

УДК 544.032.2

Механическое сплавление бинарных систем Fe–M (M = C, Si, Ge, Sn): кинетика, термодинамика и механизм атомного перемешивания

Е. П. ЕЛСУКОВ, Г. А. ДОРОФЕЕВ

*Физико-технический институт Уральского отделения РАН,
ул. Кирова, 132, Ижевск 426001 (Россия)**E-mail: Yelsukov@fnms.fti.udmurtia.su*

Аннотация

Методами рентгеновской дифракции, мёссбауэровской спектроскопии, магнитных измерений и термодинамическим моделированием проведено изучение процессов механического сплавления в системах Fe–M (M = C, Si, Ge, Sn) при атомных соотношениях 68:32 и 75:25 и одинаковых условиях механической обработки. Установлены общие закономерности и отличия в механизмах и кинетике твердофазных реакций. Предложена микроскопическая модель механического сплавления в этих системах.

ВВЕДЕНИЕ

Одним из главных вопросов при изучении механического сплавления (МС) является установление микроскопических механизмов твердофазных реакций (ТФР), в частности образования пересыщенных твердых растворов. Другими словами, что мы должны понимать под термином “деформационное атомное перемешивание”? Необходимо также ответить на вопрос о движущих силах, ответственных за эффекты пересыщения даже в системах с положительной энтальпией смешения, и установить главные факторы, определяющие кинетику ТФР.

Подходящими модельными объектами для такого рода исследований являются бинарные смеси порошков Fe с изоэлектронными *sp*-элементами (M = C, Si, Ge, Sn). Соотношение ковалентных радиусов R_M/R_{Fe} изменяется в широких пределах (0.66, 0.95, 1.04, 1.21 соответственно). Равновесные диаграммы состояний сплавов Fe–M характеризуются различными типами: с практическим отсутствием растворимости атомов M в α -Fe (Fe–C), с низкой растворимостью (Fe–Sn) и ши-

рокой концентрационной областью твердых растворов (Fe–Si, Fe–Ge).

За последние 10–12 лет МС в системах Fe–M было предметом достаточно большого внимания со стороны многих исследовательских групп. Подробный анализ опубликованных данных приведен в наших работах [1–4] (Fe–Sn), [4, 5] (Fe–Si), [5, 6] (Fe–C) и [7] (Fe–Ge). Мы установили, что детальное сравнение механизмов и кинетики МС в системах Fe–M на основании опубликованных ранее данных является невозможным по следующим причинам:

- 1) МС проводилось при различных условиях: материал мелющих тел, энергонапряженность измельчающих устройств (последняя характеристика, как правило, не приводилась);
- 2) имеются значительные отличия в опубликованных результатах.

В настоящей работе представлены в систематизированном виде результаты изучения в [1–7] механизмов, кинетики и термодинамики МС в системах Fe–M (M = C, Si, Ge, Sn) при одинаковых условиях обработки в мельнице с известной энергонапряженностью и контролируемых уровнях загрязнения и нагрева исследуемых образцов.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для МС брали смеси порошков чистого Fe (99.99) и чистых *sp*-элементов (99.99) с размерами частиц менее 300 мкм в атомных соотношениях 68 : 32 и 75 : 25. МС проводили в инертной среде (Ar) в шаровой планетарной мельнице Fritsch P-7 с энергонапряженностью 2.0 Вт/г. С использованием принудительного воздушного охлаждения разогрев сосудов, шаров и образца не превышал 60 °С. Измельчающие тела – сосуды (объем 45 см³) и шары (20 шт., диаметр 10 мм) – были изготовлены из упрочненной стали, содержащей С и Cr (массовая доля 1 и 1.5 % соответственно). Для каждого заданного времени механической обработки масса загружаемого образца (m_0) составляла 10 г. Возможное попадание материала измельчающих тел контролировали измерением массы порошка до и после обработки. При максимальном времени механической обработки (t_{mil}) не обнаружено увеличение массы измельченного порошка (Dm/m_0) в системах Fe(68)Sn(32) и Fe(68)Ge(32). Значения Dm/m_0 в случае других систем составили: 10 % – Fe(68)Si(32), 10 % – Fe(68)C(32), 2 % – Fe(75)Si(25) и 1 % – Fe(75)C(25). Для всех систем $Dm/m_0 = 0$ при $t_{\text{mil}} \leq 8$ ч.

Мёссбауэровские исследования проводили с использованием источников γ -излучения ⁵⁷Co в матрице Cr и ^{119m}Sn в матрице CaSnO₃. Рентгеноструктурные исследования выполнены в монохроматизированном CuK_a-излучении. Температура измерений – 300 К. Термоманитные измерения проводили в инертной среде (Ar) в интервале температур от 300 до 800 К на установке динамической магнитной восприимчивости. С целью моделирования термодинамического состояния фаз применяли метод Миедымы.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Механическое сплавление в смесях Fe(68)M(32), где M = Si, Ge, Sn

На рис. 1 представлены рентгеновские дифрактограммы, а на рис. 2 – мёссбауэровские спектры с соответствующими функциями распределения $P(H)$, полученные на различных

этапах измельчения смеси порошков α -Fe и β -Si. Из вида дифрактограмм можно заключить, что рефлексы ОЦК-фазы уширены и сплавление начинается с образования интерметаллида ϵ -FeSi типа B20, характерный рефлекс которого виден вблизи $2\theta = 50^\circ$. Присутствие фазы ϵ -FeSi проявляется и в мёссбауэровских спектрах в виде дублета. С увеличением времени измельчения в мёссбауэровских спектрах и функциях $P(H)$ наряду с компонентами от фазы ϵ -FeSi и α -Fe ($H = 330$ кЭ) появляется компонента с широким распределением сверхтонких магнитных полей (СТМП) от 50 до 300 кЭ, которое можно приписать пересыщенному твердому раствору (ПТР) α -Fe(Si). Одновременное наличие двух ОЦК-фаз отчетливо фиксируется в форме линии (211) на рис. 1. Параметр решетки бедной по Si фазы не изменялся и соответствовал параметру решетки α -Fe (0.2866 нм). Параметр богатой по кремнию ОЦК-фазы значительно уменьшался в течение МС, достигая значения 0.2825 нм при $t_{\text{mil}} = 4$ ч, и при дальнейшей обработке не изменялся. Полученное значение хорошо согласуется с параметром ОЦК-решетки разупорядоченных нанокристаллических сплавов железа с атомной долей Si 30–31 %, приготовленных как методом МС [8], так и механическим измельчением исходно равновесных сплавов [9]. Такие же значения концентрации Si в ПТР были получены из данных по температурам Кюри и средним СТМП для широкого распределения в функциях $P(H)$.

