

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.1'871:539.25

ТЕКСТУРА И МАГНИТОСТРИКЦИЯ СПЛАВА Fe–Ga
ПОСЛЕ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

© 2021 г. Я. Мансури^а*, В. В. Чеверикин^а, В. В. Палачева^а, А. Н. Кошмин^а,
А. С. Алещенко^а, В. А. Астахов^а, О. Ю. Дементьева^б, В. А. Милютин^с, И. С. Головин^а

^аНациональный исследовательский технологический университет “МИСиС”,
Ленинский просп., 4, Москва, 119049 Россия

^бМосковский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,
Бауманская ул., 2, 5/1, Москва, 105005 Россия

^сИнститут физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Ковалевской ул., 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: m1809315@edu.misis.ru

Поступила в редакцию 14.06.2020 г.

После доработки 05.12.2020 г.

Принята к публикации 21.12.2020 г.

Сплав (Fe_{83.4}Ga_{16.6})_{99.9}(NbC)_{0.1} был выбран для исследования влияния термомеханической обработки на формирование в нем текстуры и магнитострикцию. Основная идея состояла в том, чтобы обеспечить развитие Госсовской и кубической текстур, при прокатке и первичной рекристаллизации, без вторичной рекристаллизации, для того чтобы увеличить магнитострикцию. Прокатка при повышенных температурах была применена для получения тонких листов; суммарная степень деформации составила 83%. В результате была создана гетерогенная текстура деформации с значительной долей ориентаций с $\langle 100 \rangle$ направлениями вдоль направления прокатки. Последующая первичная рекристаллизация была инициирована отжигом при различных температурах: 900, 950 и 1000°C. Эволюция текстуры изучена EBSD методикой. Текстура, уровень остаточных напряжений и параллельная составляющая магнитострикции были изучены на образцах после рекристаллизации. Применение высокотемпературного отжига привело к возрастанию магнитострикции сплава. Максимальное значение магнитострикции было получено после отжига в течение 2 ч при 1000°C. Показано, что это возрастание обусловлено изменениями в текстуре и снижением уровня внутренних напряжений в сплаве.

Ключевые слова: Fe–Ga, прокатка, текстура Госса, кубическая текстура, разориентация, магнитострикция

DOI: 10.31857/S0015323021040069

ВВЕДЕНИЕ

В общем случае магнитострикция может быть определена как деформация ферромагнитного материала в ответ на изменение его намагниченности (магнитный момент на единицу объема) [1]. Магнитные материалы, такие как Fe–Ga (Галфенол), демонстрируют большую магнитострикцию в слабых магнитных полях и могут быть использованы в качестве акустических сенсоров, преобразователей, генераторов, линейных индукторных двигателей, актуаторов, демпфирующих устройств, датчиков крутящего момента, позиционных устройств, динамиков, микрофонов, и т.д. Кроме того, себестоимость Галфенола значительно ниже в сравнении с другими магнито-

стрикционными материалами, такими как Терфенол-D [2–5]. Величина магнитострикции в Fe–Ga сплавах зависит от способа их термообработки [6, 7] и кристаллографической текстуры [8, 9]. Вследствие анизотропии магнитострикционных свойств Fe–Ga-сплавов имеется значительное различие между проявлениями их магнитострикции вдоль различных кристаллографических осей: направление $\langle 100 \rangle$ в монокристаллах отличают максимальные значения магнитострикции, тогда как для $\langle 111 \rangle$ направлений характерен их минимум. Этим обусловлена важность создания необходимой текстуры в поликристаллах. Применительно к прокатке это η -fiber с $\langle 001 \rangle$ ориентацией зерен, параллельной направлению прокатки (НП); она вклю-

чает Госсовскую $\{110\}\langle 001\rangle$ текстуру и кубическую текстуру $\{100\}\langle 001\rangle$ [10]. В ходе деформации, ориентация зерен изменяется вследствие сдвиговых явлений в материале, протекающих в благоприятно ориентированных плоскостях и направлениях. Так как Fe–Ga сплавы склонны к хрупкому разрушению, деформирование двойных Fe–Ga сплавов затруднено. Чтобы решить эту проблему, используют введение третьего легирующего компонента [11]. Было показано, что введение таких элементов, как В или С, значительно повышает деформируемость Fe–Ga сплавов за счет изменения характера разрушения с хрупкого типа на вязкий [12]. Также добавка наноразмерных частиц карбидов, например, NbC, улучшила пластичность Fe–Ga сплава посредством подавления в нем зернограницного разрушения [10].

