МЕХАНОХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

В.А. ВОЛКОВ,
канд. техн. наук, зав. лабораторией
E-mail: volkov@ftiudm.ru
А.А. ЧУЛКИНА,
канд. техн. наук, старший научный сотрудник
А.И. УЛЬЯНОВ,
доктор техн. наук, главный научный сотрудник
И.А. ЕЛЬКИН,
младший научный сотрудник
Е.П. ЕЛСУКОВ
доктор физ.-мат. наук
Физико-технический институт
Уральского отделения РАН
Ижевск, Российская Федерация

ФОРМИРОВАНИЕ ФАЗ ПРИ МЕХАНОСПЛАВЛЕНИИ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ СОСТАВА $Fe_{75}C_{25}$

Методом рентгеновской дифракции исследованы фазовые состояния, формирующиеся на различных стадиях механического сплавления в шаровой планетарной мельнице смесей железа, графита и легирующих элементов. В качестве легирующих элементов использовали Si, N, O. На поздних стадиях механосинтеза сплавов $Fe_{75}C_{(25-x)}Si_x$ и $Fe_{(75-x)}C_{25}Si_x$ ($x \leq 25$) исследовали стационарные фазовые состояния, устанавливающиеся в этих сплавах. Показано, что стационарные фазовые составы определяются условиями динамических равновесий между кристаллическими и аморфной фазами и зависят от состава сплавов. Фазовые превращения на последовательных стадиях механосплавления исследовали на сплаве постоянного состава $Fe_{72,6}C_{24,5}O_{1,1}N_{1,8}$. Показано, что эти превращения на всех этапах механосплавления также можно трактовать с позиций динамического равновесия между фазами. Полученные результаты свидетельствуют о важной роли термоактивируемых процессов, связанных с образованием фаз, в процессах механосплавления.

Ключевые слова: фазовые превращения, механосинтез, аморфные сплавы, кристаллическая структура, металлические сплавы, нанокристаллы, карбиды, динамические равновесия, образование кристаллических фаз.

V.A. VOLKOV,
Cand. of Techn. Sciences, Head of the laboratory
E-mail: volkov@ftiudm.ru
A.A. CHULKINA,
Cand. of Techn. Sciences, Senior Researcher
A.I. ULYANOV,
Doctor of Techn. Sciences, Principle Researcher
I.A. ELKIN,
Junior Researcher
E.P. YELSUKOV,
Doctor of Phys.-Math. Sciences
Physical-Technical Institute of Ural Brunch of RAS
Izhevsk, Russian Federation

PHASE FORMATION DURING MECHANICAL ALLOYING OF THE MIXTURES BASED ON $Fe_{75}C_{25}$ COMPOSITION

Phase states which formed at the different stages of mechanical alloying of iron, graphite and alloying elements mixtures in planetary ball mill was studied by the X-Ray diffraction. Si, N, O was used like as alloying elements. At the last stages of the mechanical synthesis of $Fe_{75}C_{(25-x)}Si_x$ and $Fe_{(75-x)}C_{25}Si_x$ ($x \leq 25$) alloys stationary phase states, that are formed in these alloys was studied. It is shown that the stationary phase compositions are determined by the dynamic equilibrium between crystalline and amorphous phases and depend on the composition of the alloys. Phase transformations on successive stages of the mechanical alloying was studied at the constant alloy composition $Fe_{72,6}C_{24,5}O_{1,1}N_{1,8}$. It is shown that these transformations at all stages of mechanical alloying can be interpreted like the dynamic equilibrium between the phases. The results suggest about important role of thermal activation processes related with the formation of phases in the processes of mechanical alloying.

Keywords: phase transformation, mechanosynthesis, amorphous alloys, crystalline structure, metal alloys, nanocrystals, carbides, dynamical equilibriums, formation of crystalline phases.