Таким образом, МА в системе Fe(68)Si(32) осуществляется в два этапа. На первом этапе образуется наиболее стабильный интерметаллид ϵ -FeSi, на втором – ПТР с концентрацией Si, приблизительно равной составу исходной смеси. ТФР в системах Fe(68)Ge(32) и Fe(68)Sn(32) качественно подобны таковым в системе Fe(68)Si(32). Отличие заключается в том, что на первом этапе образуются интерметаллиды FeGe₂ и FeSn₂.

Представляет интерес сравнение зависимостей количества фаз, концентрации Si(Ge, Sn) в ПТР и структурных параметров для данных систем от времени измельчения при МС. На рис. 3, а и б представлены временные зависимости количества интерметалли-

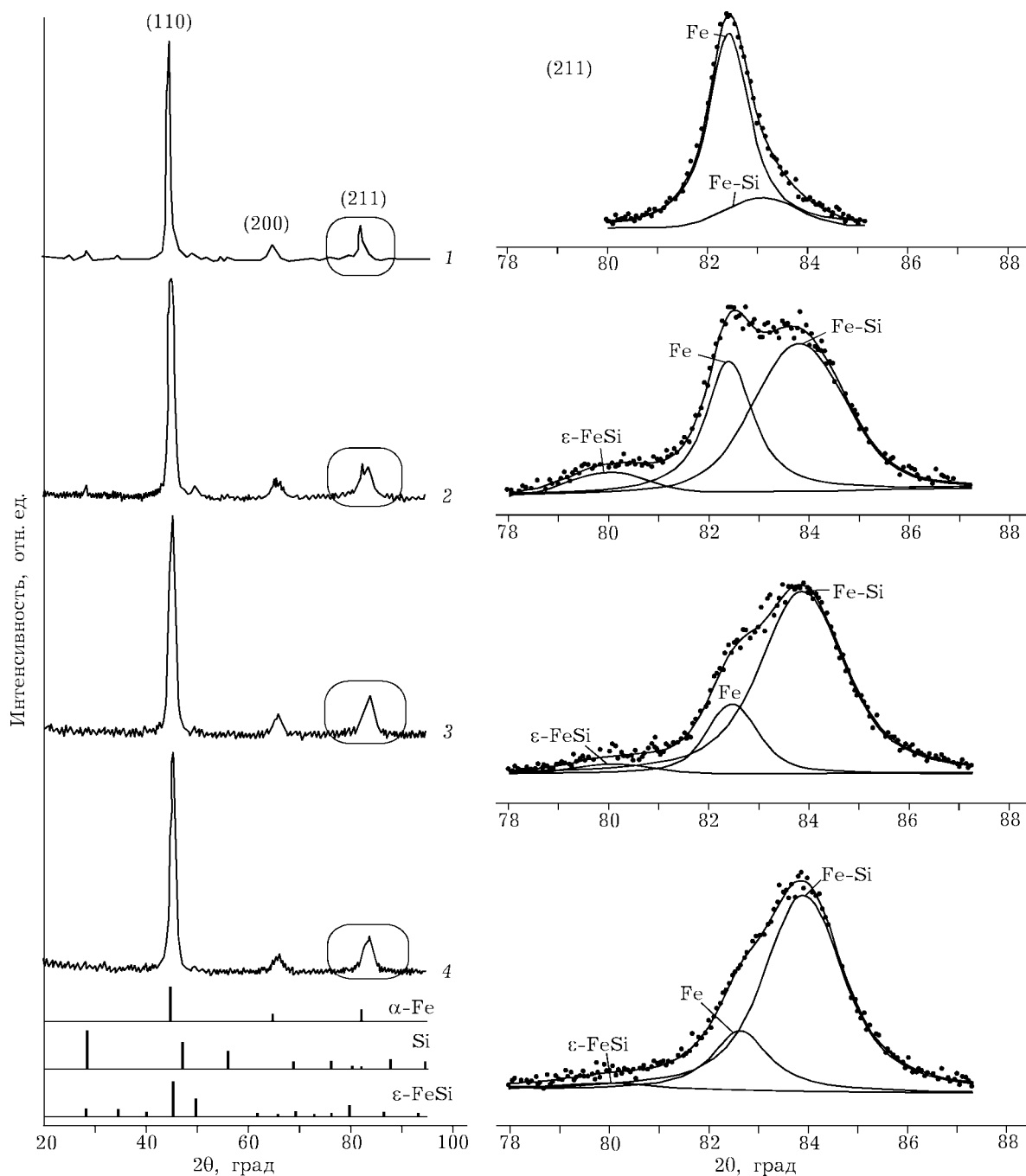


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы и результаты разложения ОЦК-рефлекса (211) для различного времени измельчения смеси Fe(68)Si(32); t_{mil} , ч: 2 (1), 8 (2), 32 (3), 48 (4).

дов и пересыщенных твердых растворов, а на рис. 3, в – такая же зависимость размера зерна $\langle L \rangle$ непрореагировавшего α -Fe. Их сравнение показывает, что все ТФР имеют место при достижении α -Fe наноструктурного состояния, причем для образования ПТР требуется меньший размер зерна, чем для образования интерметаллида. Для всех систем средний размер зерна ПТР α -Fe(M) со-

ставляет 2–4 нм. Значения микронапряжений $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ составляют 0.02–0.03 % для α -Fe и 0.2–0.3 % для ПТР α -Fe(M).