В случае ОЦК-сплавов железа (каковыми является большинство сплавов Fe–Ga), скольжение происходит по системе скольжения $\{hkl\}\langle 111\rangle$, где $\{hkl\}$ может быть $\{110\}$, $\{112\}$ или $\{123\}$ [13]. Кристаллографическая текстура в прокатанных ОЦК сплавах проиллюстрирована, например, авторами в исследованиях [13] и [14]. Существует технология создания острой $\{110\}\langle 100\rangle$ текстуры в листах FeGa, формирующейся благодаря аномальному росту зерен (АРЗ) в процессе вторичной рекристаллизации при высокой температуре [8, 15, 16]. Госсовские зерна в основном зарождаются в полосах сдвига в γ ($\langle 111\rangle$ // НП, направление нормали) деформированных зернах, особенно в $\{111\}\langle 112\rangle$ деформированной матрице; поэтому стимулирование формирования полос сдвига является важным фактором контроля текстуры Госса [17]. Хотя идентификация и сами механизмы формирования АРЗ до конца не поняты, два возможных механизма предложены в [18, 19]. Один основан на модели решетки совпадающих узлов (PCY), другой – на модели высокоэнергетических межзеренных границ (ВЭЗГ). Согласно ВЭЗГ модели, явление АРЗ наблюдается преимущественно, когда Госсовские зерна находятся в окружении зерен, разориентация которых отвечает реализации высокоэнергетических состояний. Для создания условий для АРЗ наиболее часто используют дисперсные частицы NbC, поскольку они выделяются по границам зерен и растворяются в процессе отжига, приводя к снижению сил закрепления на них межзеренных границ в Fe–Ga сплавах. Имеется мнение, что главной причиной реализации АРЗ выступает локальное закрепление малоэнергетических границ зерен (ГЗ) не-Госсовского типа и селективное “рас-закрепление” высокоэнергетических ГЗ Госсовского типа, в результате растворения ультрадисперсных частиц [20]. Главным недостатком такой технологии является формирование

крупных зерен размерами до сантиметров в диаметре после вторичной рекристаллизации. Это приводит к деградации механических свойств и росту магнитных потерь в процессе высокочастотного перемагничивания. Такие изменения критичны для магнитоотрицательных устройств на основе Fe–Ga; поэтому необходимо найти способ создания текстуры η -типа, используя первичную рекристаллизацию после прокатки. Соответственно, контроль условий прокатки листов из Fe–Ga-сплава необходим для создания благоприятной текстуры и получения максимальной магнитоотрицательности. Следует отметить, что после прокатки ОЦК-сплавов зерна могут быть классифицированы по семи основным ориентировкам: $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{110\}\langle 110\rangle$, $\{011\}\langle 100\rangle$ (Госсовской) и $\{001\}\langle 100\rangle$ (Кубической), с максимальным отклонением от идеала на 20° . Их соотношение зависит в основном от исходной структуры, предшествовавшей деформации, режимов прокатки, уменьшения толщины листа за один проход и от температуры деформации. В горячекатанном состоянии, микроструктура содержит субзерна или рекристаллизованные зерна, что зависит от режима горячей прокатки. Деформационные компоненты γ -текстуры, такие как $\{111\}\langle 112\rangle$ и $\{111\}\langle 110\rangle$, исчезают довольно быстро – буквально на ранних стадиях рекристаллизации. Напротив, большинство деформационных α -компонент, таких как $\{112\}\langle 110\rangle$ и $\{001\}\langle 110\rangle$, присутствуют вплоть до середины стадии рекристаллизации; и они в значительной степени замещаются рекристаллизованными зернами только на заключительных стадиях процесса рекристаллизации [21–23]. Процесс термической обработки также важен для эволюции текстуры уже в прокатанных Fe–Ga листах. Варьируя продолжительность и температуру отжига, можно получить текстуры различного типа в Fe–Ga листах при одинаковых условиях прокатки [10, 12, 24, 25]. Например, Келлогг и соавторы отмечали, что бинарный Fe_{0.83}Ga_{0.17} сплав с рассеянной вдоль направления прокатки $\{001\}\langle 100\rangle$ текстурой имеет магнитоотрицательность ~160 единиц на миллион (ppm) как результат прокатки и отжига при 1100°C в течение 4 ч [23, 26].

Для углубления нашего понимания влияния прокатки на текстуру, а также для поиска способа получения наилучших значений магнитоотрицательности после первичной рекристаллизации, мы подобрали серию режимов отжига образцов после прокатки. Мы использовали в основном теплую и холодную прокатки в попытке инициировать механизм низкоэнергетического зарождения с целью получения $\langle 100\rangle$ // НН текстуры, описанного в [27].

