

# Рентгенодифракционные исследования особенностей атомной структуры сплава Fe—Si в $\alpha$ -области фазовой диаграммы

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

Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия

\* Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова Российской академии наук, Гатчина, Ленинградская обл., Россия

E-mail: nershov@imp.uran.ru

(Поступила в Редакцию 30 июня 2008 г.)

Атомная структура сплавов Fe—Si с концентрацией кремния 5–8 at.% ( $\alpha$ -область фазовой диаграммы) исследовалась методом рентгеновской дифракции. Выяснено влияние закалки после отжига при температуре разупорядочения 850°C на структурное состояние сплавов. Показано, что в закаленных образцах имеет место ближнее упорядочение: при 5–6 at.% Si локальный порядок  $B2$ -типа, а при 8 at.% Si дополнительно появляются кластеры  $D0_3$ -фазы. Установлена атомная структура  $B2$ -кластеров и их ближайшего окружения.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проект № 06-02-17082).

PACS: 75.50.Bb, 61.05.cp

## 1. Введение

Практически важные железокремнистые сплавы с большим содержанием железа, широко используемые в качестве материалов для магнитопроводов, демонстрируют выдающиеся магнитомягкие свойства в малоизученной области фазовой диаграммы Fe—Si (до 10 at.% Si), которая обычно характеризуется отсутствием дальнего порядка (т.е. неупорядоченная или с ближним порядком  $\alpha$ -фаза) в ОЦК-решетке твердого раствора замещения.

Атомная структура и свойства магнитомягких сплавов на основе железа интенсивно исследовались на протяжении многих лет [1–6]. В соответствии с общепринятой фазовой диаграммой сплава железо—кремний в богатой железом ее части имеются три основные фазы  $\alpha$ ,  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ . Соответствующие им кристаллические структуры — это твердый раствор ( $\alpha$ ), неупорядоченный или (с присутствием ближнего порядка, структуры с дальним порядком  $D0_3$ -типа ( $\alpha_1$ ) и  $B2$ -типа)  $\alpha_2$  [7]. В 90-е годы было предпринято несколько попыток ревизии фазовой диаграммы, которые, однако, не коснулись существенным образом первого сегмента  $\alpha$ -FeSi, распространяющегося на область малых концентраций кремния. Так, методом дифракции нейтронов [8] было показано, что в сплавах  $Fe_{1-x}Si_x$  при  $x = 0.061$  вплоть до 700°C имеется ближнее упорядочение, при 900°C упорядочение не наблюдается; при  $x = 0.076$  обнаруживается дальний порядок  $D0_3$  (области упорядочения — малые домены размером в 2–3 параметра решетки  $a = 0.5708$  nm). С ростом концентрации размеры упорядоченных  $D0_3$ -доменов растут.

Подобные результаты были получены методом просвечивающей электронной микроскопии [9]. Авторы показали, что дополнительные пятна, отвечающие за тот или иной тип порядка, не обнаруживаются на картине электронной дифракции, т.е. микроструктура сплава  $Fe_{1-x}Si_x$  при  $x = 0.08$  — это неупорядоченный

твердый раствор. Образцы были отожжены при высоких температурах (550, 750 и 1100°C) и закалены в воду. Предшествующее  $D0_3$ -упорядочению формирование обогащенных и обедненных кремнием кластеров (областей) в виде модулированной микроструктуры имеет место при больших концентрациях ( $x = 0.155$  и более). В обогащенных областях достигается стехиометрический состав  $Fe_3Si$  и образуется  $D0_3$ -решетка.

В ходе исследований влияния термомагнитной и термохимической обработок на локальную структуру монокристаллов  $Fe_{1-x}Si_x$  ( $x = 0.05, 0.06$  и  $0.08$ ), которые выполнялись методом рентгеновской дифракции — методом, одинаково чувствительным как к особенностям структуры дальнего порядка, так и к ближнему упорядочению в расположении атомов, было впервые показано [10,11], что для всех концентраций кремния характерно ближнее упорядочение  $B2$ -типа в ОЦК-решетке, которое в случае  $x = 0.08$  сосуществует с кластерами  $D0_3$ -фазы. При этом химический ближний порядок в  $B2$ -кластерах сопровождается локальным порядком смещения атомов из узлов идеальной решетки, в то время как в  $D0_3$ -фазе искажения решетки не отмечены.

Целью настоящей работы является изучение особенностей локальной атомной структуры железокремнистых сплавов в области неупорядоченного твердого раствора фазовой диаграммы после разупорядочивающего воздействия, такого как закалка с двумя разными скоростями от высокой температуры, принятой ранее для этих сплавов в качестве температуры разупорядочения [8].