Тип sr -элемента влияет на кинетику ТФР. Рассмотрим два крайних случая – МС в системах Fe–Si и Fe–Sn. Интерметаллид FeSn_2 быстро образуется и быстро исчезает, в то время как скорость образования ϵ -FeSi более медленная, и он существует в течение всего

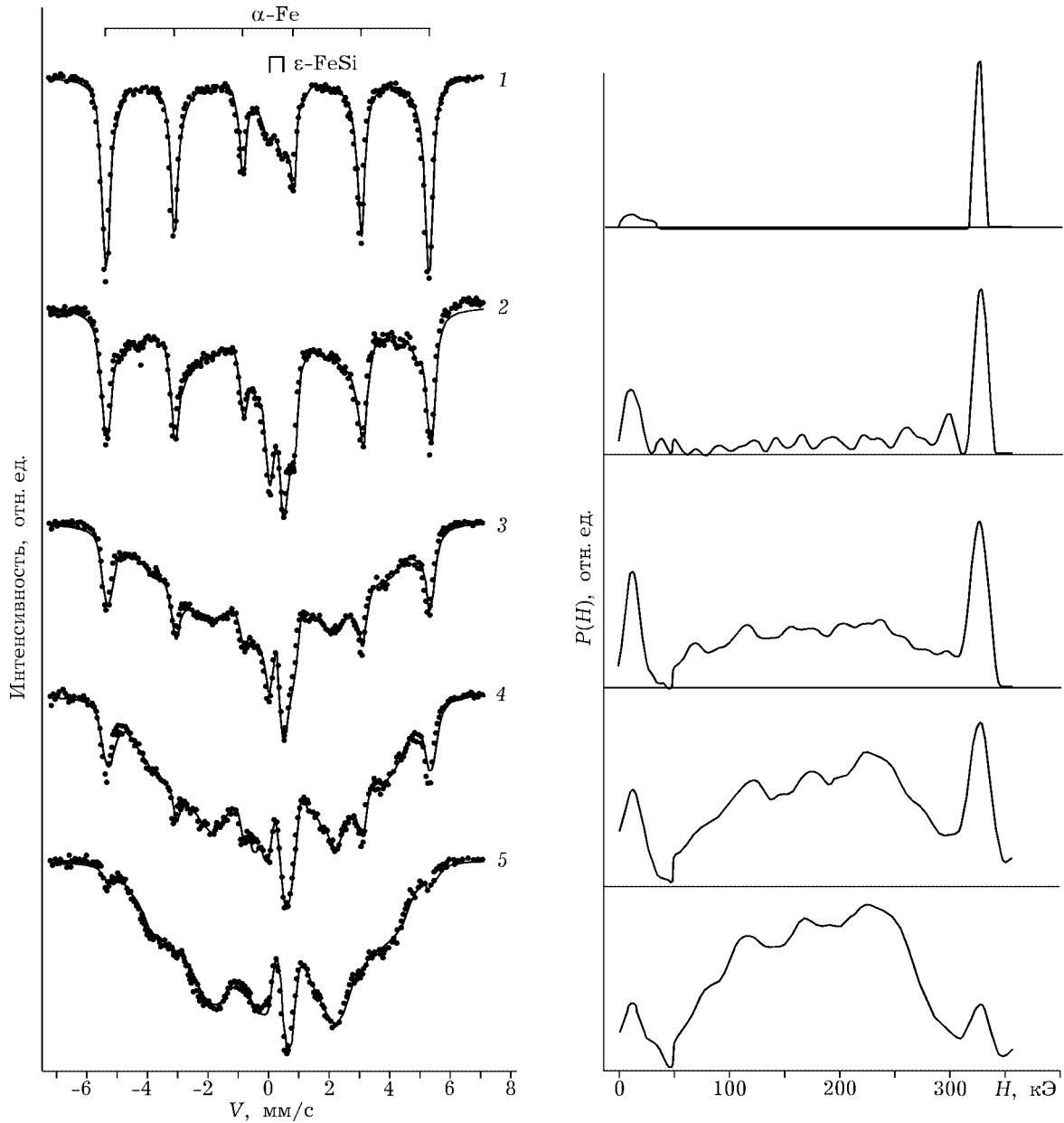


Рис. 2. Мёсбауэровские спектры и функции $P(H)$ измельченной смеси Fe(68)Si(32); t_{mil} , ч: 1 (1), 4 (2), 8 (3), 32 (4), 48 (5).

процесса МС (см. рис. 3, а). Что касается ПТР, то в системе Fe–Sn он образуется также значительно быстрее, чем в системе Fe–Si (см. рис. 3, б). Однако с насыщением твердых растворов иная ситуация (см. рис. 3, в). В системе Fe–Si максимальная концентрация Si устанавливается практически одновременно с образованием твердого раствора, в то время как в системе Fe–Sn твердый раствор насыщается оловом постепенно.

Очевидно, что обнаруженные сходства и существенные различия в поведении систем

при МС связаны с их термодинамическими и кинетическими особенностями. Появление интерметаллидов на первом этапе МС связано с понижением свободной энергии из-за отрицательной энтальпии их образования. На рис. 4 приведены результаты расчетов второго этапа МС с учетом энергии границ зерен и зернограничной сегрегации sp -элементов [3] в виде зависимости энтальпии образования твердого раствора, а также смеси фаз α -Fe + интерметаллид в системах Fe–Si и Fe–Sn от размера кристаллитов. При достижении размера зерен