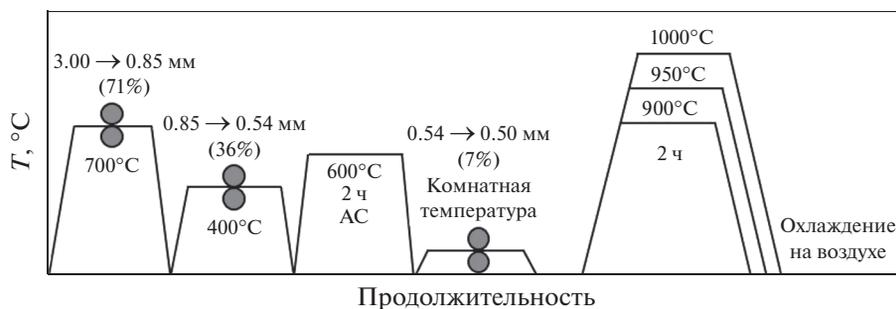


Рис. 1. Схема термомеханической обработки в данной работе.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплав приготовлен из чистых Fe и Ga, а также двух лигатур – Fe–Nb и Fe–C; которые были переплавлены пять раз в вакуумно-электродуговой (ВЭД) печи переплавки для достижения однородности состава. Полученная цилиндрическая заготовка сплава ($\text{Fe}_{83.4}\text{Ga}_{16.6}\text{Nb}_{0.1}$) (ат. %) размером $\varnothing 12.1 \times 50.7$ мм была нарезана на образцы, представляющие собой плоские диски $\varnothing 12.1 \times 3.0$ мм. В данной статье все цифры, указывающие на химический состав сплава, приведены как атомные проценты. Горячую прокатку образцов выполняли при 700°C до толщины 0.85 мм, затем следовала “теплая” прокатка при 400°C до толщины 0.54 мм, после чего выполняли прокатку до толщины 0.5 мм при комнатной температуре. Суммарная степень деформации составила 83%. Перед холодной прокаткой, образцы подвергали промежуточному отжигу при 600°C в течение 2 ч. На рис. 1 суммированы этапы ТМО, проведенной в этой работе. Для определения температуры рекристаллизации твердость прокатанных образцов измеряли, как непосредственно после прокатки, так и после отжига при температурах 300, 400, 500, 600, 700, 800, 900 и 1000°C в течение 30 мин с последующим охлаждением на воздухе. Измерения твердости произведены на микро-твердомере Виккерса 402-MVD WOLPERT, с экспозицией 15 с и при нагрузке 100 г. Измерения магнитострикции производили в направлении, параллельном направлению прокатки, при комнатной температуре, тензометрическим методом с задействованием двух соленоидов, с магнитным полем до 5 кЭ. Величина λ_{\parallel} магнитострикции была измерена в этом эксперименте. Размер образцов для измерения магнитострикции составил $0.5 \times 4 \times 10$ мм. Исследование образцов методом дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD) осуществлено с использованием детектора NordlysMax2 (Oxford), с привлечением базы данных по кристаллическим структурам “Crystal Structure Database”, поставляемой фирмой Oxford Instruments.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Для выбора подходящей температуры отжига для первичной рекристаллизации, были использованы несколько режимов отжига. Зависимость твердости прокатанного сплава от температуры отжига представлена на рис. 2.

Каждая точка на данной диаграмме соответствует 30-минутному отжигу при выбранной температуре. Эволюция микроструктуры также проиллюстрирована для каждого выбранного шага. Резкий спад твердости указывает на начало процесса рекристаллизации (красная стрелка на рис. 2). Соответственно, интервал начала процесса рекристаллизации образцов сплава ($\text{Fe}_{83.4}\text{Ga}_{16.6}\text{Nb}_{0.1}$) после прокатки, находится между 500 и 700°C . Структура образца после отжига при 800°C в течение 30 минут не является полностью рекристаллизованной, видны только отдельные рекристаллизованные участки (рис. 2г и 2з). Более того, после отжига при 900°C в течение 30 мин области с остаточными напряжениями все еще существуют, на рисунке они отображены красным цветом (рис. 2д и 2и).

Ориентационная EBSD карта образца после деформации представлена на рис. 3а. Только одна проекция плоскости показана, чтобы продемонстрировать отмеченные цветом направления, параллельные направлению прокатки (НП); однако ориентационный анализ был проведен с привлечением всех трех проекций. Текстура после деформации весьма неоднородна; стрелками отмечены основные ориентировки. Причиной такой неоднородности являются ориентационно зависимые процессы динамической рекристаллизации в ходе горячей прокатки и частичная рекристаллизация во время промежуточных отжигов. Можно видеть, что текстура представлена рядом ориентировок, характерных для текстур деформации ОЦК материалов, а именно, γ -fiber $\{111\}\langle 110 \rangle$ и $\{111\}\langle 112 \rangle$; и α -fiber $\{100\}\langle 110 \rangle$, а также η -fiber $\{110\}\langle 100 \rangle$ и $\{100\}\langle 001 \rangle$.