## 2. Образцы и техника эксперимента

Объектами настоящего структурного исследования служили поликристаллические, монокристаллические образцы сплава Fe—Si и монокристалл чистого железа в качестве своеобразного „эталона“ в рентгено-

дифракционных измерениях. Монокристаллические образцы сплава с 5 и 8 at.% кремния были вырезаны из монолитного кристалла, выращенного по методу Бриджмена, в виде тонких дисков (толщина 0.3 mm, диаметр 8–9 mm) с кубической ориентацией кристаллографических осей. Плоскость образца сориентирована параллельно кристаллографической плоскости (010) (кубическая текстура), две оси легкого намагничивания [100] и [001] лежат в плоскости диска.

Образцы с „госсовской“ ориентацией (110) и содержанием кремния 6 at.%, имеющие диаметр около 10 mm, были изготовлены из большого зерна прокатанного листа электротехнической стали толщиной 0.35 mm. В этом случае плоскость образца параллельна кристаллографической плоскости (110) (госсовская текстура), только одна легкая ось [001] лежит в плоскости диска, в то время как оси [100] и [010] расположены под углом около 45° к плоскости образцов.

Все образцы были подвергнуты рафинирующему вакуумному отжигу при температуре 1050–1300°C в течение 2–6 h, после которого содержание углерода не превышало 0.005 wt.%. Затем с целью получения разупорядоченного состояния образцы были подвергнуты закалке в воду (скорость закалки 400 или 150 K/s) от температуры разупорядочения 850°C [5,8].

Дополнительно был приготовлен монокристаллический образец железа в виде тонкой пластинки с плоскостью, близкой к кристаллографической плоскости (113). Содержание углерода в нем не превосходило 0.06 wt.%. Профили интенсивности диффузного рассеяния от монокристалла Fe сравнивали с рассеянием от образцов сплава для выделения составляющей, связанной с локальным упорядочением примесных атомов Si, а также для исключения характерных для ОЦК-решетки диффузных плоскостей и стержней, обусловленных тепловым движением атомов [12].

Рентгенодифракционные измерения проводились при комнатной температуре на четырехкружном лабораторном дифрактометре. Характеристическое излучение ( $\lambda = 0.071$  nm) рентгеновской трубки с Mo-анодом выделялось с помощью монохроматора из пиролитического графита. Рассеянное излучение регистрировалось твердотельным энергодисперсионным Si(Li)-детектором [11].

### 3. Результаты эксперимента и их обсуждение

ОЦК-решетка сплава  $\alpha$ -FeSi, а также как и чистого  $\alpha$ -железа, проявляется в дифракции набором сильных узких рефлексов с четной суммой индексов  $h, k, l$ , например (200), (110), (400) и др. В 2- и  $D0_3$ -упорядочения выражаются в появлении сверхструктурных пиков, для которых  $h+k+l$  — нечетное число, т.е. пиков с индексами (100), (300), (111) и др. Кроме того, в результате удвоения ячейки вдоль кристаллографических осей при образовании  $D0_3$ -фазы появляются сверхструктурные пики (рефлексы) с полуцелыми индексами  $h = n/2, k = m/2, l = p/2$ , когда  $n, m, p$  — целые

нечетные числа, например  $(\frac{1}{2} \frac{1}{2} \frac{1}{2})$ ,  $(1\frac{1}{2} \frac{1}{2} \frac{1}{2})$ ,  $(1\frac{1}{2} 1\frac{1}{2} \frac{1}{2})$ ,  $(1\frac{1}{2} 1\frac{1}{2} 1\frac{1}{2})$  и др.

Рентгенодифракционным методом исследовались монокристаллические образцы сплава  $Fe_{1-x}Si_x$  ( $x = 0.05, 0.06$  и  $0.08$ ). Аналогично регистрировалось рассеяние от монокристалла  $\alpha$ -Fe, интенсивности которого сравнивались с данными от сплава для того, чтобы однозначно выделить только те особенности, которые связаны с образованием химического упорядочения при замещении атомов железа кремнием в сплаве.

Основные брэгговские линии при переходе от  $\alpha$ -железа к сплаву остаются неизменными, что свидетельствует о том, что дальний порядок сохраняется, за исключением небольших смещений линий в направлении больших углов рассеяния, которые соответствуют уменьшению параметра ОЦК-ячейки  $a$  при растворении кремния, что давно и надежно установлено [1]. Рефлексы от образцов сплава располагаются в позициях, которые дают следующие значения параметра  $a$ : при 5 at.% Si  $a = 0.2864(2)$  nm, при 6 at.% Si —  $0.2862(2)$  nm и  $0.2860(3)$  nm при 8 at.% Si.