Введение

Одним из наиболее эффективных способов получения материалов в состоянии далеком от равновесия является интенсивная пластическая деформация, в частности, метод механосплавления (механосинтеза, МС) в шаровых планетарных мельницах. Высокая энергонапряженность процесса при сохранении низкой температуры материала позволяют реализовывать состояния недостижимые другими методами. При МС порошковые составляющие смесей исходных фаз подвергаются деформированию, свариванию, дроблению. Многократное повторение этих процессов сопровождается диспергированием и деформированием фазовых составляющих, образованием нанозеренного состояния с высокой плотностью границ зерен и дефектов кристаллического строения. Все это приводит к накоплению в системе избыточной энергии, которая служит движущей силой для реализации микромеханизмов взаимодействия между исходными компонентами смеси и образования на этой основе новых фаз [1]. Так в работе [2] на примере целого ряда сплавов показано, что достижение нанокристаллического состояния является необходимым условием начала фазовых превращений. Особенности массопереноса при механосплавлении накладывают свой отпечаток на формирование фаз, поэтому результаты механосплавления часто отличаются от тех, которые достигаются при металлургических и иных способах получения сплавов. В целом, механизмы образования фаз при МС к настоящему времени до конца не ясны.

В данной работе исследования проводили на сплаве, имеющем в качестве основы систему Fe–C. Процессы МС в системе Fe–C исследовались многократно. В ряде работ в диапазоне составов 20…25 ат. % достигалась полная аморфизация сплавов [3, 4]. В других работах наблюдали образование карбидов без образования аморфной фазы [5, 6]. В работе [7] в области содержаний углерода до 25 ат. % формирование цементита происходило через стадию аморфной фазы (А). Формирование цементита на основе А наблюдали также при МС более богатых углеродом сплавов (28…80 ат. % С) [8, 9]. При этом имело место последовательное образование А, Fe_3C и Fe_7C_3. В то же время в работе [10] при МС смеси $Fe_{30}C_{70}$ образование карбида Fe_7C_3 происходило непосредственно из аморфной фазы, а в [5,11] образование этого карбида имело место в сплаве состава $Fe_{75}C_{25}$. В некоторых работах в составе образующихся фаз, обнаруживали карбид Fe_5C_2 [12]. Несмотря на то, что последовательности образования различных фаз при МС в данной системе сплавов детально изучались, многие физические причины, приводящие к установлению тех или иных фазовых состояний, остаются невыясненными.

Исследование процессов фазообразования при МС проводили на сплавах, имеющих в качестве основы состав $Fe_{75}C_{25}$, соответствующий стехиометрии цементита. Для получения большего разнообразия условий механосплавления использовались сплавы легированные такими элементами как кремний, азот, кислород.

Материалы и методики

Исходные смеси для МА готовили из порошков карбонильного железа (99,98), гексагонального графита (99,99) и кремния (99,999) с размерами частиц менее 300 мкм. Азот и кислород вводили за счет использования карбонильного железа, содержащего эти элементы в качестве адсорбированных примесей. Механосинтез сплавов систем $Fe_{75}C_{(25-x)}Si_x$ и $Fe_{(75-x)}$

$C_{25}Si_x$) осуществлялся в инертной среде (Ar) в шаровой планетарной мельнице Fritsch P-7 с энергонапряженностью ~2 Вт/г. За счет использования принудительного воздушного охлаждения разогрев сосудов, шаров и образца во время работы мельницы не превышал 60 °С. Сосуды (объем 45 мл) и шары (20 шт. диаметром 10 мм, массой 100 г) были изготовлены из стали ШХ-15. Масса загружаемого образца составляла 10 г. Время механосплавления для всех сплавов легированных кремнием было постоянным и равнялось 24 ч. Механосинтез сплава $Fe_{72,6}C_{24,5}O_{1,1}N_{1,8}$, легированного кислородом и азотом, проводился в атмосфере аргона в шаровой планетарной мельнице Fritsch P-5 с энергонапряженностью ~ 1,6 Вт/г. Разогрев сосудов во время работы мельницы не превышал 95 °С. Сосуды (объем 350 мл) были изготовлены из стали 40Х, шары (120 шт. диаметром 10 мм, массой 500 г) из стали ШХ15. Масса загружаемого образца – 50 г. Максимальное время помола составляло 30 ч. Через определенные промежутки времени мельница останавливалась, ступки вскрывались, и для исследований вынималась порция порошка. Намол железа за счет износа шаров и сосудов определялся по результатам их взвешивания до начала помола и после его окончания. После 30 ч помола намол составлял около 15 % от массы исходного порошка.

Рентгеновские дифрактограммы получались в монохроматизированном Cu-K_α-излучении (монохроматор – графит) на автоматизированном дифрактометре ДРОН-3. Количественный фазовый анализ по рентгеновским дифрактограммам проводили с использованием пакета программ [13].