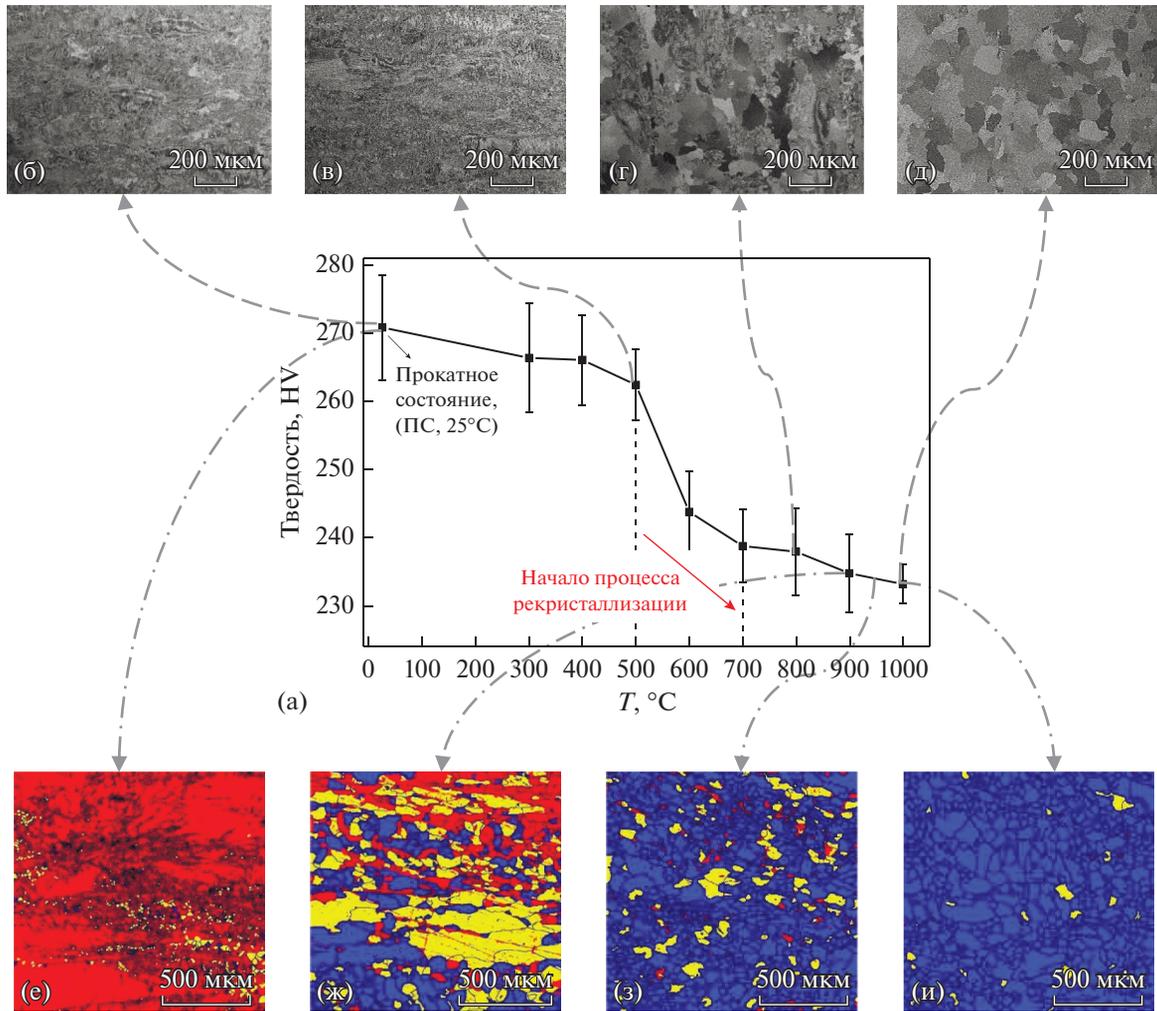


Рис. 2. (а) Зависимость твердости от температуры отжига прокатанных образцов. Каждая точка соответствует 30-мин отжигу при указанной температуре. (б), (в), (г) и (д) Верхний ряд – изображения микроструктуры, соответствующие РЭМ сканам (е), (ж), (з), (и). Нижний ряд – рекристаллизационные карты, представляющие участки деформированной структуры (красный цвет), субструктуры (желтый цвет) и рекристаллизованной структуры (синий цвет) после 120 мин отжига при 900, 950 и 1000°C.

Присутствие ориентировок Госсовского типа в текстуре горячей прокатки характерно для ОЦК сплавов; в то же время наличие $\{100\}\langle 001\rangle$ кубической ориентации нехарактерно. Наблюдаются полосы сдвига с $\{100\}\langle 110\rangle$ ориентировками, можно видеть, что кубические ориентировки главным образом локализованы в пределах их границ.

Полюсная фигура $\{100\}$ (рис. 3б) имеет размытые максимумы, что соответствует $\{100\}\langle 110\rangle$ ориентационным компонентам со значительными отклонениями. Отсутствие ориентировок, которые обычно более сильно выражены, чем другие компоненты текстуры холодной деформации ОЦК материалов, например, $\{111\}\langle 112\rangle$, обусловлено отжигом при 600°C перед окончательной холодной деформацией. Причина этого состоит в том, что $\{111\}\langle 112\rangle$ компонента исчезает значительно

быстрее в процессе отжига в сравнении с $\{100\}\langle 110\rangle$ компонентой – из-за большой величины запасенной энергии деформации E_S , в соответствии с известным ориентационным соотношением $E_S\{110\} > E_S\{111\} > E_S\{112\} > E_S\{100\}$ [22]. В соответствии с этим, ориентировки $\{100\}\langle 110\rangle$ обладают наименьшим стимулом в первичной рекристаллизации и сохраняют свое присутствие в текстуре деформации после промежуточных отжигов. Следует также отметить, что в текстуре прокатки присутствует много желаемых кубических и Госсовских (η -fiber) ориентировок.

