

Рентгенодифракционные исследования структуры нанокристаллов в магнитомягких сплавах $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ до и после термомеханической обработки

© Ю.П. Черненко, Н.В. Ершов*, В.И. Федоров, В.А. Лукшина*, А.П. Потапов*

Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова РАН,
Гатчина, Ленинградская обл., Россия

* Институт физики металлов УрО РАН,
Екатеринбург, Россия

E-mail: nershov@imp.uran.ru

(Поступила в Редакцию 4 июня 2009 г.)

Методом рентгеновской дифракции в геометрии на просвет исследована структура магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$. В исходном сплаве, полученном закалкой из расплава, наблюдается ближний порядок (~ 2 nm) в расположении атомов, характерный для структуры Fe–Si с объемноцентрированной кубической решеткой. В сплаве, подвергнутом отжигу, возникают нанокристаллы Fe–Si, размер которых достигает 10–12 nm. При отжиге под растягивающей нагрузкой решетка нанокристаллов растягивается, а после охлаждения сохраняется значительная остаточная деформация. Это видно из относительных сдвигов пиков (hkl) в дифрактограммах, измеренных для двух ориентаций вектора рассеяния: параллельно и перпендикулярно направлению приложения нагрузки. Наблюдается анизотропия деформации: в пределах точности эксперимента искажений в направлении [111] не зафиксировано, а в направлении [100] они максимальные. Известно, что кристаллы, близкие по составу к Fe_3Si , имеют отрицательную магнитострикцию, т. е. намагниченность в них под действием нагрузки (эффект Виллари), приложенной вдоль [100], наводится в перпендикулярном ей направлении, вдоль одной из легких осей намагничивания: [010] или [001]. Ориентация осей нанокристаллов в сплаве изотропна, а большая их часть по составу близка к Fe_3Si . Направление намагниченности таких нанокристаллов задается остаточной деформацией их решетки и находится вблизи плоскости, перпендикулярной направлению приложения растягивающей нагрузки при термообработке. Именно это и является причиной возникновения поперечной магнитной анизотропии типа легкая плоскость в сплаве $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$.

Работа частично поддержана РФФИ (проект № 06-02-17092).

1. Введение

Магнитомягкие сплавы на основе Fe и Si обладают полезным свойством: в них при отжиге в магнитном поле или под растягивающей нагрузкой легко наводится магнитная анизотропия, т. е. формируется состояние, при котором магнитные свойства зависят от направления. В кристаллических сплавах $\alpha\text{-Fe}_{1-x}\text{Si}_x$ ($x \leq 0.06$) с наведенной после термомагнитной или термохимической обработки магнитной анизотропией было обнаружено направленное упорядочение пар атомов кремния: они преимущественно ориентированы вдоль оси магнитной анизотропии [1,2]. Влияние отжига под растягивающей нагрузкой на магнитные свойства нанокристаллического сплава Fe–Si–B–Nb–Cu (файнмет) впервые исследовано в [3], где показано возникновение анизотропии типа легкая плоскость, перпендикулярной оси растяжения, и сделано предположение, что она связана с остаточными упругими напряжениями в решетке нанокристаллов.

Сплавы FeSiBNbCu — нанокристаллические магнитомягкие материалы на основе Fe–Si (файнметы), которые получают кристаллизацией закаленных из расплава аморфных лент, характеризуются высокой магнитной проницаемостью и высокой индукцией насыщения. При

этом их магнитная проницаемость может целенаправленно варьироваться за счет наведения магнитной анизотропии посредством термообработки в магнитном поле (ТМО) или под действием растягивающей нагрузки (ТМехО). Так как данные прямых наблюдений структурной анизотропии весьма ограничены, механизмы возникновения и стабильности наведенной магнитной анизотропии до сих пор активно изучаются. Обсуждаются две модели. В первой, предложенной в [3] и [4], ответственными являются магнитоупругий эффект и остаточные напряжения в нанокристаллах, а во второй — направленное парное упорядочение атомов в нанокристаллах Fe–Si [5].

В работах Ohnuma с соавторами [6,7] утверждается, что поперечная магнитная анизотропия в сплаве $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ обусловлена магнитоупругим эффектом в деформированных при отжиге под нагрузкой нанокристаллах фазы $\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x$. Эффект пропорционален величине растягивающей нагрузки. Однако в [6,7] обсуждаются сдвиги лишь одного рефлекса (620) для фазы Fe_3Si , а детальное изучение характера искажений решетки нанокристаллов, важное для понимания механизмов формирования магнитной анизотропии, отсутствует. Цель настоящей работы — восполнить этот пробел, т. е. провести детальное исследование структуры

нанокристаллов в сплавах FeSiBNbCu в исходном состоянии, после нанокристаллизующего отжига и после термомеханической обработки.