При сканировании обратного пространства вдоль направлений  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 100 \rangle$  и др. во всех образцах сплава в промежутках между очень интенсивными брэгговскими рефлексами были обнаружены слабые диффузные пики, которые проявляются даже при наименьшей концентрации кремния  $c_{Si} = 0.05$  и после закалки от температуры 850°C, определенной в [8] как температура разупорядочения. Например, на рис. 1 приведены профили интенсивности рассеяния, измеренные  $\theta$ - $2\theta$ -сканированием вдоль направления [100] между узлами обратного пространства (000)–(200) и (200)–(400), для образцов сплава  $Fe_{1-x}Si_x$  ( $x = 0.06$ ) и чистого железа. Два образца, которые прошли закалку с разными скоростями 150 и 400 K/s соответственно, тем не менее демонстрируют очень близкие, практически неразличимые интенсивности в широких размытых пиках, локализованных в

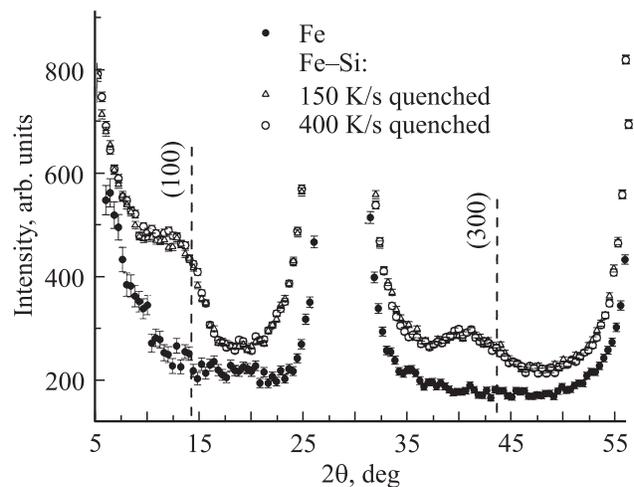
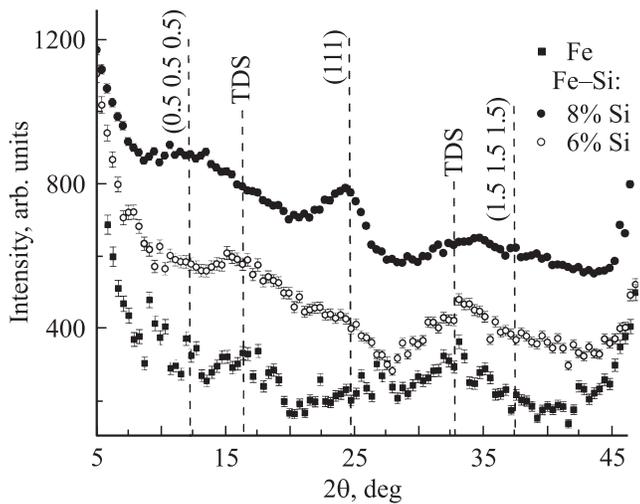


Рис. 1. Профили интенсивности рассеяния от монокристаллов чистого  $\alpha$ -железа и сплава железо–кремний (образцы № 5 и 6 с содержанием кремния 6 at.%), измеренные при  $\theta$ - $2\theta$ -сканировании вдоль оси [100].



**Рис. 2.** Профили интенсивности рассеяния от монокристаллов  $\alpha$ -железа и сплава железо–кремний (образцы № 5 и 7, содержащие 6 и 8 at.% Si соответственно), зарегистрированные при  $\theta$ – $2\theta$ -сканировании в направлении [111]. Вертикальными штриховыми линиями показаны расчетные положения сверхструктурных максимумов и пересечений с плоскостями теплового диффузного рассеяния (TDS).

узлах (100) и (300). Сверхструктурные пики диффузного рассеяния от сплав с нечетной суммой  $h + k + l$  являются признаком ближнего упорядочения атомов кремния  $B2$ -типа. При этом ширина на полувысоте максимума пика (полуширина  $W$ ) может использоваться для оценки средней протяженности упорядоченной области (кластера)  $B2$ -фазы.