Хотелось бы особо подчеркнуть два основных явления. Первое – это сильная компонента $\{100\}\langle 110\rangle$ при малом количестве γ -fiber, а второе, не характерная для текстуры деформации ОЦК-

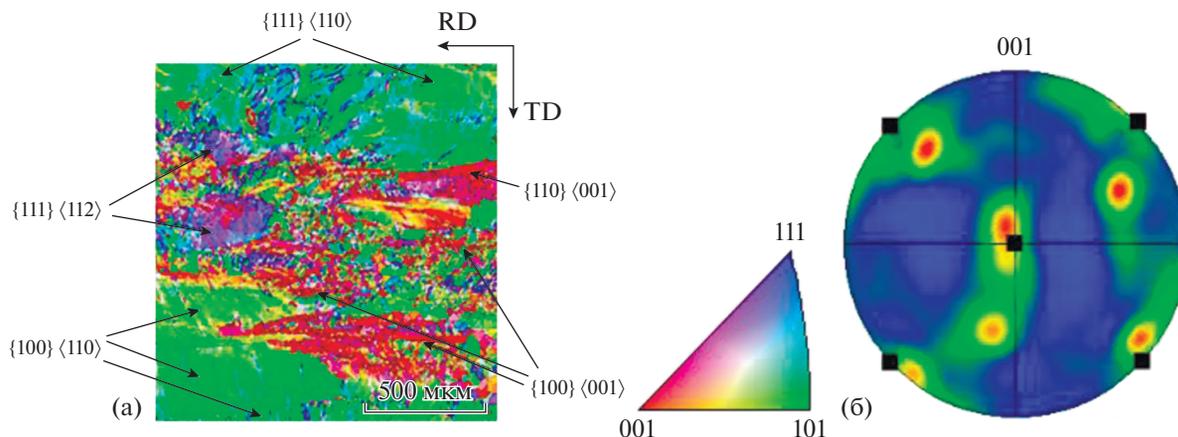


Рис. 3. (а) EBSD ориентационная карта с обозначенными цветом направлениями параллельными направлению прокатки образцов сплава $(\text{Fe}_{83.4}\text{Ga}_{16.6})_{99.9}(\text{NbC})_{0.1}$; для соответствующего прокатанного образца; полюсная фигура $\{001\}$, где отмечены идеальные положения ориентировки $\{100\}\langle 110\rangle$ – б.

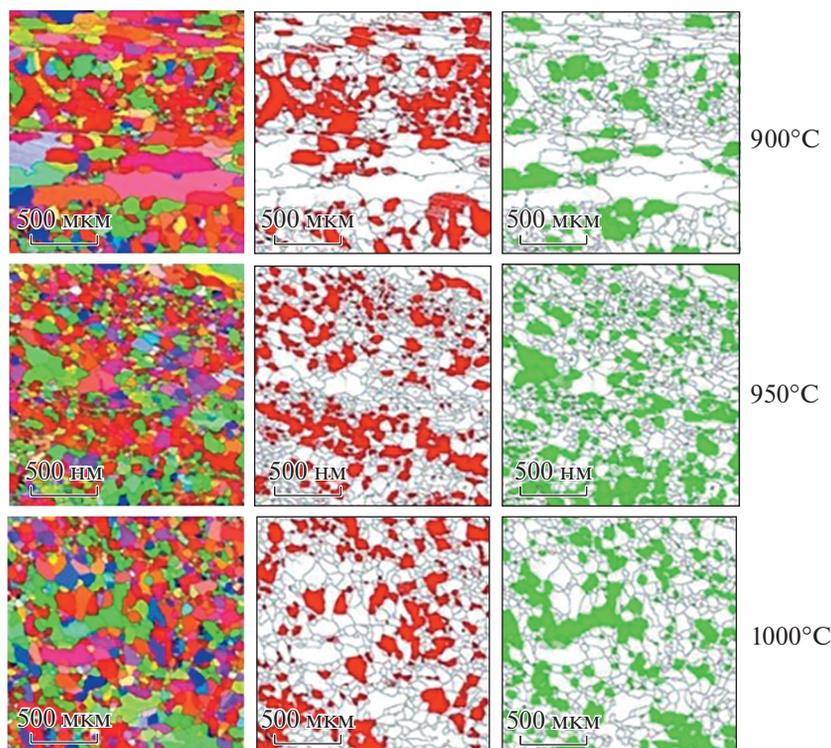


Рис. 4. Ориентационные карты для рекристаллизованных образцов при разных температурах; красные участки соответствуют областям с $\langle 100\rangle // \text{НП} \pm 15^\circ$ ориентировкой; зеленые – $\langle 110\rangle // \text{НП} \pm 15^\circ$.