2. Образцы и методика эксперимента

Сплав $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ в исходном (квазиаморфном) состоянии получен быстрой закалкой расплава, падающего на вращающийся холодный барабан. Затем одна часть образцов сплава в виде лент подвергалась нанокристаллизующему отжигу при температуре 520°C в течение 120 min, а другая — термомеханической обработке. Последняя состояла в отжиге (120 min при 520°C) и охлаждении лент до комнатной температуры под растягивающей нагрузкой 440 МПа. Термообработки проводились на воздухе. Из приготовленных таким образом лент были нарезаны фрагменты длиной 5–6 mm, которые наклеивались на оправки в форме колец параллельно друг другу в несколько перекрывающихся слоев толщиной $\sim 40\text{--}50\ \mu\text{m}$. В результате получены образцы из сплавов в разных состояниях: исходные, отожженные и подвергнутые ТМехО. На них и были проведены рентгенодифракционные структурные исследования.

Дифрактограммы сплавов измерялись на четырехкружном рентгеновском дифрактометре (ПИЯФ РАН) в геометрии на просвет с использованием монохроматизированного рентгеновского излучения ($\lambda = 0.71\ \text{\AA}$). Для каждого образца получены две дифрактограммы: сканы поперек и вдоль ленты, т.е. перпендикулярно и вдоль направления приложения растягивающей нагрузки. При этом вектор рассеяния оставался в плоскости образца. Из положения дифракционного пика (hkl) оценивалось соответствующее межплоскостное расстояние в решетке нанокристаллов фазы $\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x$. Разность положений пика (hkl) в продольном и поперечных сканах свидетельствует о степени деформации нанокристаллов в направлении $[hkl]$.

В дифрактограммах наблюдаются пики с миллеровскими индексами (110), (200), (211), (220), (310), (222), (321), (400), (330) и далее до (431) для объемноцентрированной кубической (ОЦК) решетки $\alpha\text{-Fe}_{1-x}\text{Si}_x$. Поскольку параметр элементарной ячейки фазы Fe_3Si (сверхструктура типа $D0_3$) примерно вдвое больше, чем для ОЦК-структуры, при имеющемся разрешении дифрактометра ОЦК-пики (hkl) в дифрактограммах совпадают с $D0_3$ -пиками ($2h, 2k, 2l$).

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены рентгеновские дифрактограммы нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ в трех состояниях. В приведенном масштабе продольный и поперечный сканы неразличимы. На дифрактограммах сплава в исходном состоянии, типичных для квазиаморфного вещества [8,9] и одинаковых в пределах точности

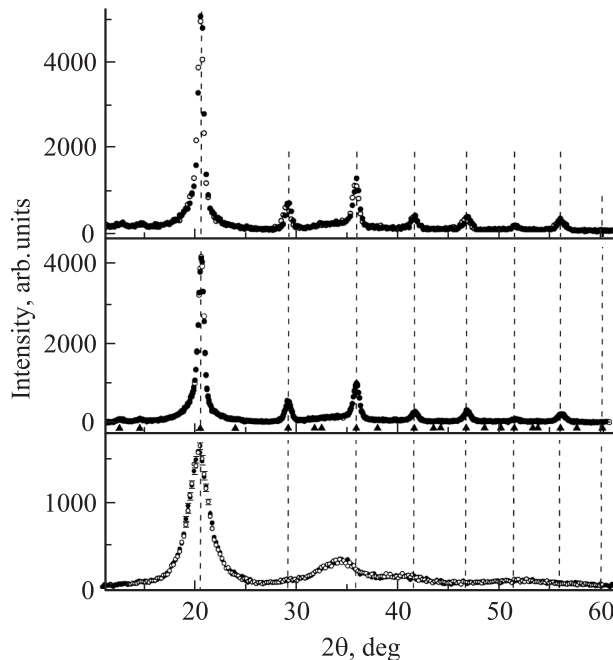


Рис. 1. Дифрактограммы сплавов $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ (снизу вверх): в исходном состоянии, после нанокристаллизующего отжига и после ТМехО (измеренные при сканировании: светлые кружки — вдоль, темные — поперек ленты). Вертикальными штриховыми линиями показаны положения пиков для ОЦК-структуры, треугольниками — положения сверхструктурных пиков фазы Fe_3Si .