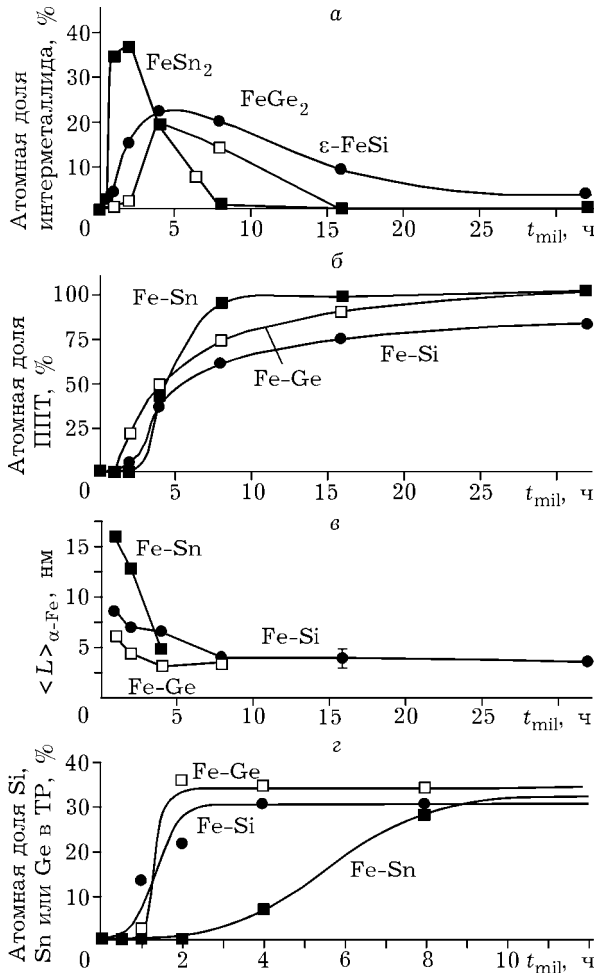


Рис. 3. Зависимость доли интерметаллидов (а), пересыщенных твердых растворов (б), размера зерна $\alpha\text{-Fe}$ (в) и содержания sp -элементов в твердом растворе (г) от времени МС в системах $\text{Fe}(68)\text{M}(32)$ ($\text{M} = \text{Si}, \text{Ge}, \text{Sn}$).

(L_{cr}) в несколько нанометров образование ПТР из смеси фаз становится энергетически выгодным. Заштрихованная область при $L < L_{\text{cr}}$ характеризует этот выигрыш в энергии, который в системе Fe-Sn больше, чем в системе Fe-Si . Если рассматривать интервал $L_{\text{cr}} - L = 1$ нм, то получим выигрыш 20.4 кДж/моль для системы Fe-Sn и 1.3 кДж/моль для системы Fe-Si . Другими словами, низкая скорость превращения в системе Fe-Si по сравнению с системой Fe-Sn объясняется различной энергетической движущей силой процесса.

Механическое сплавление в смесях $\text{Fe}(75)\text{M}(25)$ ($\text{M} = \text{Si}, \text{C}$) и $\text{Fe}(68)\text{C}(32)$

Механическое сплавление смеси $\text{Fe}(75)\text{Si}(25)$ характеризуется той же самой последователь-

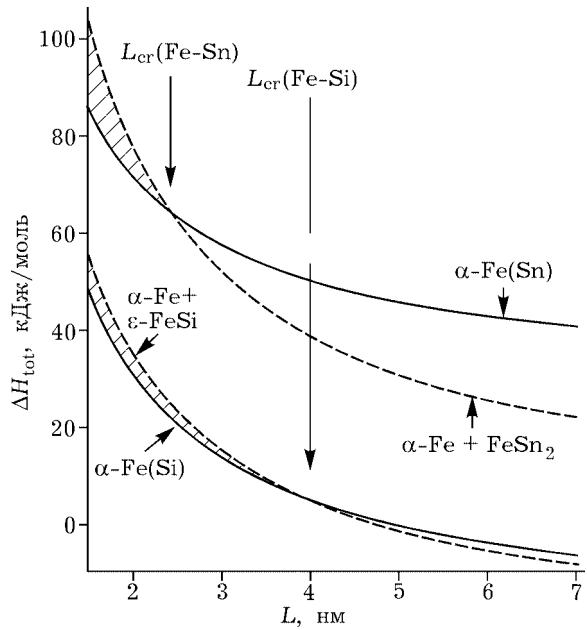


Рис. 4. Зависимость общей энтальпии образования твердого раствора и смеси фаз $\alpha\text{-Fe} +$ интерметаллид от размера кристаллитов.

ностью ТФР, что и в смеси $\text{Fe}(68)\text{Si}(32)$. Поэтому основное внимание в этом разделе будет уделено МС смеси $\text{Fe}(75)\text{C}(25)$. Рентгеновские дифрактограммы, мёссбауэровские спектры с соответствующими функциями $P(H)$ и температурные зависимости магнитной восприимчивости $\chi(T)$ образцов $\text{Fe}(75)\text{C}(25)$ после МС представлены на рис. 5, 6 и 7 соответственно. Вплоть

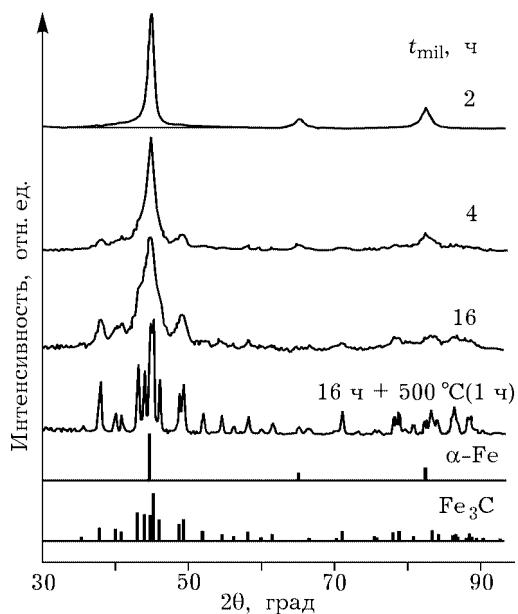


Рис. 5. Рентгеновские дифрактограммы продуктов МС в системе $\text{Fe}(75)\text{C}(25)$.