сплавов, – наличие значительной доли ориентировок $\{100\}\langle 001\rangle$.

Эволюция текстуры по мере роста температуры рекристаллизационного отжига показана на рис. 4. Более того, отдельно представлены только $\langle 100\rangle // \text{НП}$ (красные) и $\langle 110\rangle // \text{НП}$ (зеленые) ориентационные компоненты. Они необходимы для оценки конкуренции η -текстуры и α -тексту-

ры, желательной и нежелательной с точки зрения высокой магнитоотрицательности, соответственно.

После рекристаллизации при 900°C , структура имеет полосовой характер, сохранившийся после деформации, и содержит крупные субструктурные участки (желтый цвет на рис. 2ж) и небольшие деформированные участки (красный цвет на рис. 2ж). Стоит отметить, результаты

EBSD показывают, что текстура в образце, отожженном при 900°C более сложна в сравнении с другими образцами, из-за присутствия на изображениях структуры неопределенных цветовых оттенков, соответствующих различным компонентам. Это может быть связано с незавершенностью первичной рекристаллизации и с неоконченным поворотом зерен. В то же время видно, что размер η -зерен увеличивается и объемная доля таких зерен значительно больше, чем для прокатанных образцов. Это обусловлено присутствием большого количества зерен такой ориентировки в исходной текстуре деформации. Стоит отметить, что однородность размера зерен и их распределения в образце, отожженном при 1000°C, выше в сравнении с другими образцами. При увеличении температуры отжига, структура становится более однородной, а зерна становятся более равноосными. Текстура после отжига при 1000°C состоит из компонент $\{100\}\langle 001\rangle$, $\{110\}\langle 001\rangle$, $\{110\}\langle 112\rangle$, $\{123\}\langle 111\rangle$ и $\{123\}\langle 634\rangle$. Однако текстура сохранила приблизительно такое же соотношение ориентировок $\langle 100\rangle/\langle 110\rangle$. Несмотря на обилие кубических и Госсовских ориентировок, которые способны выступать в качестве зародышей рекристаллизации, их интенсивный рост в процессе рекристаллизации не был отмечен при различных температурах. Факт присутствия зародышей некой ориентации не гарантирует их рост при дальнейшем отжиге. Для предпочтительного роста необходима высокая мобильность межзеренных границ. Разориентация зародышей и деформированной матрицы играет здесь важную роль. Известно, что η -зерна способны к росту с поглощением деформированных зерен с γ -ориентацией. В нашем эксперименте, после деформации количество γ -зерен было невелико, но было большое количество α -зерен, которые имеют неблагоприятную разориентацию с кубической ориентировкой. Это предопределило ограниченный рост η -зерен. Еще одной важной причиной является низкий фактор зарождения (N) η -зерен. Фактор зарождения зерен определяется геометрической моделью $N = R\lambda/d$, где R , d и λ – поверхностная доля, размер зерна и расстояние между соседними центрами зарождения для рекристаллизованной текстуры, соответственно [28]. Это соотношение позволяет нам оценить возможный вклад конкретной ориентационной компоненты в текстуру рекристаллизации. Оно может дать информацию о способности η -зерен поглощать γ - или даже α -деформированные зерна. Так как η -зерна локализируются в определенных областях, соответствующая величина λ_{\parallel} невелика.

Результаты исследования магнитоотрикции литых, прокатанных и отожженных образцов представлены на рис. 5а. Как можно видеть, снижение