эксперимента, кроме широкого основного пика, совпадающего по положению с брэгговским отражением (110) для ОЦК-структуры, видны еще 4–5 диффузных пиков. Профиль основного пика хорошо описывается лоренцианом, и из его ширины, согласно [10], можно получить оценку среднего размера областей с ближним порядком в расположении атомов — около 2 nm.

В дифрактограммах отожженного сплава присутствуют все разрешенные для ОЦК-решетки брэгговские рефлексы. При этом на малых углах ($2\theta < 15^\circ$) видны два отдельно стоящих сверхструктурных пика от упорядоченной фазы Fe_3Si ($D0_3$), отсутствующие в случае исходного сплава (рис. 2). Остальные пики от этой фазы либо слабы, либо совпадают с ОЦК-пиками.

Фазовый анализ (программа FullProf [11]), результаты которого приведены на рис. 3, показывает, что в сплаве, подвергнутом отжигу, заметный вклад в дифрактограмму могут вносить нанокристаллы $\alpha\text{-Fe-Si}$ (ОЦК) и Fe_3Si ($D0_3$), а также аморфная матрица. Другие возможные фазы, которые обсуждаются, например, в [8], не учитывались. Число пиков слишком мало для точного определения содержания фаз, но вклад Fe_3Si является преобладающим.

В отличие от исходного и отожженного сплавов, для которых дифрактограммы, полученные при продольном и поперечном сканировании, совпадают, в дифракто-

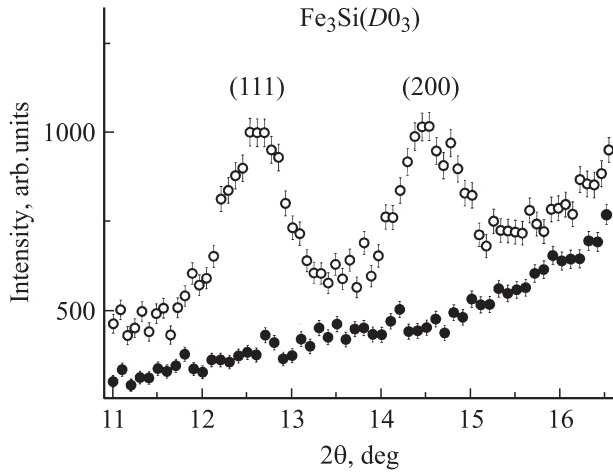


Рис. 2. Малоугловая часть дифрактограмм образцов сплава в исходном состоянии (сканирование поперек ленты, темные кружки) и после нанокристаллизующего отжига (сканирование вдоль ленты, светлые кружки).

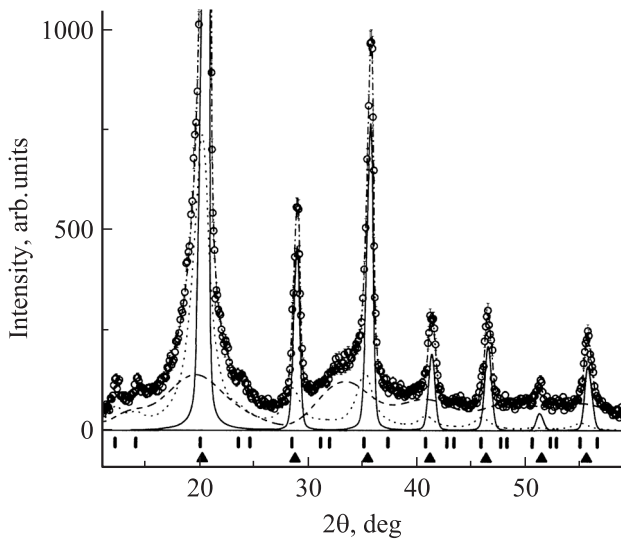


Рис. 3. Результаты разложения дифрактограммы сплава, подвергнутого нанокристаллизующему отжигу. Показаны вклады фаз α -FeSi (сплошная линия), $D0_3$ (пунктирная) и диффузный фон от аморфной фазы (штриховая). Треугольники — положения ОЦК-пигов, вертикальные штрихи — положения сверхструктурных пигов фазы Fe_3Si .

