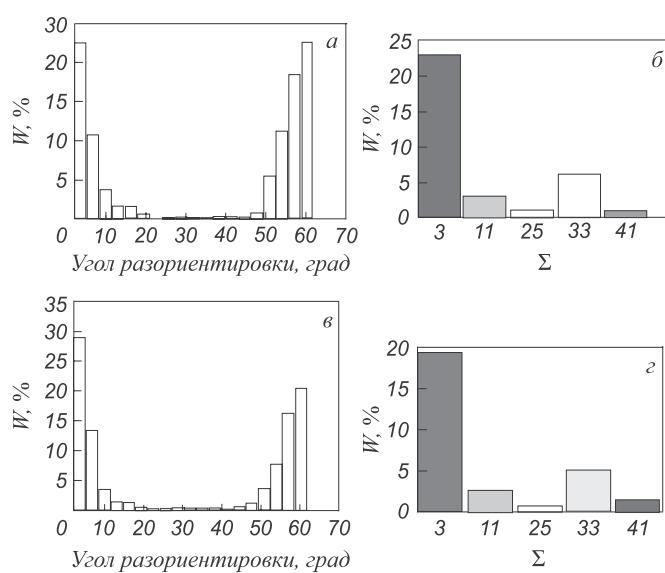


Рис. 2. Распределения углов разориентировок (*a*, *c*) и доли границ специального типа (*b*, *d*) в зависимости от общего числа границ в стали ЭК-181 в состояниях после закалки от 1100 °C (*a*, *b*) и после последующего отпуска при температуре 720 °C в течение 3 ч (*c*, *d*)

дают высокими скоростями миграции. В стали ЭК-181 в закаленном состоянии доля таких границ незначительна.

Что касается границ специального типа, то их доля составляет 34 %, причем основная их масса представлена двойниковыми границами (рис. 2, *a*).

На рис. 3 приведено распределение осей разориентировок в стандартном стереографическом треугольнике (ССТ). Можно заметить, что в области 1 стандартного стереографического треугольника располагаются оси разориентировок, соответствующие границам с Σ , равной 3 и 33, в области 2 – значения Σ составляют 11, 33 и 41, в области 3 – $\Sigma = 25$.

В структуре стали, подвергнутой отпуску при 720 °C в течение 3 ч, наблюдаются зерна с высокой плотностью малоугловых границ (рис. 1, *b*, *г*). Причина этого – протекание фрагментации в отдельных кристаллах пакетного мартенсита; этот процесс характеризуется снижением плотности дислокаций [12] и их выстраиванием в дислокационные стенки (МУГ). Если обратить

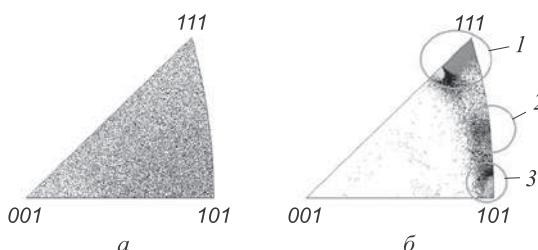


Рис. 3. Распределение осей разориентировок в стандартном стереографическом треугольнике при углах разориентировок 0 – 15° (*a*), 45° – 65° (*b*)

внимание на распределение углов разориентировок в отпущененной стали, то можно отметить, что доля МУГ выросла до 47 % (рис. 2, *в*).

Что касается границ специального типа, то в результате отпуска их общая доля незначительно снизилась (до 30 %). При этом соотношение между количеством границ с разными значениями Σ (рис. 2, *г*) и характер распределения осей разориентировок в ССТ не изменились.

Поскольку границы специального типа характеризуются меньшими значениями скорости миграции по сравнению с границами общего типа, то сохранение их высокого содержания в структуре стали, подвергнутой штатной термической обработке, должно способствовать подавлению процессов рекристаллизации.

Увеличение доли МУГ после отпуска при 720 °C в течение 3 ч носит двоякий характер. С одной стороны, на этих границах возможно зарождение и выделение частиц вторичных фаз, скорость роста которых будет ограничена малой диффузионной проницаемостью малоугловых границ по сравнению с большеугловыми. С другой стороны, в процессе высокотемпературной ползучести малоугловые границы склонны к рассыпанию или способствуют огрублению структуры путем коалесценции субзерен в результате миграции тройных стыков [14].

Выходы. Проведенные методом дифракции обратно-рассеянных электронов исследования зернограницного ансамбля в закаленной стали ЭК-181 показали, что соотношение количества большеугловых и малоугловых границ составляет 3:2. Такое состояние характеризуется высоким (34 %) содержанием специальных границ, основная масса которых относится к двойниковому типу ($\Sigma = 3$). В процессе отпуска происходит фрагментация отдельных кристаллов мартенсита, что приводит к увеличению доли малоугловых границ до 47 %; доля специальных границ незначительно снижается (до 30 %).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ioltukhovskiy A.G., Leonteva-Smirnova M.V., Solonin M.I. et. al. // Journal of Nuclear Materials. 2002. № 307 – 311. P. 532 – 535.
2. Solonin M.I., Chernov V.M., Gorokhov V.A. et. al. // Journal of Nuclear Materials. 2000. № 283-287. P. 1468 – 1472.
3. Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н. и др. // Перспективные материалы. 2006. № 6. С. 40 – 52.
4. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. – Elsevier, 2004. – 628 p.
5. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
6. Гляйтнер Г., Чалмерс Б. Большеугловые границы зерен. – М.: Мир, 1975. – 376 с.
7. Маклин Д. Границы зерен в металлах. – М.: ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии, 1960. – 323 с.
8. Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. – Новосибирск: Наука. Сиб. предприятие РАН, 1998. – 184 с.