Результаты и их обсуждение

Для исследования влияния кремния на формирование фаз в процессе МС сплавов на основе состава $Fe_{75}C_{25}$ использовали сплавы с двумя схемами легирования кремнием. В первой схеме часть углерода замещалась кремнием при постоянном содержании железа (система $Fe_{75}C_{(25-x)}Si_x$). При этом составы сплавов находятся на квазибинарном сечении диаграммы состояний Fe_3C – Fe_3Si. Во второй схеме часть железа замещали кремнием при постоянном содержании углерода (система $Fe_{(75-x)}C_{25}Si_x$). При этом возникает избыток металлоидных компонентов (Me – Si,C) по отношению к формуле Fe_3Me. Этот избыток может реализоваться за счет образования одного из возможных силикокарбидов [14]. Другим вариантом реализации избытка металлоидных компонентов по отношению к составу Fe_3Me может быть смесь фаз Fe_3C + Fe_5C_2. Все сплавы подвергались МС в течение 24 ч, что, согласно данным работ [7, 8], проведенных в тех же условиях, что и в наших экспериментах, соответствует установившейся стадии механосплавления, когда процессы сплавления, в основном завершены и фазовый состав изменяется только за счет намола дополнительного железа с мелющих тел. Кроме того, в этих работах было показано, что при МС сплавов системы Fe–C с содержанием углерода более 17 ат. % на первых этапах образуется аморфная фаза, а затем из нее формируется цементит. В настоящей работе фазовые взаимодействия в процессе МС сплавов на основе системы Fe–C мы рассматриваем более детально.

Рентгеновские дифрактограммы порошков сплавов после МС приведены на рисунке 1. Видно, что линии дифрактограмм сильно уширены вследствие малого размера зерен фаз и искажений кристаллической решетки. На рентгенограммах проявляется присутствие аморфной фазы в виде немонотонного изменения фона. Дифрактограмма *6* (рис. 1) показывает, что в использованных условиях механосинтеза для сплава состава $Fe_{71,4}C_{14,3}Si_{14,3}$ достигается полная аморфизация. Расшифровка рентгеновских дифрактограмм обнаруживает в МС порошках системы $Fe_{75}C_{(25-x)}Si_x$ наличие трех фаз: α–Fe(Si, C),

Таблица 1

Результаты фазового анализа МС сплавов $Fe_{75}C_{(25-x)}Si_x$ и $Fe_{(75-x)}C_{25}Si_x$

1	2	3	4	5	6
Образец	α–Fe(Si)	Fe_3C	Fe_5C_2	Аморф.	Фазы, образующиеся при кристаллизации A**
$Fe_{75}C_{25}$	7	76	–	17	Fe_3C+α–Fe*+A
$Fe_{75}C_{22}Si_3$	11	60	–	30	Fe_3C+α–Fe(Si,C)+A
$Fe_{75}C_{20}Si_5$	11	40	–	49	
$Fe_{75}C_{15}Si_{10}$	12	9	–	79	
$Fe_{75}C_{10}Si_{15}$	41	-	–	59	α–Fe(Si,C)+A
$Fe_{72}C_{25}Si_3$	4	45	23	28	Fe_3C+Fe_5C_2+A

* С учетом намола железа с мелющих тел
** Считается, что состав A совпадает с составом сплавов