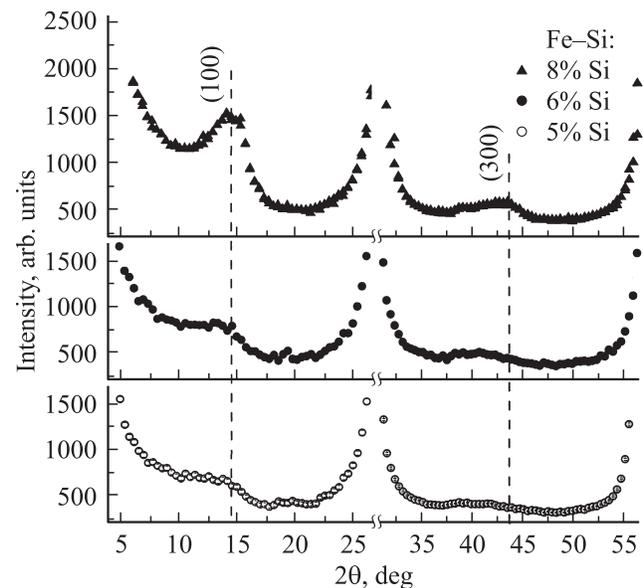
При сканировании в направлении [111] между прямым пучком (000) и брэгговским рефлексом (222) в интенсивности рассеяния от  $\alpha$ -Fe регистрируются (рис. 2) два широких наплыва от пересечений с плоскостями теплового диффузного рассеяния (TDS), причиной появления которых являются фоновые колебания цепочек атомов  $\langle 111 \rangle$  [12]. Эти особенности повторяются и в интенсивностях рассеяния от сплава  $\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x$  при  $x = 0.05$  (на рисунке не приводится), 0.06 и 0.08, как показано также на рис. 2. Кроме этого, в случае сплава отмечаются особенности структурного происхождения: один широкий диффузный максимум (111) при  $x = 0.06$  и широкие диффузные пики с индексами  $(\frac{1}{2} \frac{1}{2} \frac{1}{2})$ , (111) и  $(1\frac{1}{2} 1\frac{1}{2} 1\frac{1}{2})$  при  $x = 0.08$ . Появление пиков с полуцельными индексами  $h, k, l$  свидетельствует о том, что в сплаве с 8 at.% кремния имеются области с  $D0_3$ -упорядочением.

Эволюцию ближнего атомного упорядочения при увеличении концентрации кремния можно также проследить по профилям интенсивностей диффузного рассеяния, измеренным  $\theta$ – $2\theta$ -сканированием в направлении [100] между рефлексами (000)–(200) и (200)–(400), которые приведены на рис. 3. Профили кривых мало меняются при увеличении  $c_{\text{Si}}$  от 0.05 к 0.06, но при переходе к  $c_{\text{Si}} = 0.08$  пик (100) становится более узким и интенсивным, а у широкого пика (300) справа появляется небольшая узкая особенность. Для интерпретации

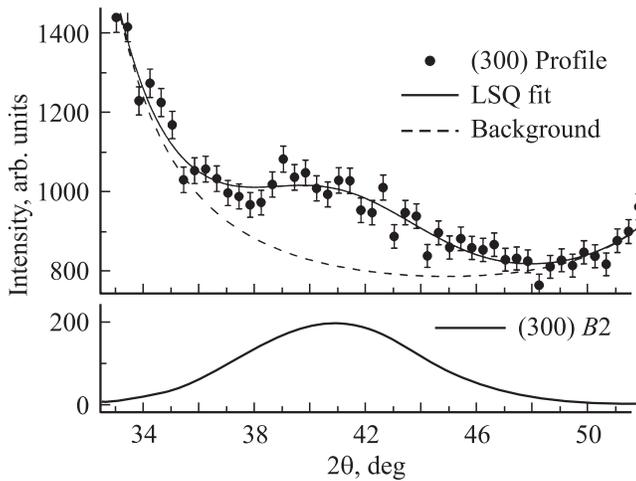
изменений структуры необходимо использовать приемы фазового анализа с разложением интенсивностей методом наименьших квадратов (МНК(LSQ)).

Фазовый анализ данных диффузного рассеяния рентгеновских лучей выполнялся с аппроксимацией фона, брэгговских и диффузных пиков функциями нескольких параметров. Брэгговские рефлексы хорошо подгонялись функциями Лоренца, а диффузные пики — одинаково хорошо либо функциями Гаусса, либо функциями Лоренца. Наибольшую проблему представляет аппроксимация фона, так как небольшая неоднозначность в его определении приводит к значительным изменениям параметров диффузных пиков, таких как интенсивность в максимуме ( $I_{\text{max}}$ ), положение ( $2\theta_{\text{max}}$ ) и ширина на полувысоте  $W$ . Все приводимые здесь результаты МНК-разложения были получены с использованием линейной зависимости фона рассеяния от угла  $2\theta$ . Профили пиков (300) и их разложения показаны на рис. 4 для образца сплава  $\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $x = 0.05$ ) и на рис. 5 для образцов  $\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $x = 0.06$ ).