граммах сплава, подвергнутого отжигу под растягивающей нагрузкой, наблюдается относительное смещение пиков (рис. 4). В продольном скане пики смещены в направлении меньших углов рассеяния, что означает увеличение межплоскостных расстояний в направлении приложения нагрузки. В поперечном скане смещение пиков противоположное, т.е. межплоскостные расстояния уменьшаются в сравнении с отожженным сплавом. Это видно из сравнения положений профилей пиков (200) на рис. 5. Относительные смещения пиков не одинаковы

(вставки на рис. 4). В пределах точности измерения смещений пика (222) не наблюдается.

Анизотропию деформации нанокристаллов можно характеризовать величиной изменения межплоскостных расстояний Δd в их решетке. С этой целью пики (hkl) были разложены с использованием метода наименьших квадратов на составляющие от характеристических линий $K_{\alpha 1}$ и $K_{\alpha 2}$ в спектре MoK_{α} -излучения. Затем из уточненных положений пиков определены значения Δd (см. таблицу), зависимость которых от угла ϕ между направлением вектора $[hkl]$ и ближайшей осью $\langle 111 \rangle$ показана на рис. 6. Она имеет монотонный и нелинейный характер. В направлении $[222]$ остаточное растяжение наименьшее, а в направлении $[200]$ — максимальное.

Наблюдаемые в эксперименте искажения структуры нанокристаллов в образце сплава $Fe_{73.5}Si_{13.5}B_9Nb_3Cu_1$, подвергнутого термомеханической обработке, можно интерпретировать следующим образом. При измерении в трансмиссионной геометрии образец юстируется так, чтобы при θ - 2θ -сканировании вектор рассеяния \mathbf{q} постоянно находился в плоскости образца. Тогда вклад в рефлекс (hkl) дифрактограммы будут вносить все нанокристаллы, у которых нормали к плоскостям (hkl) в пределах углового аппаратного разрешения параллельны вектору рассеяния \mathbf{q}_{hkl} , а положение максимума в θ -углах — θ_{hkl} будет указывать на среднее расстояние между плоскостями (hkl) в направлении сканирования. Кристаллографические оси $\langle 100 \rangle$ семейства таких нанокристаллов будут описывать на сфере единичного радиуса окружности, нормальные вектору \mathbf{q} (рис. 7, а). Поэтому при сканировании вдоль ленты по расположению максимумов пиков (hkl) можно отследить изменения в межплоскостных расстояниях нанокристаллов, соответствующие плоскости (hkl) в которых нормали направлению приложения растягивающей нагрузки \mathbf{P} при ТМехО (при этом $\mathbf{q}_{hkl} \parallel \mathbf{P}$). При поперечном сканировании положения пиков (hkl) также характеризуют расстояния между плоскостями (hkl) с нормальными,

Положения максимумов основных рефлексов 2θ в дифрактограммах образца сплава (после ТМехО), измеренных сканированием вдоль (along) и поперек (across) ленты, их разность $\Delta 2\theta$, абсолютные Δd и относительные $\Delta d/d$ значения изменений межплоскостных расстояний d , угол ϕ между направлением $[hkl]$ и ближайшей осью $\langle 111 \rangle$

hkl	$2\theta_{\text{along}}$, deg	$2\theta_{\text{across}}$, deg	$\Delta 2\theta$, deg	Δd , Å	ϕ , deg	$\Delta d/d$
200	29.03	29.17	0.140	0.0136	55.0	0.0095
211	35.81	35.84	0.029	0.0019	20.0	0.0016
220	41.55	41.61	0.060	0.0028	35.0	0.0028
310	46.59	46.81	0.220	0.0082	43.0	0.0090
222	51.40	51.38	-0.020	-0.0006	0.0	-0.0007
321	55.79	55.85	0.060	0.0015	22.0	0.0020