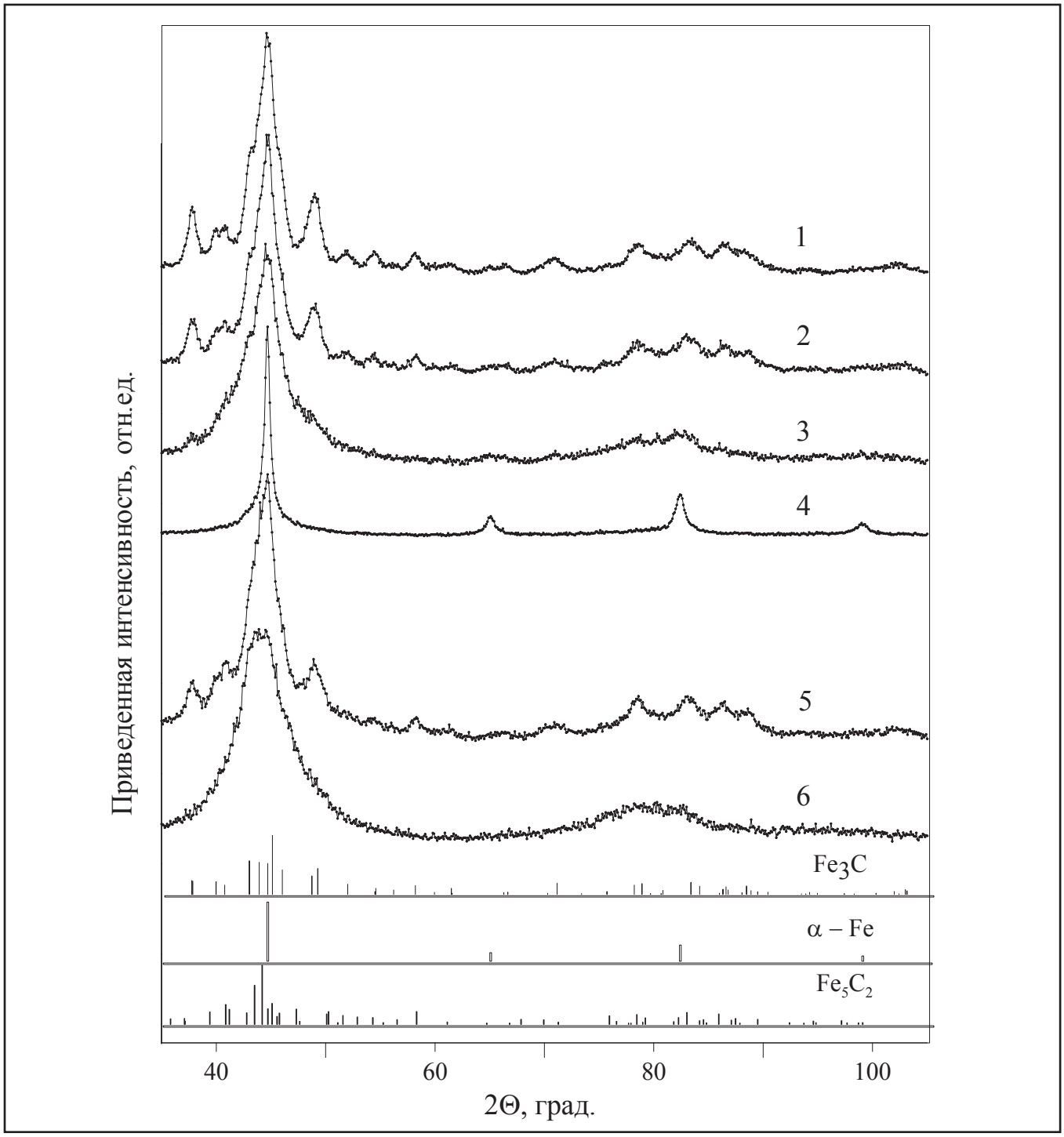

Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы сплавов после МС в течение 24 ч: 1 – $Fe_{75}C_{25}$; 2 – $Fe_{75}C_{22}Si_3$; 3 – $Fe_{75}C_{15}Si_{10}$; 4 – $Fe_{75}C_{10}Si_{15}$; 5 – $Fe_{72}C_{25}Si_3$; 6 – $Fe_{71,4}C_{14,3}Si_{14,3}$

Fe_3C и аморфной фазы (А). Результаты количественного рентгенофазового анализа приведены в таблице 1.

Анализ изменения фазового состава сплавов в зависимости от содержания углерода и кремния позволяет выделить несколько концентрационных интервалов, характеризующихся определенным фазовым составом. Эти концентрационные интервалы очень похожи на интервалы кристаллизации аморфной фазы полученной закалкой расплава в системах эвтектического типа. В столбце 6 таблицы 1 приведены наборы стабильных или метастабильных фаз, которыми, в одном из вариантов, можно описать процесс кристаллизации каждого сплава из аморфного состояния. При этом считалось, что часть аморфной фазы сохраняется. Как видно из результатов фазового анализа, приведенных в таблице 1, наборы фаз расчетные и экспериментальные совпадают. Известно [15], что при кристаллизации аморфного сплава с составом