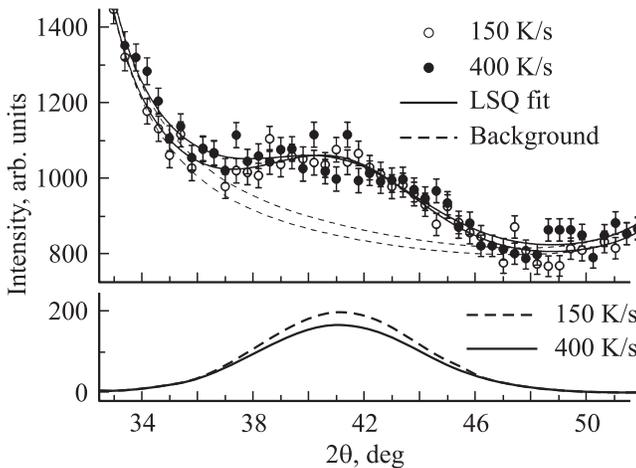
Из полуширины  $W$  по формуле из [13] была определена средняя протяженность кластеров той или иной фазы. Значения параметров пиков и среднего размер  $B2$ -кластеров в образцах с концентрацией кремния 5 и 6 at.% приведены в таблице. Средняя протяженность области, упорядоченных по типу  $B2$ , составляет 0.6–0.7 nm, что при величине параметра решетки 0.2862 nm соответствует длине 2–2.5 элементарных ячеек. Следует отметить, что пики от  $B2$ -фазы более чем на  $2^\circ$  сдвинуты в направлении малых углов рассеяния из расчетной позиции узла (300), равной  $2\theta_{(300)} = 43.57^\circ$ . Это однозначно



**Рис. 3.** Профили интенсивности рассеяния от монокристаллов сплава железо–кремний (образцы № 4, 6 и 7, содержащие 5, 6 и 8 at.% Si соответственно), зарегистрированные при  $\theta$ – $2\theta$ -сканировании в направлении [100]. Вертикальными штриховыми линиями показаны расчетные положения сверхструктурных максимумов.



**Рис. 4.** Профиль интенсивности рассеяния пика (300) от монокристаллического образца № 4 сплава железо–кремний (5 at.% Si), закаленного от температуры 850°C со скоростью 400 K/s. Внизу показан результат МНК (LSQ) выделения пика (300) от  $B2$ -фазы.



**Рис. 5.** То же, что на рис. 4, для монокристаллических образцов № 5 и 6 сплава железо–кремний (6 at.% Si), закаленных от температуры 850°C со скоростью 150 и 400 K/s соответственно.

свидетельствует о том, что замещение атомов железа кремнием сопровождается локальными искажениями решетки. Наблюдается не только химическое упорядочение атомов кремния в железе, но и порядок смещений ближайших атомов из узлов идеальной ОЦК-решетки.

Результаты разложения профиля пика (300) образца с 8 at.% кремния, показанного на рис. 6 также приведены в таблице, в которой разделены вклады от кластеров  $B2$ - и  $D0_3$ -фаз. При этом значения параметров для  $B2$ -фазы примерно такие же, как для образцов с меньшим содержанием кремния. Ячейка  $D0_3$ -фазы хорошо совмещается с решеткой матрицы (максимум располагается в расчетном положении для узла (300)  $2\theta_{(300)} \approx 43.6^\circ$ ).

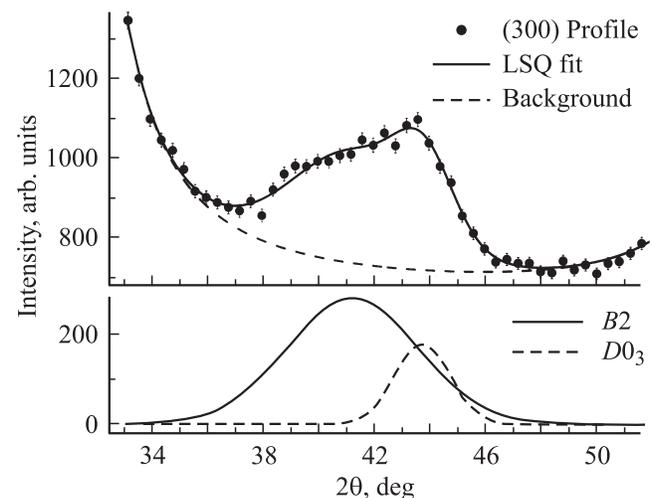
Средний размер кластеров достигает 1.8 nm (около трех  $D0_3$ -ячеек с параметром 0.5724 nm).

В соответствии с данными работы [8] дальнейшее увеличение концентрации кремния в сплаве Fe–Si должно приводить к росту размеров  $D0_3$ -кластеров и к установлению  $D0_3$ -дальнего порядка в макроскопических объемах материала, что наблюдается разными структурными методами. Структура этой фазы и ее элементарная ячейка хорошо определяются.