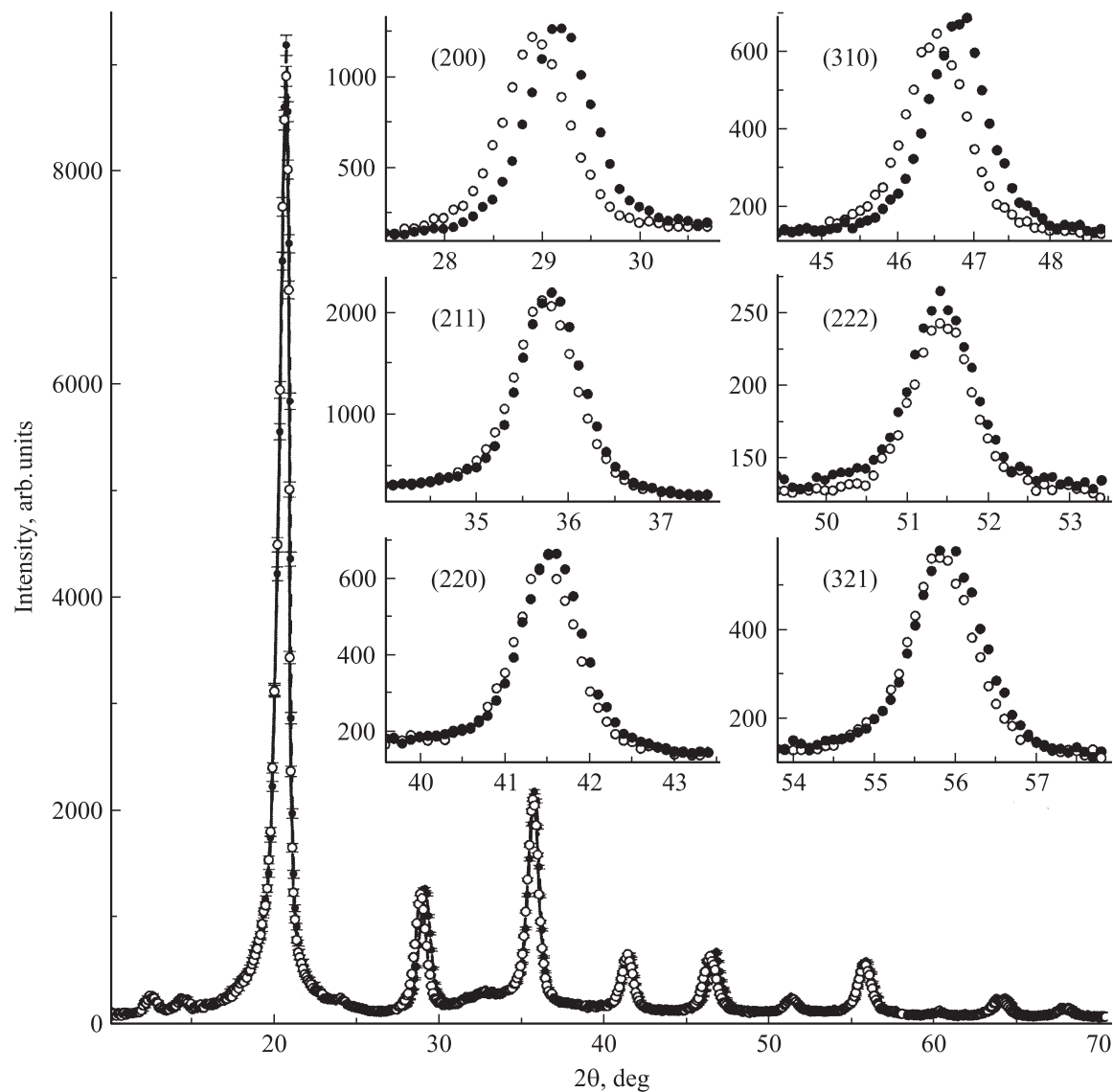


Рис. 4. Дифрактограммы образца сплава, подвергнутого ТМехО. На вставках в увеличенном виде показаны профили отдельных пиков при продольном (светлые кружки) и поперечном (темные кружки) сканировании.

ориентированными в направлении поперек ленты или поперек \mathbf{P} ($\mathbf{q}_{hkl} \perp \mathbf{P}$).

В случае отражения (200), для которого ориентация осей показана на рис. 7, *b*, угол ϕ между нормалью к плоскостям (200), которая параллельна вектору рассеяния \mathbf{q}_{200} , и направлением [111] в нанокристаллах составляет $\sim 55^\circ$. Именно вдоль оси $\langle 100 \rangle$ наблюдается наибольшее искажение решетки нанокристаллов (рис. 6, таблица). Следовательно, деформация исходно кубической элементарной ячейки после ТМехО будет иметь тетрагональный характер — растяжение вдоль [100] и сжатие по [010] и [001], а для $\mathbf{q} \perp \mathbf{P}$ — наоборот. Сжатие в поперечном направлении можно объяснить смещениями атомов ОЦК-решетки при ТМехО. Если атомы представить в виде твердых шаров, то в ОЦК-ячейке они касаются друг друга в направлениях пространственных

диагоналей куба. Их плотный контакт при растяжении ячейки вдоль [100] сохраняется, если восемь атомов в вершинах куба сдвигаются к центральному атому вдоль диагоналей граней куба $\langle 110 \rangle$.