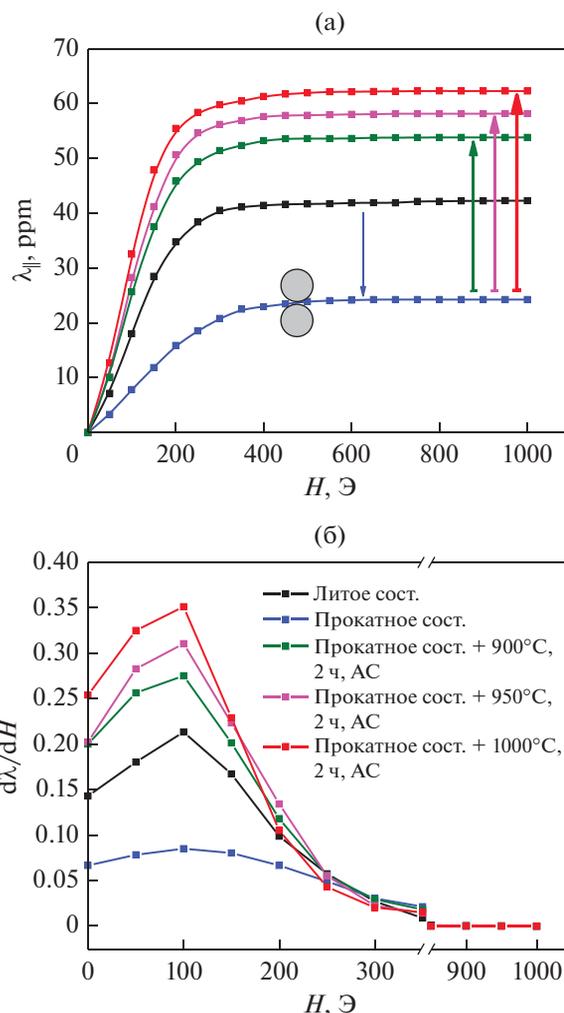


Рис. 5. Магнитоотрикционная деформация (λ_{\parallel}) как функция магнитного поля (а) и (б) $d\lambda_{\parallel}/dH$ как функция магнитного поля для сплавов $(Fe_{83.4}Ga_{16.6})_{99.9}(NbC)_{0.1}$ в литом и прокатанном состояниях, а также после отжига при 900°C, 2 ч; 950°C, 2 ч; и 1000°C, 2 ч.

магнитоотрикции наблюдается после прокатки. Этот эффект может быть связан с неблагоприятной текстурой и присутствием дефектов. Также при прокатке возникают внутренние напряжения, что в итоге приводит к снижению подвижности стенок магнитных доменов.

После отжигов при 900, 950 и 1000°C в течение 2 ч, величина магнитоотрикции увеличивается. Поскольку текстура остается почти неизменной, главной причиной этого явления является увеличение степени релаксации напряжений по мере роста температуры (см. рис. 2), что и приводит к увеличению магнитоотрикции. Следует заметить, что намагниченность прокатанного образца выходит на насыщение при приблизительно вдвое

большем поле (~450 Э) в сравнении с отожженными образцами (~250 Э).

Более высокое значение намагниченности насыщения прокатанного образца также свидетельствует о негативном влиянии дефектов после прокатки, снижающих подвижность доменных стенок. На рис. 5б также видно, что скорость изменения величины магнитострикции как функции магнитного поля для отожженного при 1000°C образца значительно больше в сравнении с другими образцами, в то же время, скорость роста магнитострикции является минимальной для прокатанного образца даже в сравнении с образцом в литом состоянии.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Текстура деформации с значительной долей кубической $\{100\}\langle 001 \rangle$ и Госсовской $\{110\}\langle 001 \rangle$ ориентационных компонент была получена в сплаве $(\text{Fe}_{83.4}\text{Ga}_{16.6})_{99.9}(\text{NbC})_{0.1}$ с использованием режимов прокатки, предложенных в данной статье. После первичной рекристаллизации значительная доля η компоненты структуры сохранилась. В то же время, условия для селективного роста зерен этой ориентации не были достигнуты. Это привело к ограниченному росту зерен желаемой ориентации с повышением температуры отжига. Повышенное значение магнитострикции литого образца в сравнении с прокатанным образцом может быть объяснено влиянием деформации на подвижность магнитных доменов. Подвижность магнитных доменов значительно возрастает после высокотемпературного отжига (при 1000°C, в течение 2 ч). Именно поэтому магнитострикция увеличивается без существенного изменения текстуры при отжиге прокатанных образцов.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа была поддержана грантами РФФИ № 18-58-52007 и № 18-03-00623. Я.М. выражает признательность Министерству образования и науки Российской Федерации за финансовую поддержку в рамках Программы повышения конкурентоспособности МИСиС. Авторы выражают благодарность Е.М. Базановой за критическое прочтение рукописи данной работы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Mayergoyz I.D.* Handbook of giant magnetostrictive materials: Elsevier, 1999.
2. *De Lacheisserie E.* Du Trémolet Magnetostriction: theory and applications of magnetoelasticity: CRC press, 1993.
3. *Hathaway K.B., Clark A.E.* Magnetostrictive materials // MRS Bulletin. 1993. V. 18. P. 34–41.