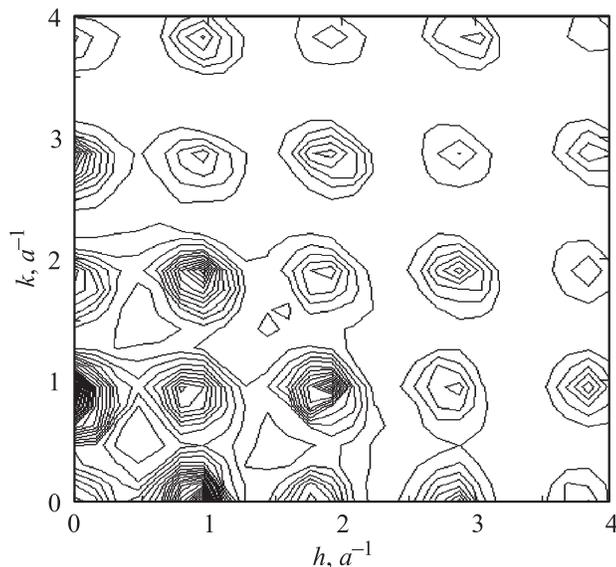
Параметры пиков диффузного рассеяния (300), выделенных в результате МНК-разложения, и средний размер кластеров  $B2$ - и  $D0_3$ -фаз в образцах сплава  $Fe_{1-x}Si_x$

$x$	Скорость закалки, K/s	$I_{\max}$	$2\theta_{\max}$	$W$	Фаза	Средний размер, nm
0.05	400	145(16)	41.5(3)	5.8(6)	$B2$	$0.70 \pm 0.07$
0.06	400	172(13)	41.2(2)	6.9(7)	$B2$	$0.59 \pm 0.06$
0.06	150	150(30)	41.2(4)	6.6(5)	$B2$	$0.62 \pm 0.05$
0.08	400	270(5)	41.25(5)	5.53(7)	$B2$	$0.75 \pm 0.01$
		183(6)	43.75(6)	2.35(6)	$D0_3$	$1.75 \pm 0.07$

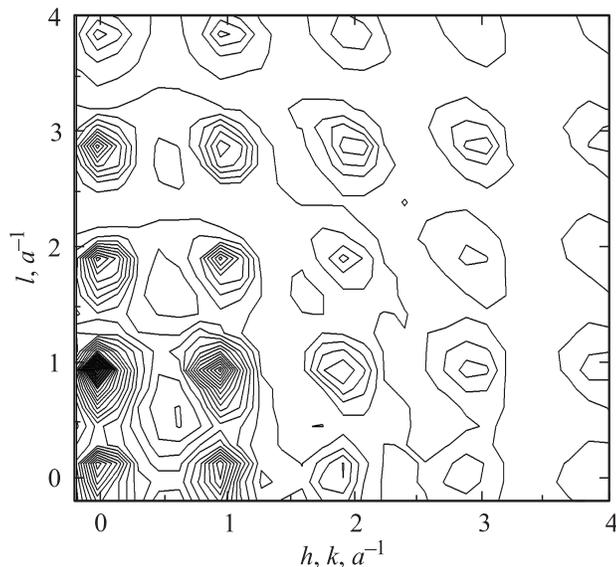
Что же касается локального порядка  $B2$ -типа при средних размерах областей порядка 0.6–0.8 nm, то атомная структура этих областей требует детализации. В работе [14] было сделано предположение о том, что при малом содержании кремния в ОЦК-решетке железа формируются „ядра“, состоящие из ячеек с упорядочением  $B2$ -типа, имеющих несколько меньший размер, чем ячейки матрицы, которые окружены „шубой“ растянутых ячеек, компенсирующих смещения в „ядре“. Как ячейки с  $B2$ -порядком, так и деформированные ячейки вносят вклады в интенсивность сверхструктурных рефлексов. Величины этих вкладов соизмеримы, но, очевидно, число ячеек в шубе больше, чем число  $B2$ -ячеек в ядре. Сокращение параметра решетки в ядре должно



**Рис. 6.** То же, что на рис. 4, для монокристаллического образца № 7 сплава железо–кремний (8 at.% Si), закаленного от температуры 850°C со скоростью 400 K/s.



**Рис. 7.** Распределение интенсивности диффузного рассеяния в плоскости  $(001)$ , рассчитанное в модели описанного в тексте  $B2$ -кластера.



**Рис. 8.** То же, что на рис. 7 в плоскости  $(1-10)$ .

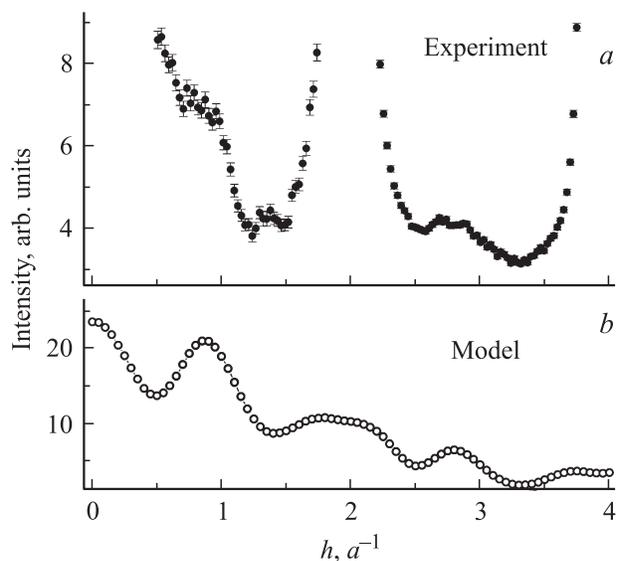
приводить к смещению сверхструктурных максимумов в большие углы рассеяния, но в ядре мало ячеек. В шубе межатомные расстояния увеличены из-за растяжения ячеек (предполагается, что решетка не реагирует как целое на такие малочисленные вкрапления  $B2$ -областей), т.е. пик должен сдвигаться в меньшие углы, что и наблюдается, поскольку число ячеек в шубе велико.