Конкретный случай ориентации осей нанокристаллов для рефлекса (222) показан на рис. 7, *c*. Оси $\langle 100 \rangle$ нанокристаллов, которые вносят вклад в рефлекс (222), лежат на поверхности конуса с раствором $\sim 2 \times 55 = 110^\circ$, а угол ϕ равен 0. Можно предположить, что отсутствие деформации или ее минимальная величина в направлении [111] обусловлены сильным взаимодействием ближайших атомов, расположенных вдоль пространственных диагоналей куба в ОЦК-решетке. Это взаимодействие препятствует увеличению расстояний между ближайшими атомами при растяжении. В случае тетрагональных искажений расстояние между ближай-

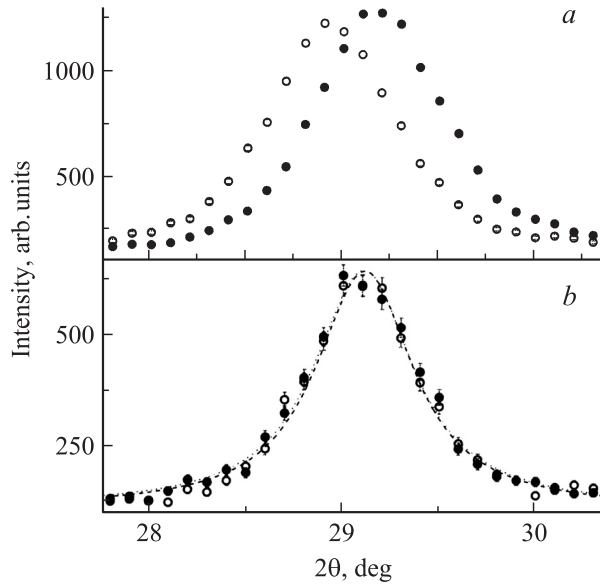


Рис. 5. Сравнение профилей пиков (200), измеренных при сканировании вдоль (светлые кружки) и поперек (темные кружки) ленты образца сплава, подвергнутого ТМехО (а), с аналогичными профилями от образца, прошедшего нанокристаллизующий отжиг (б).

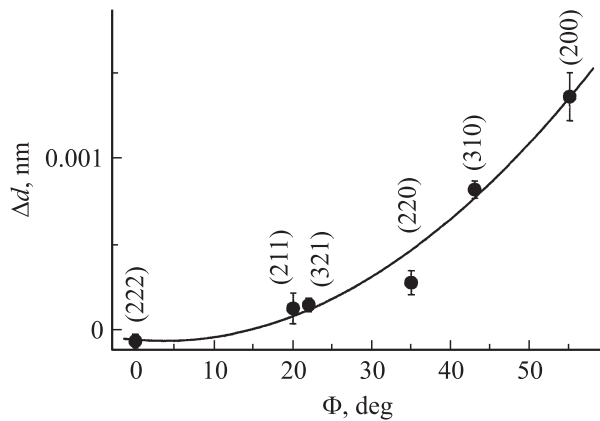


Рис. 6. Зависимость изменений величины межплоскостных расстояний Δd в продольном и поперечном сканах от угла ϕ между направлением вектора $[hkl]$ и ближайшей осью $\langle 111 \rangle$ и ее аппроксимация квадратичной функцией (сплошная линия).