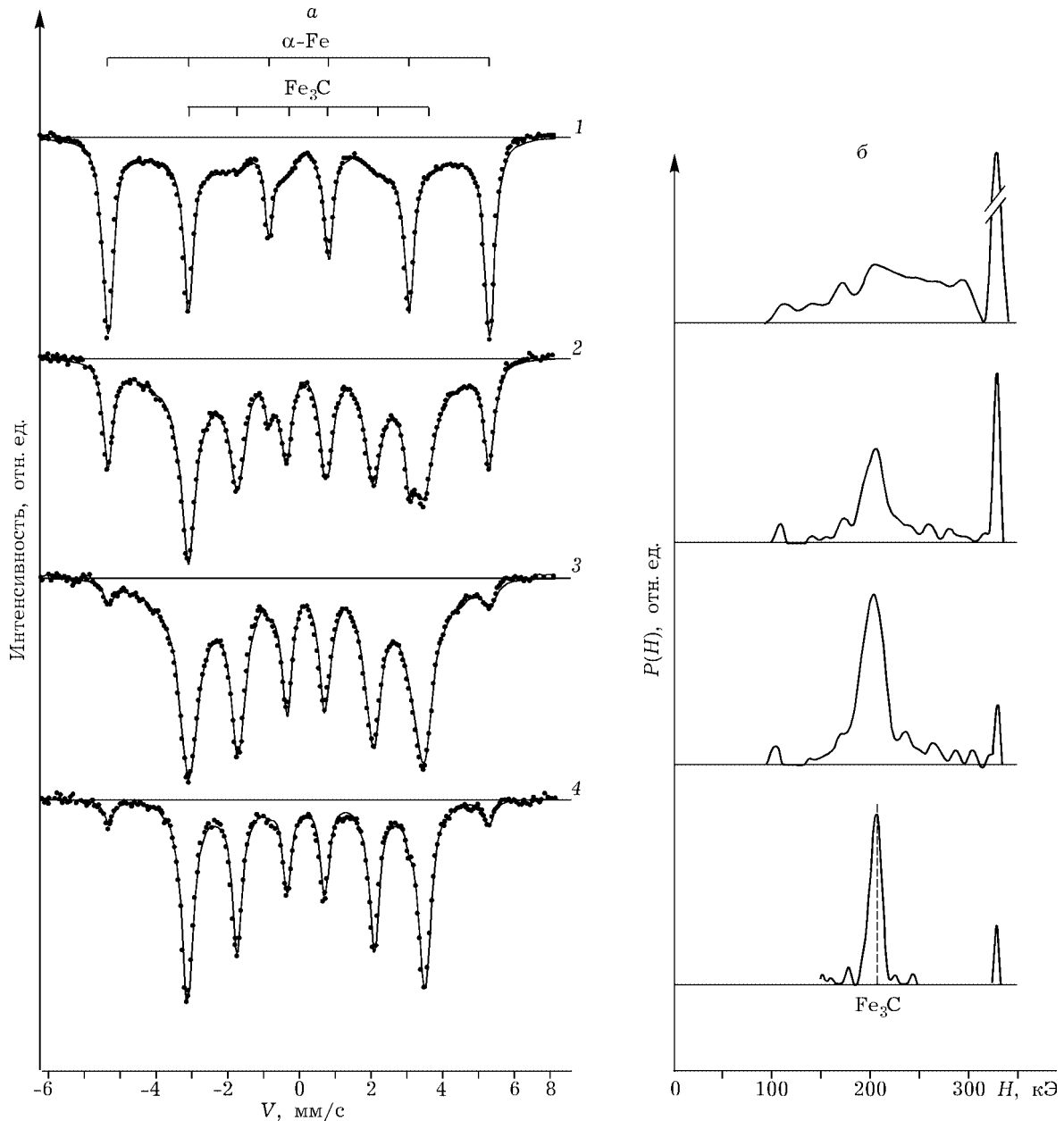


Рис. 6. Мёссбауэровские спектры (а) и функции $P(H)$ (б) продуктов МС в системе Fe(75)C(25); t_{mil} , ч: 2 (1), 4 (2), 16 (3), 16+1 (500 °C) (4).

до $t_{\text{mil}} = 2$ ч на дифрактограммах обнаруживаются только ОЦК-рефлексы α -Fe при необычно большой ширине у основания рефлекса (110), напоминающей вклад гало от аморфной структуры (см. рис. 5). В мёссбауэровских спектрах при $t_{\text{mil}} \notin 2$ ч основной вклад также дает компонента от чистого α -Fe (см. рис. 6, а). Тем не менее по расположению спектра относительно нерезонансного уровня (показан горизонтальной линией) и соответственно наличию на функции $P(H)$ широкого распределения

СТМП от 100 до 300 кЭ (см. рис. 6, б) можно сделать вывод о начале процесса МС порошков Fe и C. На зависимости $s(T)$ (см. рис. 7) для $t_{\text{mil}} = 1$ и 2 ч обнаруживается излом при 570–580 К (показан стрелкой), не соответствующий температуре Кюри карбидов. Из представленных результатов следует, что на начальном этапе МС образуется аморфная фаза Fe–C. Среднее значение СТМП этой фазы составляет 225 кЭ, что соответствует, согласно [10], атомной доле C 25 %.

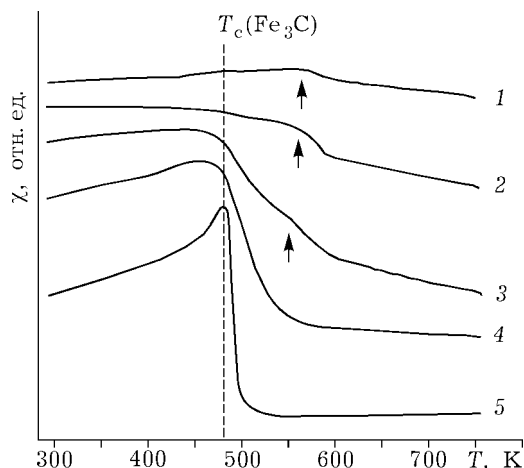


Рис. 7. Температурные зависимости динамической магнитной восприимчивости порошков Fe(75)C(25); t_{mil} , ч: 1 (1), 2 (2), 4 (3), 16 (4), 16 + 1 (500 °C) (5).