Такая интерпретация экспериментальных результатов подтверждается модельными построениями дефектов атомной структуры и расчетами диффузного рассеяния [15], которые позволяют установить характер и оценить размеры дефектов ближнего порядка. Модельные расчеты показали, что имеющиеся эксперименталь-

ные данные (профили сверхструктурных пиков  $(100)$ ,  $(300)$ ,  $(111)$  и др.) наиболее качественно описываются следующей моделью. Пары атомов кремния ( $\text{Si-Si}$ ), ориентированные вдоль осей  $\langle 100 \rangle$ , центрируют две соседние ячейки  $B2$ -типа ( $\text{CsCl}$ ). Ближайшие к атомам кремния атомы железа, находящиеся в первой, второй и третьей координационных сферах, смещаются в направлении атомов кремния. Оптимальные значения относительных смещений зафиксированы как  $\Delta_1 = 0.002$ ,  $\Delta_2 = \Delta_3 = 0.004$  соответственно для атомов первой, второй и третьей сфер.

На рис. 7 и 8 приведены картины распределения интенсивности диффузного рассеяния для такой модели локальной атомной структуры в плоскостях  $(001)$  и  $(1-10)$  соответственно. Рассчитанные распределения дают диффузные пики интенсивности рассеяния около всех узлов обратного пространства ( $h, k, l$  — целые числа), в том числе и сверхструктурные ( $h+k+l$  — нечетное число), и отсутствие других заметных особенностей. При этом пики немного сдвинуты из узлов в направлении нулевого узла  $(000)$ . Поэтому рассчитанное распределение хорошо соответствует данным рентгеновской дифракции. Что касается пиков, расположенных в узлах с основной (брегговской) структурой ( $h+k+l$  — четное число), то в эксперименте при имеющихся условиях измерений (пониженное разрешение) они не могут быть отделены от очень интенсивных (на пять-шесть порядков более интенсивных, чем сверхструктурные пики диффузного рассеяния) брегговских отражений. Таким образом, сравнение расчетных данных диффузного рассеяния с экспериментальными показывает, что выбранная модель локальной структуры дефектов решетки достаточно адекватно описывает реальную атомную структуру.

Если для этой же модели рассчитать профиль интенсивности рассеяния, соответствующий сканированию



**Рис. 9.** Профили сверхструктурных диффузных пиков, полученные экспериментально (а) и в результате модельных расчетов (б).

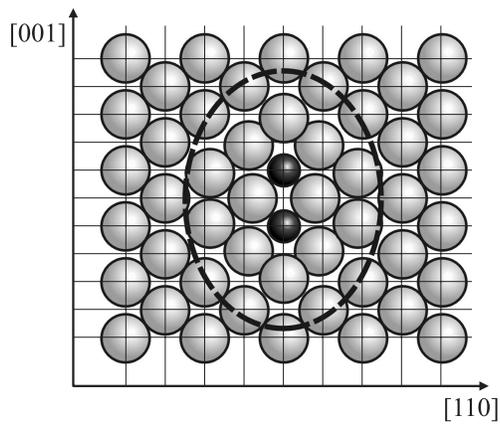


Рис. 10. Структура  $B2$ -кластера в сечении плоскостью  $(1 -1 0)$ .

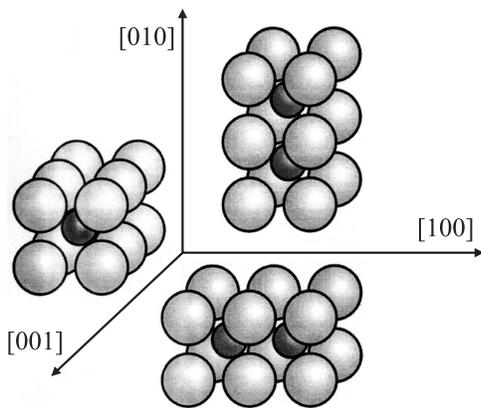


Рис. 11. Ориентации  $B2$ -кластеров вдоль осей  $\langle 100 \rangle$ .