4. *Golovin I.S.* Anelasticity of Fe–Ga based alloys // Materials & Design. 2015. V. 88. P. 577–587.
5. *Golovin I.S., Balagurov A.M., Palacheva V.V., Bobrikov I.A., Zloказov V.B.* In situ neutron diffraction study of bulk phase transitions in Fe–27Ga alloys // Materials & Design. 2016. V. 98. P. 113–119.
6. *Xing Q. and Lograsso T.* Effect of cooling rate on magnetoelasticity and short-range order in Fe–Ga alloys // Scripta Mater. 2011. V. 65. P. 359–362.
7. *Mohamed A.K., Cheverikin V.V., Medvedeva S.V., Bobrikov I.A., Balagurov A.M., Golovin I.S.* First- and second-order phase transitions in Fe–(17–19) at % Ga alloys // Mater. Letters. 2020. V. 279. P. 128508.
8. *Na S.-M., Flatau A.B.* Single grain growth and large magnetostriction in secondarily recrystallized Fe–Ga thin sheet with sharp (011)100 orientation // Scripta Mater. 2012. V. 66. P. 307–310.
9. *Milyutin V., Gervasyeva I., Volkova E., Alexandrov A., Cheverikin V., Mansouri Y., Palacheva V.V., Golovin I.S.* Texture formation in FeGa alloy at cold hydrostatic extrusion and primary recrystallization // J. Alloys and Compounds. 2020. V. 816. P. 153283.
10. *Yuan C., Li J., Bao X., Gao X.* Influence of annealing process on texture evolution and magnetostriction in rolled Fe–Ga based alloys // J. Magn. Magn. Mater. 2014. V. 362. P. 154–158.
11. *Na S.-M., Flatau A.B.* Deformation Behavior and Magnetostriction of Polycrystalline Fe–Ga–X (X = B, C, Mn, Mo, Nb, Nb C) Alloys // J. Appl. Phys. 2008. V. 103. P. 07D304.
12. *Li J., Gao X., Zhu J., Bao X., Xia T., Zhang M.* Ductility, texture and large magnetostriction of Fe–Ga-based sheets // Scripta Mater. 2010. V. 63. P. 246–249.
13. *Srisukhumbowornchai N., Guruswamy S.* Crystallographic textures in rolled and annealed Fe–Ga and Fe–Al alloys // Metal. Mater. Trans. A. 2004. V. 35. P. 2963–2970.
14. *Kocks U.F., Tomé C.N., Wenk H.-R., Beaudoin A.J.* Texture and anisotropy: preferred orientations in polycrystals and their effect on materials properties // Cambridge university press, 2000.
15. *Na S.-M., Yoo J.-H., Flatau A.B.* Abnormal (110) grain growth and magnetostriction in recrystallized Galfenol with dispersed niobium carbide // IEEE Trans. on Magnetics. 2009. V. 45. P. 4132–4135.
16. *Sakakura A.* Effects of AlN on the Primary Recrystallization Textures in Cold Rolled (110)001 Oriented Single Crystals of 3% Silicon Iron // J. Appl. Phys. 1969. V. 40. P. 1534–1538.
17. *Shan N., Liu J., Sha Y., Zhang F., Zuo L.* Fabrication of Fe–2.1 wt % Si Alloy Sheets with Dominant Goss Texture Through Thickness // Mater. Research. 2019. V. 22(suppl. 2). P. e20180757.
18. *Na S., Flatau A.* Global Goss grain growth and grain boundary characteristics in magnetostrictive Galfenol sheets // Smart Materials and Structures. 2013. V. 22. P. 125026.

19. *Na S.-M., Flatau A.B.* Texture evolution and probability distribution of Goss orientation in magnetostrictive Fe–Ga alloy sheets // *J. Mater. Sci.* 2014. V. 49. P. 7697–7706.
20. *Rajmohan N., Szpunar J., Hayakawa Y.* Goss texture development in Fe–Si steels // *Texture, Stress, and Microstructure.* 1999. V. 32. P. 153–174.
21. *Park J.-T., Szpunar J. A.* Evolution of recrystallization texture in nonoriented electrical steels // *Acta Mater.* 2003. V. 51. P. 3037–3051.
22. *Every R., Hatherly M.* Oriented nucleation in low-carbon steels // *Texture, Stress, and Microstructure.* 1974. V. 1. P. 183–194.
23. *Rollett A.D.* *Materials Processing and Texture* V. 200: John Wiley & Sons, 2008.
24. *Li J., Gao X., Zhu J., Li J., Zhang M.* Ductility enhancement and magnetostriction of polycrystalline Fe–Ga based alloys // *J. Alloys and Compounds.* 2009. V. 484. P. 203–206.
25. *Li J., Liu Y., Li X., Mu X., Bao X., Gao X.* Effects of rolling conditions on recrystallization microstructure and texture in magnetostrictive Fe–Ga–Al rolled sheets // *J. Magn. Magn. Mater.* 2018. V. 457. P. 30–37.
26. *Kellogg R., Flatau A., Clark A., Wun-Fogle M., Lograsso T.A.* Texture and grain morphology dependencies of saturation magnetostriction in rolled polycrystalline Fe₈₃Ga₁₇ // *J. Appl. Phys.* 2003. V. 93. P. 8495–8497.
27. *Kestens L., Jonas J., Van Houtte P., and Aernoudt E.* Orientation selective recrystallization of nonoriented electrical steels // *Metal. Mater. Trans. A.* 1996. V. 27. P. 2347–2358.
28. *Samajdar I., Verlinden B., Kestens L., Van Houtte P.* Physical parameters related to the developments of recrystallization textures in an ultralow carbon steel // *Acta Mater.* 1998. V. 47. P. 55–65.