9. Страумал Б.Б., Швинглерман Л.С. // Поверхность. Физика. Химия. Механика. 1986. № 10. С. 5 – 14.
10. Титоров Д.Б. // Физика металлов и металловедение. 1973. Т. 36. № 1. С. 91 – 96.
11. Зернограничная диффузия и свойстваnanoструктурных материалов / Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая и др. – Новосибирск: Наука, 2001. – 232 с.
12. Fujita T., Horita Z., Langdon T.G. // Materials Science Forum. 2002. V. 396-402. P. 1061 – 1066.
13. Вершинина Т.Н., Иванов М.Б., Колобов Ю.Р. и др. // Изв. вуз. Физика. 2007. № 1. С. 36 – 42.
14. Abe F. // Materials Science and Engineering A. 2004. № 387 – 389. P. 565 – 569.

© 2012 г. Т.Н. Вершинина, Ю.Р. Колобов,
М.В. Леонтьева-Смирнова
Поступила 21 февраля 2012 г.

УДК 669.295:54-116

**Ю.П. Шаркеев¹, А.Ю. Ерошенко¹, В.А. Кукареко²,
А.В. Белый³, В.А. Батаев⁴**

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск)

² Объединенный институт Машиностроения НАН Беларусь (г. Минск)

³ Физико-технический институт НАН Беларусь (г. Минск)

⁴ Новосибирский государственный технический университет

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ ТИТАН. ПРИМЕНЕНИЕ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА*

Материалом для изготовления имплантатов в большинстве случаев служат титановые сплавы или нержавеющие стали, которые обладают хорошими механическими свойствами. Однако эти материалы содержат вредные для живого организма легирующие элементы, такие как никель, алюминий, ванадий и др. Наиболее предпочтительными для применения в медицине являются чистые титан [1, 2], цирконий, ниобий и их сплавы, обладающие комплексом уникальных физико-механических и биологических свойств. Основным недостатком и сдерживающим фактором для расширения спектра применения, в частности, титана, для имплантатов являются низкие механические свойства титана, в том числе его выносливость в условиях действия периодических нагрузок и циклическая долговечность. Преобразование титана в наноструктурированное (ультрамелкозернистое) состояние позволяет решить эту проблему. В настоящее время задача получения объемных заготовок из наноструктурированного титана с высокими механическими свойствами решена [3]. Для этого применяют различные методы интенсивной пластической деформации [3 – 7]: равноканальное угловое прессование [3, 4] и его модификации, abc-прессование и его модификации [5 – 7] и др. В результате интенсивной пластической деформации в титане по всему объему заготовки может быть сформировано наноструктурированное состояние, которое обеспечивает механические свойства на уровне

показателей среднелегированных титановых сплавов, например, ВТ6.

Создание объемной наноразмерной структуры позволяет кардинально повысить прежде всего механические свойства металлических материалов: пределы текучести и прочности, сопротивление усталостному разрушению, износостойкость, циклическую долговечность и др. Отметим, что для получения наноструктурированного состояния титана требуется использование не менее двух последовательно применяемых методов интенсивной пластической деформации [6, 7], которые могут быть объединены и в едином цикле [3].

В работах [6, 7] предложен комбинированный двухэтапный метод интенсивной пластической деформации, включающий abc-прессование в пресс-форме и многоходовую прокатку в ручьевых валках. Применяется осадка заготовки в пресс-форме с трех- или четырехкратным последовательным изменением оси сжатия (что аналогично многоступенчатому abc-прессованию [5]) в сочетании с прокаткой. На первом этапе деформацию заготовки проводят на гидравлическом прессе со скоростью $10^{-3} – 10^{-1}$ с⁻¹. Каждый цикл при заданной температуре включает однократную осадку на 40 – 50 % с последующей сменой оси деформации путем поворота заготовки вокруг продольной оси на 90°. Температура заготовки понижается ступенчато в интервале 700 – 400 °C при переходе к следующему циклу. На втором этапе заготовки деформируют путем прокатки в ручьевых или гладких валках при комнатной температуре. Величина накопленной деформации при прокатке достигает 90 %. В результате прокатки получаются заготовки в виде прутков или пластин. Готовые заготовки для снятия внутренних напряжений и увели-

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН, проект 18.2; Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2010 – 2012 гг., проект № III.20.2.2, РФФИ, грант № 11-08-98057_p_сибирь_a.