С увеличением t_{mil} в рентгеновских дифрактограммах появляется новая система уширенных рефлексов, положения максимумов которых соответствуют карбиду Fe_3C (цементит). При $t_{\text{mil}} = 16$ ч вклад от новой системы рефлексов становится преобладающим. В мёссбауэровских спектрах (см. рис. 6) появляется дополнительный секстет со сверхтонкими параметрами ($H = 209$ кЭ, $d = 0.2$ мм/с относительно $\alpha\text{-Fe}$ и $D = 0.1$ мм/с) цементита. Максимальная интенсивность новой компоненты в мёссбауэровском спектре также достигается при $t_{\text{mil}} = 16$ ч. Полученные результаты подтверждаются температурными зависимостями $c(T)$ (см. рис. 7). Вертикальной штриховой линией показана температура Кюри карбида Fe_3C . Для доказательства образования цементита, возможно с искаженной структурой, образец после 16 ч измельчения отжигался при $T = 773$ К в течение 1 ч. Приведенные на рис. 5–7 данные однозначно показывают наличие неискаженного карбида Fe_3C в отожженном образце.

Таким образом, из представленных результатов следует, что при МС железа с sp -элементами, имеющими по сравнению с Fe много меньший ковалентный радиус (С), изменяется последовательность твердофазных реакций (аморфная фаза $\text{Fe-C} \rightarrow$ карбид Fe_3C). Данные о частичной аморфизации образцов на начальном этапе МС и последующем образовании цементита согласуются с результатами работы [11].

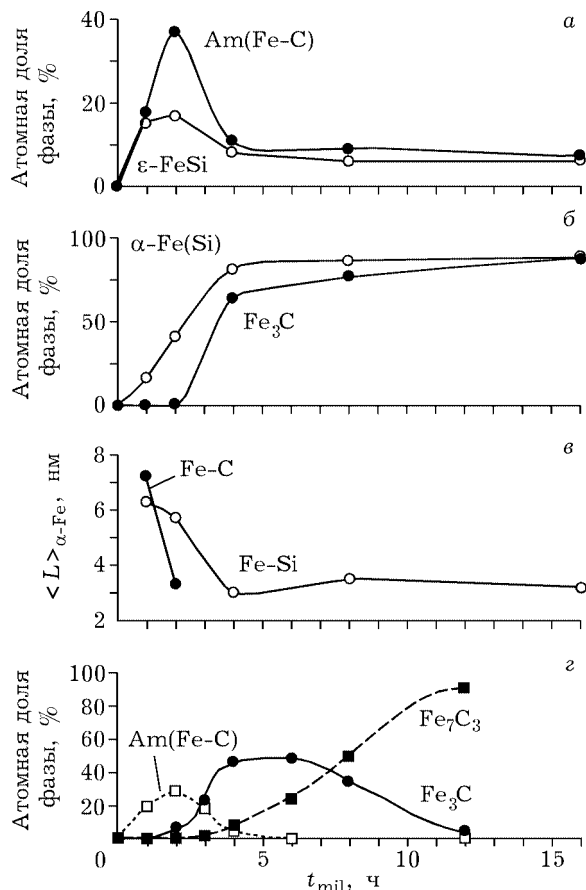


Рис. 8. Зависимость доли фаз (а, б), размеров кристаллитов $\alpha\text{-Fe}$ (в) в системах Fe(75)C(25) и Fe(75)Si(25) и доли фаз в системе Fe(68)C(32) (г) от времени измельчения.

Результаты количественного анализа процесса МС в смесях Fe(75)C(25), Fe(75)Si(25) и Fe(68)C(32) приведены на рис. 8. Видно, что временные зависимости содержания аморфной фазы Fe-C и силицида $\epsilon\text{-FeSi}$ практически одинаковы, за исключением того, что их максимальное количество при $t_{\text{mil}} = 2$ ч различается в два раза. Тем не менее, рассматривая временные зависимости содержания фаз Fe_3C и $\alpha\text{-Fe(Si)}$, появляющихся на втором этапе МС (см. рис. 8, б), можно сделать вывод об образовании ПТР $\alpha\text{-Fe(Si)}$ при меньших временах измельчения по сравнению с цементитом. Кроме того, сравнение зависимости содержания фаз при МС смесей Fe(68)Si(32) (см. рис. 3) и Fe(75)Si(25) (см. рис. 8) показывает, что уменьшение концентрации Si в исходной смеси приводит к возрастанию скорости ТФР. Так же, как и в случае смесей Fe(68)M(32) при $M = \text{Si, Ge, Sn}$, приходим к

выводу, что твердофазные реакции при МС Fe(75)C(25) и Fe(75)Si(25) протекают при условии реализации в частицах α -Fe наноструктурного состояния (см. рис. 8, в). Особенность системы Fe–C заключается также в том, что увеличение атомной доли C в исходной смеси до 32 % приводит к превращению цемента в высокоуглеродистый карбид Fe₇C₃ (см. рис. 8, г).