совпадающим с составом кристаллической фазы, происходит полиморфная кристаллизация с превращением аморфной фазы в кристаллическую фазу того же состава. В рассматриваемой системе это справедливо в отношении сплава с содержанием углерода 25 ат. % С. В этой области составов в результате МС образуется цементит и некоторое количество аморфной фазы. При составах, близко примыкающих к составам фаз, реализуется первичная кристаллизация с выделением из аморфной фазы одной кристаллической фазы. Этот случай имеет место в интервале 0 < С < 15 ат. %, в котором наблюдается двухфазное состояние сплавов α–Fe(Si,C)+A. В концентрационном интервале 15 < С < 25 ат. % распад аморфной фазы происходит по эвтектическому механизму с образованием двух кристаллических фаз. Поэтому во всем этом интервале наблюдается трехфазное состояние Fe_3C + α – Fe(Si,C) + A. Часть аморфной фазы во всех образцах сохраняется. Минимальное количество аморфной фазы наблюдается в диапазоне полиморфного превращения A→Fe_3C, а максимальное – в области 15 ат. % С (10 ат. % Si), когда наиболее сильно проявляются кинетические ограничения для распада аморфной фазы.

Анализ фазового состава сплавов системы $Fe_{(75-x)}C_{25}Si_x$ *подтверждает выявленные закономерности*. Из таблицы 1 видно, что замена в сплаве части железа на 3 ат. % Si приводит к появлению в составе МС сплава фазы Fe_5C_2, как и предсказывалось в качестве возможного варианта в столбце 6 таблицы 1. Присутствие небольшого количество α–Fe связано с его намолом. Совпадение составов фаз, рассчитанных исходя из химических составов сплавов, с экспериментально наблюдаемыми свидетельствует о том, что кристаллические фазы, образующиеся при МС, в значительной степени являются результатом распада аморфной фазы близкой по составу к среднему составу сплавов. Учитывая, что в данном случае рассматривается установившаяся стадия МС, когда элементы сплава уже окончательно распределены между фазовыми составляющими, это обстоятельство говорит о том, что аморфная фаза формируется не на основе материала, оставшегося после образования кристаллических фаз, а в ее образовании участвует весь материал сплава. То есть, не только кристаллические фазы формируются за счет превращения аморфной, но и аморфная фаза формируется как результат обратного превращения части кристаллических фаз. Из этого следует, что на стационарной стадии МС между кристаллическими и аморфной фазами устанавливается динамическое равновесие. Составы фаз, находящихся в состоянии динамического равновесия, зависят от термодинамических и кинетических условий, определяющих устойчивость фаз в условиях интенсивного деформирования, а также определяются термоактивируемыми процессами, связанными с их образованием.

Исследования условий динамического равновесия фаз при механосплавлении сплавов систем $Fe_{75}C_{(25-x)}Si_x$ и $Fe_{(75-x)}C_{25}Si_x$ проводились для установившейся стадии механосплавления когда время механосплавления оставалось постоянным, а составы сплавов изменялись. Исследования динамических равновесий фаз на различных этапах