вдоль направления  $[100]$ , то его можно напрямую сравнить с экспериментально измеренными профилями сверхструктурных пиков  $(100)$  и  $(300)$  (рис. 9). Это сравнение еще раз подтверждает достоинства выбранной модели локальной атомной структуры сплава железа с небольшим (5–6 at.%) содержанием кремния.

Если ядро дефектного кластера состоит из двух  $B2$ -ячеек, то кластер приобретает анизотропную форму, вытянутую вдоль одного из легких направлений (рис. 10). В общем случае такие кластеры могут быть равновероятно ориентированы параллельно трем легким направлениям  $\langle 100 \rangle$ , как показано на рис. 11.

Здесь следует отметить, что локальное атомное упорядочение со структурными элементами приведенного выше типа, которые характеризуются сочетаниями пар  $B2$ -ячеек, зафиксировано в закаленных от высокой температуры (температуры разупорядочения) образцах. Это может быть следствием того, что локальное упорядочение формируется при высоких температурах, превосходящих температуру Кюри, в условиях высокой диффузионной активности атомов сплава, а при быстром охлаждении замораживается и сохраняется в нормальных условиях. Возможно и то, что процесс упорядочения проходит очень быстро (за одну-две секунды) при охлаждении, и его результат не зависит от скорости

охлаждения (150 или 400 K/s). Для того чтобы сделать выбор между этими двумя возможностями, необходимо выполнить дополнительные экспериментальные и теоретические исследования.

#### 4. Заключение

Основные результаты рентгенодифракционного исследования особенностей атомной структуры железокремнистых сплавов в  $\alpha$ -образцах фазовой диаграммы в состоянии, зафиксированном закалкой после отжига при температуре 850°C, сводятся к следующему.

1) В дифрактограммах монокристаллических образцов сплава  $Fe_{1-x}Si_x$  при  $x = 0.05, 0.06$  зафиксированы диффузные сверхструктурные пики ( $h + k + l$  — нечетное число), которые свидетельствуют о локальном упорядочении  $B2$ -типа (кластеры размером 0.6–0.7 nm).

2) При  $x = 0.08$  в дифрактограммах дополнительно появляются диффузные более узкие пики с полуцелыми индексами  $(\frac{1}{2} \frac{1}{2} \frac{1}{2})$ ,  $(1\frac{1}{2} 1\frac{1}{2} 1\frac{1}{2})$  и др., являющиеся проявлением областей с  $DO_3$ -локальным порядком со средним размером около 2 nm).

3) Структура  $B2$ -кластеров может быть представлена как ядро из двух пристыкованных гранями  $B2$ -ячеек, окруженное растянутыми ячейками  $\alpha$ -железа;  $B2$ -кластеры имеют анизотропную форму — они более вытянутые вдоль одной из осей легкого намагничивания  $\langle 100 \rangle$ .

Авторы благодарят Б.Н. Филиппова за помощь в выполнении экспериментальных исследований.

#### Список литературы

- [1] Р. Бозорт. Ферромагнетизм. ИЛ, М. (1956). 784 с.
- [2] L. Neel. J. Phys. Rad. **15**, 4, 225 (1954).
- [3] S. Taniguchi, M. Yamamoto. Sci. Rep. RITU A **6**, 330 (1954).
- [4] S. Taniguchi. Sci. Rep. RITU A **7**, 269 (1955).
- [5] D Mainhardt, O. Krisement. Arch. Eisenhüttenwesen **36**, 4, 293 (1965).
- [6] Е.Н. Власова, Б.В. Молотилов. Прецизионные сплавы **5**, 71 (1979).
- [7] Binary alloy phase diagrams / Ed. T.B. Massalski. ASM International, Ohio (1990). V. 2. P. 1792.
- [8] K. Nilfrich, W. Kolker, W. Petry, O. Scharpf, E. Nembach. Acta Met. Mater. **42**, 3, 743 (1994).
- [9] Y. Ustinovshikov, I. Sapegina. J. Mater. Sci. **39**, 1007 (2004).
- [10] N.V. Ershov, Yu.P. Chernenkov, V.A. Lukshina, V.I. Fedorov, B.K. Sokolov. J. Magn. Mater. **300**, e469 (2006).
- [11] В.А. Лукшина, Б.К. Соколов, Н.В. Ершов, Ю.П. Черненко, В.И. Федоров. ФТТ **48**, 2, 297 (2006).
- [12] Ю.П. Черненко, В.И. Федоров, В.А. Лукшина, Б.К. Соколов, Н.В. Ершов. ФММ **100**, 3, 39 (2005).
- [13] B.E. Warren. X-ray diffraction. Addison-Wesley, N. Y. (1969).
- [14] Yu.P. Chernenkov, V.I. Fedorov, V.A. Lukshina, B.K. Sokolov, N.V. Ershov. J. Magn. Mater. **254, 255**, 346 (2003).
- [15] Th. Proffen, R.B. Neder. J. Appl. Cryst. **30**, 171 (1997).