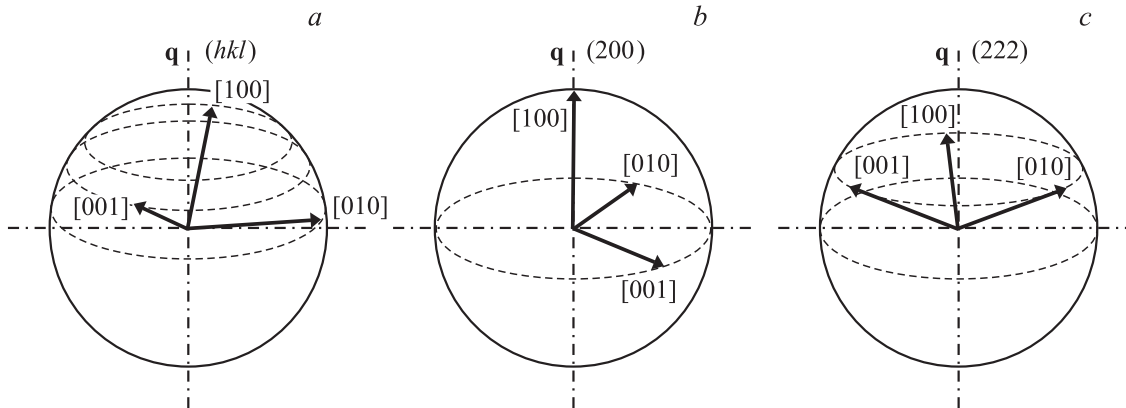


Рис. 7. Ориентации осей нанокристаллов, вносящих вклад в рефлекс (hkl) дифрактограммы, полученной при $\theta-2\theta$ -сканировании вдоль вектора рассеяния q (а), и частные случаи для рефлексов (200) (б) и (222) (с).

шими соседями не меняется, немного меняются лишь направления связей между ближайшими атомами.

Обсуждать остаточные искажения структуры следовало бы, используя тензор упругих деформаций. Однако сделать это вряд ли представляется возможным, поскольку имеющаяся структурная информация крайне ограничена, а химический состав нанокристаллов, возможно, неоднородный: кроме Fe и Si в него могут входить и другие атомы. Кроме того, деформированные нанокристаллы находятся в жесткой аморфной матрице, которая, по-видимому, после ТМехО также имеет остаточные напряжения.

Как уже было отмечено выше, вклад рассеяния от фазы Fe_3Si в дифрактограмму является преобладающим. Известно [12], что кристаллы, близкие по составу к Fe_3Si , имеют отрицательную магнитострикцию, т.е. намагниченность в них под действием нагрузки (эффект Виллари), приложенной вдоль $[100]$, наводится в перпендикулярном ей направлении, вдоль одной из легких осей намагничивания: $[010]$ или $[001]$. Ориентация осей нанокристаллов в сплаве изотропна, а направление намагниченности в каждом из них задается остаточной деформацией решетки и находится вблизи плоскости, перпендикулярной направлению приложения растягивающей нагрузки при ТМехО. Любой нанокристалл, близкий по составу к Fe_3Si , будет намагничен по той из его осей $\langle 100 \rangle$, которая образует наибольший угол с направлением приложения нагрузки при ТМехО. Именно это и является причиной возникновения после термохимической обработки поперечной магнитной анизотропии типа легкая плоскость в $Fe_{73.5}Si_{13.5}B_9Nb_3Cu_1$. Величина эффекта коррелирует с относительной долей фазы Fe_3Si в сплаве [13]. Магнитные свойства нанокристаллического сплава Fe–Si–B–Nb–Cu с наведенной магнитной анизотропией показывают хорошую термическую стабильность [14].

Этот факт свидетельствует о том, что сформированная при ТМехО деформированная структура нанокристаллов после охлаждения сохраняется из-за большой жесткости окружающей их аморфной матрицы. Наблюдение относительных смещений пиков в наших рентгеноди-

фракционных исследованиях подтверждает этот факт. По-видимому, нельзя исключать вклад в формирование магнитной анизотропии и от аморфной матрицы, которая окружает нанокристаллы и может поляризоваться их магнитным моментом [5].

В отожженных сплавах, не подвергнутых ТМехО, нанокристаллы не деформированы и их намагниченность (по одной из осей типа $\langle 100 \rangle$) равновероятно направлена в пространстве, поскольку ориентация осей нанокристаллов в сплаве изотропна. Следовательно, магнитная анизотропия в таких сплавах не наводится. Если концентрация кремния в сплаве Fe–Si мала, то магнитострикция имеет положительный знак [12]. В таких нанокристаллах после ТМехО остаточное удлинение вдоль одной из осей легкого намагничивания должно приводить к продольной ориентации спонтанной намагниченности, и наводится осевая магнитная анизотропия [13]. Для сплавов Fe–Si с малым содержанием кремния нами ранее было обнаружено направленное упорядочение пар атомов Si, преимущественно ориентированных по оси магнитной анизотропии [1,2]. В сплаве $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$, исследованном в настоящей работе, доля нанокристаллов Fe–Si с малым содержанием кремния невелика, поэтому их вклад в анизотропию незначителен.

4. Заключение

Методом рентгеновской дифракции исследована структура нанокристаллов в магнитомягком сплаве $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ в трех его состояниях: исходном, отожженном и подвергнутом ТМехО.