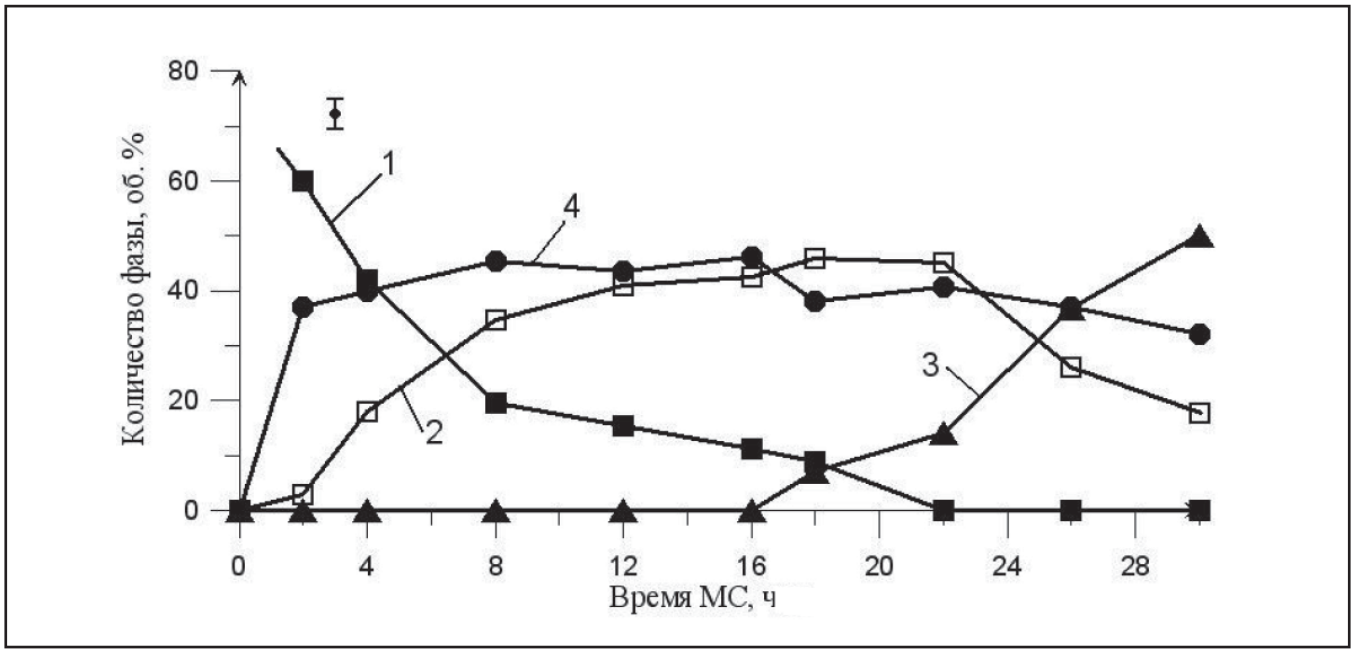

Рис. 2. Изменение фазового состава сплава $Fe_{72,6}C_{24,5}O_{1,1}N_{1,8}$ в процессе МС:
1 – α-Fe; 2 – Fe_7C_3; 3 – Fe_3C; 4 – аморфная фаза

механосплавления проводили на сплаве постоянного состава $Fe_{72,6}C_{24,5}O_{1,1}N_{1,8}$. Фазовый состав механосинтезированных сплавов исследовали методом рентгеновской дифракции. Рентгенофазовый анализ показал, что в продуктах механосплавления присутствуют фазы α–Fe, Fe_7C_3, Fe_3C и аморфная фаза (остаточное количество графита и аморфного углерода не выявляется из-за низкой рассеивающей способности углерода).

На рисунке 2 представлены результаты количественного фазового анализа МС порошков. Можно выделить три стадии фазовых превращений. На начальной стадии происходит уменьшение содержания α–Fe и появляется аморфная фаза, количество которой уже к 2 ч МС достигает 37 %. На второй стадии, к 4 ч помола, образуется около 20 % карбида Fe_7C_3, количество которого со временем МС постепенно возрастает и к 18 ч достигает 46 %. На этом промежутке времени количество А меняется мало, количество железа медленно уменьшается. На третьей стадии, после 18 ч МС, появляется новая фаза – Fe_3C, количество которой к 30 ч МС достигает 44 %. Одновременно до 20 % уменьшается содержание Fe_7C_3. Уменьшается также количество А. Содержание железа, несмотря на большой намол, падает до нуля.

В связи с изменениями количественных соотношений и типа сосуществующих фаз интересно проследить за изменениями содержания углерода в составе аморфной фазы. Для этого, на основе данных рентгенофазового анализа и исходя из стехиометрического содержания углерода в карбидах был проведен расчет, результаты которого приведены на рисунке 3. Считалось, что углерод, не входящий в состав карбидов, находится в аморфной фазе. Этот расчет не совсем правильный, поскольку на начальных стадиях механосплавления часть углерода может сохраняться в виде частиц графита, или аморфного углерода. Часть углерода присутствует в наноструктурированном железе в виде сегрегаций по неравновесным границам зерен [2].

Из рисунка 3 видно, что к 2 часам помола расчетное содержание углерода в аморфной фазе составляет около 50 %. Вовлечение дополнительного количества α–Fe в процесс МС приводит к постепенному уменьшению концентрации углерода в этой фазе. На последних часах помола наблюдается кажущееся повышение концентрации углерода, которое связано с тем, что состав сплава при больших временах помола начинает отклоняться от номинального за счет привеса образца. Поэтому на графике пунктирной линией указано примерное изменение состава аморфной фазы с учетом намола железа с мелющих шаров.