Микроскопическая модель механического сплавления в системах Fe–M (M = C, Si, Ge, Sn)

Представленные результаты показывают, что при заданных условиях измельчения $t_{\text{mil}} = 1$ ч является достаточным для достижения α -Fe наноструктурного состояния с $\langle L \rangle \approx 10$ нм. Для объяснения экспериментальных данных по МС привлекаются представления о существовании интерфейсных областей, включающих в себя границу и приграничные искаженные зоны. Согласно [12], ширина границы составляет одно межплоскостное расстояние, а по обе стороны от границы существуют зоны с искаженной структурой. В работах [13, 14] мы оценили, что ширина интерфейсной области (d) составляет ~1 нм. Из рис. 3 и 8 видно, что максимальное количество образующихся на первом этапе фаз (интерметаллиды или аморфная структура Fe–C) соответствует размерам зерен 12, 6 и 3 нм. При $d = 1$ нм объемная доля P_v интерфейсов составляет 12, 23 и 43 % соответственно. После сравнения с экспериментальными данными приходим к выводу, что первый этап МС обусловлен проникновением sp -атомов по границам зерен и образованием в интерфейсных областях либо интерметаллидов (для атомов, имеющих равный и больший по сравнению с атомом Fe радиус), либо аморфной фазы (атом малого радиуса). Исключение составляет система Fe–Sn. Согласно тому, что $\langle L \rangle = 12$ нм, мы должны были бы получить @ 10–15 % интерметаллида FeSn₂, что практически в 3 раза меньше наблюдаемого экспериментального значения (37 %) (см. рис. 3, а). Это различие, на наш взгляд, обусловлено низкой температурой плавления Sn (232 °C). Нагрев образца при измельчении до 60 °C и локальное повышение темпера-

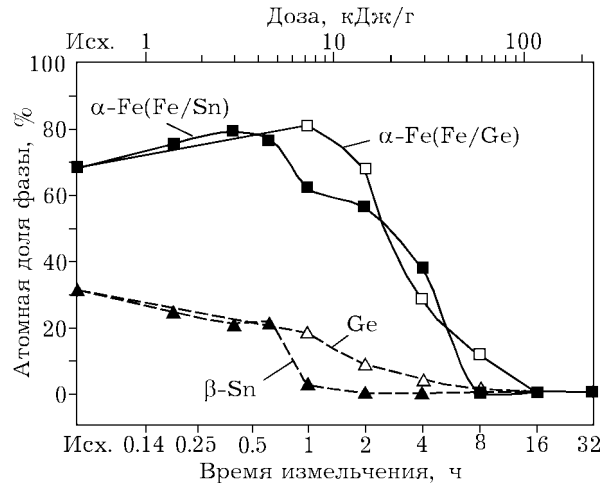


Рис. 9. Доля чистых компонентов Fe, Sn и Ge в системах Fe(68)Sn(32) и Fe(68)Ge(32) в зависимости от времени измельчения (по рентгенодифракционным данным).

туры на $\Delta T = 100\text{--}150$ °C [2] за счет выделения тепла при образовании интерметаллида FeSn₂ может привести к плавлению чистого Sn и к значительному росту образования FeSn₂ не только в интерфейсных областях, но и в местах контакта частиц олова и железа. В качестве доказательства проникновения sp -элементов в интерфейсные области Fe на ранних стадиях МС на рис. 9 представлены рентгенодифракционные данные о доле чистых компонентов в смесях Fe–Sn и Fe–Ge в зависимости от времени измельчения. Кажущееся увеличение количества α -Fe и уменьшение Sn и Ge при $t_{\text{mil}} < 1$ ч, когда новые фазы еще не образуются, свидетельствуют о том, что Sn и Ge проникают по границам зерен α -Fe. При достижении в α -Fe $\langle L \rangle @ 3$ нм существование интерметаллидов становится энергетически невыгодным в системах Fe–M (M = Si, Ge, Sn), и они распадаются с образованием ПТР.

Относительно насыщения твердых растворов Si, Ge и Sn можно сделать следующее предположение. В настоящее время обсуждаются два возможных механизма ускоренной диффузии при МС. Это междоузельная диффузия в момент импульсных механических воздействий [15] и диффузия по дислокациям [16]. Принимая во внимание соотношение размеров компонентов в системах Fe–Si и Fe–Sn, можно предположить, что ускоренная диффузия при МС в системе Fe–Si преимущественно осуществляется по меж-

доузлиям, а в системе Fe–Sn реализуется дислокационный массоперенос. Поскольку плотность междоузлий всегда больше плотности дислокаций, скорость насыщения твердого раствора в системе Fe–Si должна быть выше, чем в системе Fe–Sn. Однако известно [17], что при размере зерна $\langle L \rangle < 10$ нм в объеме зерна дислокации отсутствуют. Мы рассматриваем дислокационный перенос как зарождение дислокации в момент удара, прохождение ею тела зерна и уход ее на границу. Такой процесс может обеспечить доставку второго компонента (Sn) в объем зерна α -Fe.

Иная ситуация реализуется в системе Fe–C. Углерод имеет очень низкую растворимость в неискаженной ОЦК-структуре α -Fe ($< 0.0001\%$ при 473 К). Поэтому за счет междоузельной диффузии он может проникнуть из границ зерен только в приграничную искаженную зону. При этом формируется аморфная фаза Fe–C с атомной долей C 25%. При достижении максимального значения доли интерфейсных областей при $t_{\text{mil}} = 2$ ч ($\langle L \rangle(\alpha\text{-Fe}) = 3$ нм) количество C в аморфной фазе составляет только 40% от общего количества углерода в исходной смеси. Увеличение t_{mil} должно было бы приводить к увеличению концентрации C в аморфной фазе. Однако, как показывают экспериментальные данные, энергетически выгодно образование искаженного цементита в интерфейсных областях. При $t_{\text{mil}} = 4$ ч (см. рис. 8) образец состоит из нанокomпозитных частиц $\alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$ и частиц непрореагировавшего углерода. При $t_{\text{mil}} > 4$ ч углерод, проникающий по новым границам зерен, обеспечивает увеличение количества цементита. Однако скорость образования цементита становится значительно меньше (см. рис. 8, в). Если атомная доля C в исходной смеси превышает 25% (случай Fe(68)C(32)), то начиная с $t_{\text{mil}} = 4$ ч имеет место превращение $\text{Fe}_3\text{C} \rightleftharpoons \text{Fe}_7\text{C}_3$. Эта реакция происходит в момент импульсных воздействий по механизму междоузельной диффузии углерода.

На рис. 10 представлена схема деформационного атомного перемешивания при MC в системах Fe–M. Вне всякого сомнения, предположения об ускоренном массопереносе требуют дальнейших экспериментальных и теоретических исследований для их подтверждения или опровержения.