В сплаве в исходном состоянии имеются области с ближним порядком в расположении атомов (около 2 nm), характерным для структуры Fe–Si с объемноцентрированной кубической решеткой. В сплаве после нанокристаллизующего отжига, как и в исходном, не наблюдается анизотропии деформации нанокристаллов, средний размер которых достигает уже 10–12 nm.

В дифрактограммах отожженного и подвергнутого ТМехО сплава присутствуют сверхструктурные пики фазы Fe_3Si (структура $D0_3$). Фазовый анализ дифрактограмм показывает, что на фоне вкладов от аморфной и ОЦК-фаз Fe–Si вклад Fe_3Si является преобладающим. Смещение дифракционных пиков (относительно их положения в дифрактограмме отожженного сплава) в случае сплава, подвергнутого ТМехО, свидетельствует о существовании остаточной деформации в нанокристаллах, которая, по-видимому, обусловлена жесткостью окружающей их аморфной матрицы. Межплоскостные расстояния в решетке нанокристаллов увеличены в направлении приложения воздействия при ТМехО и уменьшены в поперечном направлении. Деформация имеет анизотропный характер: ее величина растет с углом между направлением вектора рассеяния \mathbf{q}_{hkl} и ближайшей осью $\langle 111 \rangle$. В направлении $[111]$ искажения

минимальные или вообще отсутствуют, а в направлении $[100]$ — максимальные.

Остаточная деформация нанокристаллов является причиной возникновения поперечной магнитной анизотропии в сплаве $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$. Известно, что характер анизотропии магнитных свойств нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{87-x}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_x\text{B}_9$ определяется содержанием кремния: при малых концентрациях ($x < 9.5$) в нем после термомеханической обработки наводится продольная анизотропия, а при $x > 9.5$ — поперечная [13]. Нанокристалл, близкий по составу к Fe_3Si , будет намагничен по той из его осей $\langle 100 \rangle$, которая образует наибольший угол с направлением приложения нагрузки при ТМехО. Поскольку содержание фазы Fe_3Si в сплаве $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ является преобладающим, ее вклад в формирование поперечной магнитной анизотропии будет превалировать. Остаточная деформация нанокристаллов, которая наблюдалась в наших рентгенодифракционных исследованиях, как и ранее в [6,7], определяет термическую стабильность поперечной магнитной анизотропии сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ [14].

Список литературы

- [1] Ю.П. Черненко, В.И. Федоров, В.А. Лукшина, Б.К. Соколов, Н.В. Ершов. ФММ **92**, 2, 95 (2001).
- [2] Yu.P. Chernenkov, N.V. Ershov, V.A. Lukshina, V.I. Fedorov, B.K. Sokolov. Physica B: Cond. Matter **396**, 1–2, 220 (2007).
- [3] А.А. Глазер, Н.М. Клейнерман, В.А. Лукшина, А.П. Потапов, М.М. Сериков. ФММ **12**, 56 (1991).
- [4] G. Herzer. IEEE Trans. Magn. **30**, 6, 4800 (1994).
- [5] B. Hofmann, H. Kronmuller. J. Magn. Magn. Mater. **152**, 91 (1996).
- [6] M. Ohnuma, K. Hono, T. Yanai, H. Fukunaga, Y. Yoshizawa. Appl. Phys. Lett. **83**, 2859 (2003).
- [7] M. Ohnuma, K. Hono, T. Yanai, M. Nakano, H. Fukunaga, Y. Yoshizawa. Appl. Phys. Lett. **86**, 152513–(1–3) (2005).
- [8] Н.И. Носкова, В.В. Сериков, А.А. Глазер, Н.М. Клейнерман, А.П. Потапов. ФММ **7**, 80 (1992).
- [9] Y. Yoshizawa, S. Oguma, K. Yamauchi. J. Appl. Phys. **64**, 10, 6044 (1988).
- [10] B.E. Warren. X-ray diffraction. Addison–Wesley, N. Y. (1969). 563 p.
- [11] J. Rodriguez-Carvajal. Physica B: Cond. Matter **192**, 55 (1993).
- [12] R.M. Bozorth. Ferromagnetism. IEEE Press, N. Y. (1993). 986 p.
- [13] В.В. Сериков, Н.М. Клейнерман, Е.Г. Волкова, В.А. Лукшина, А.П. Потапов, А.В. Свалов. ФММ **102**, 290 (2006).
- [14] В.А. Лукшина, Н.В. Дмитриева, Н.И. Носкова, Е.Г. Волкова, Н.М. Клейнерман, В.В. Сериков, А.П. Потапов. ФММ **93**, 6, 41 (2002).