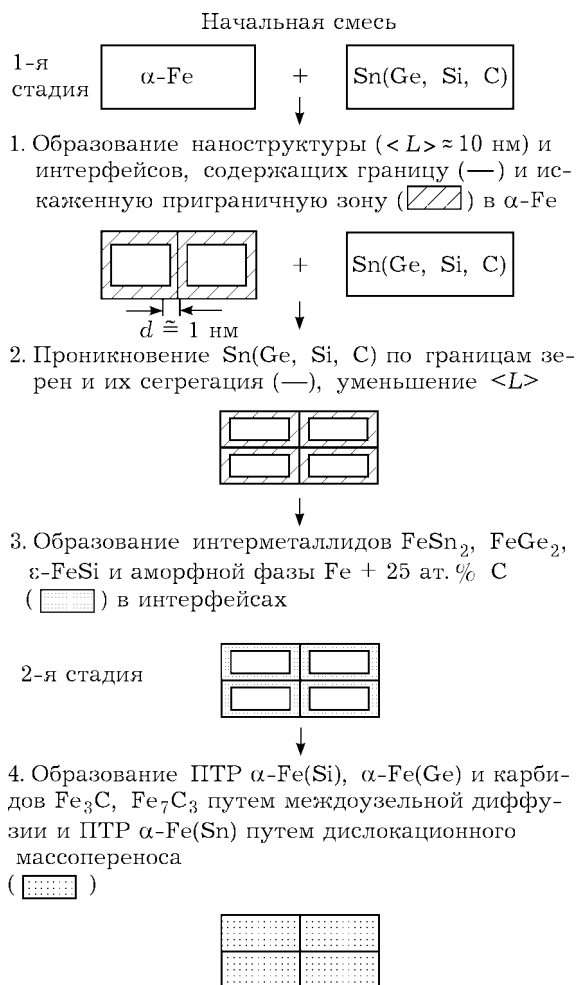


Рис. 10. Схема деформационного атомного перемешивания при MC в системах Fe–M.

ВЫВОДЫ

1. Общими закономерностями механического сплавления в бинарных смесях Fe–M (M = C, Si, Ge, Sn) являются образование наноструктурного состояния в α -Fe на начальной стадии и проникновение *sp*-элементов вдоль границ зерен α -Fe, образование первой фазы Fe–M в интерфейсной области (граница и приграничная искаженная зона).

2. В системах с *sp*-элементами, имеющими близкий или больший по сравнению с атомом Fe радиус (Si, Ge, Sn), на первой стадии образуются наиболее стабильные интерметаллиды ($\epsilon\text{-FeSi}$, FeGe_2 , FeSn_2), на второй – пересыщенные твердые растворы. Соотношение радиусов влияет на кинетику твердофазных реакций. Экспериментальные результа-

ты подтверждаются термодинамическими расчетами.

3. *sp*-Атом малого радиуса (С) изменяет последовательность твердофазных реакций при МС: аморфная фаза Fe-C® карбид Fe₃C при соотношении Fe(75)C(25) и аморфная фаза Fe-C® Fe₃C® Fe₇C₃ при соотношении Fe(68)C(32).

4. Предложена микроскопическая модель МС, основанная на гипотезе о междоузельной и дислокационной диффузии *sp*-атомов в момент импульсных механических воздействий.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований (проект 00-03-32555).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 Е. П. Yelsukov, G. A. Dorofeev, V. A. Barinov *et al.*, *Mater. Sci. Forum*, 269-272 (1998) 151.
- 2 G. A. Dorofeev, G. N. Konygin, E. P. Yelsukov *et al.*, in M. Migliorini and D. Petridis (Eds.), *Mössbauer Spectroscopy in Materials Science*, Kluwer Acad. Publ., the Netherlands, 1999, p. 151.
- 3 G. A. Dorofeev, E. P. Yelsukov, A. L. Ulyanov and G. N. Konygin, *Mater. Sci. Forum*, 343-346 (2000) 585.
- 4 Г. А. Дорофеев, А. Л. Ульянов, Г. Н. Кобыгин, Е. П. Елсуков, *ФММ*, 91 (2001) 44.
- 5 Г. А. Дорофеев, Е. П. Елсуков, В. М. Фомин и др., *Физика и химия обраб. материалов*, (2001) в печати.
- 6 Е. П. Елсуков, Г. А. Дорофеев, Г. Н. Кобыгин и др., *ФММ*, (2001) в печати.
- 7 Е. П. Елсуков, Г. А. Дорофеев, А. Л. Ульянов и др., *Физика и химия обраб. материалов*, (2001) в печати.
- 8 A. F. Cabrera, F. H. Sanchez and L. Mendoza-Zelis, *Mater. Sci. Forum*, 312-314 (1999) 85.
- 9 V. M. Fomin, E. V. Voronina, E. P. Yelsukov and A. N. Deev, *Ibid*, 269-272 (1998) 437.
- 10 E. Bauer-Grosse and G. Le Caër, *Phil. Mag.*, B56 (1987) 485.
- 11 S. J. Campbell, G. M. Wang, A. Calka and W. A. Kaczmarek, *Mater. Sci. Eng.*, A226-228 (1997) 75.
- 12 Z. Horita, D. J. Smith, M. Furakawa *et al.*, *Mater. Characteriz.*, 37 (1996) 285.
- 13 Е. П. Yelsukov, S. F. Lomaeva, G. N. Konygin *et al.*, *Nanostruct. Mater.*, 12 (1999) 483.
- 14 Е. П. Елсуков, Г. А. Дорофеев, А. Л. Ульянов и др., *ФММ*, 91 (2001) 46.
- 15 P. Yu. Butyagin, *Chem. Rev.*, B23, Part 2 (1998) 89.
- 16 R. B. Schwarz, *Mat. Sci. Forum*, 269-272 (1998) 663.
- 17 M. L. Trudeau and R. Schulz, *Mater. Sci. Eng.*, A134 (1991) 1361.