Из сравнения графиков на рисунках 2 и 3 видно, что уменьшению концентрации углерода в аморфной фазе, по мере увеличения времени помола, сопутствует образование сначала Fe_7C_3, а затем и Fe_3C. Важно отметить, что каждый карбид начинает образовываться при приближении состава аморфной фазы к составу карбида.

Не вдаваясь в микроскопические механизмы процессов, протекающих при МС, феноменологически, изменения фазового состава в процессе МС можно интерпретировать следующим образом. Условию метастабильного равновесия

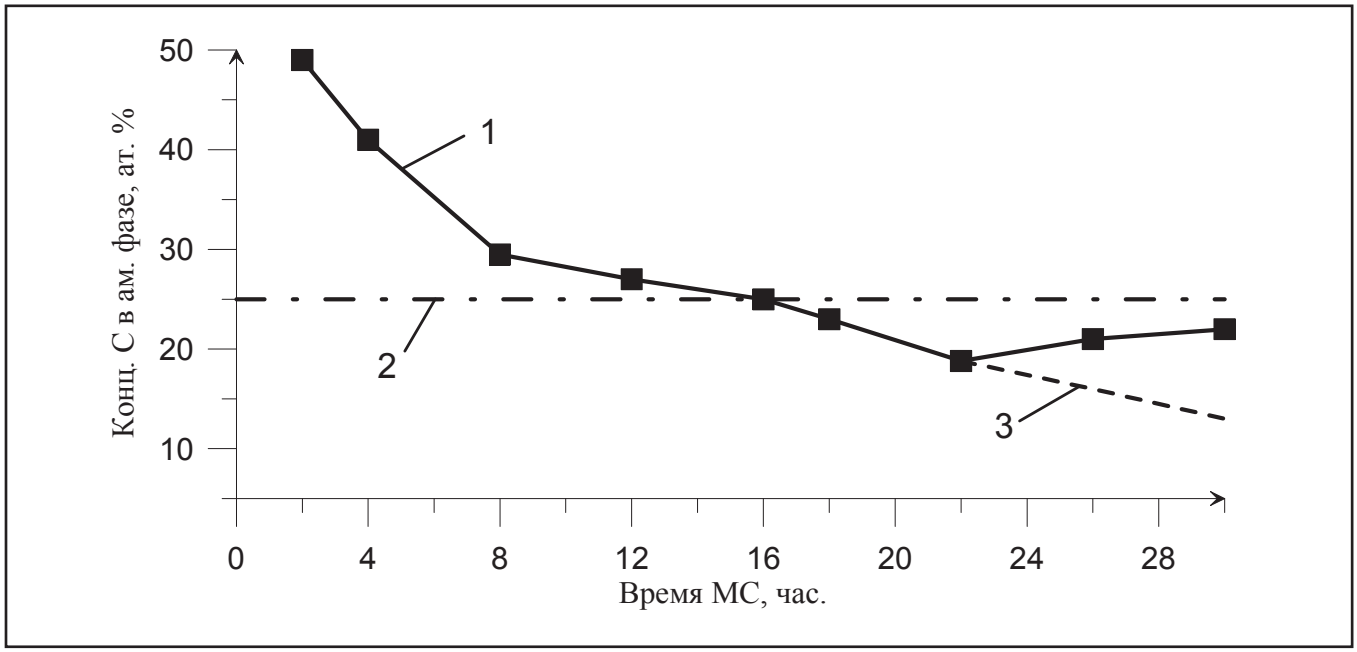

Рис. 3. Зависимость концентрации углерода в аморфной фазе от времени МС сплава $Fe_{72,6}C_{24,5}O_{1,1}N_{1,8}$ – 1. Стехиометрический состав цементита – 2. Изменение состава аморфной фазы с учетом намола железа – 3

сплава состава $Fe_{75}C_{25}$ отвечает его существование в монофазном состоянии в виде цементита. Интенсивное деформирование приводит к разупорядочению части этой фазы, поэтому динамическому равновесию отвечает фазовый состав Fe_3C + A. Относительное количество каждой из фаз в этой смеси будет зависеть от условий механосинтеза и может изменяться, как показывают литературные данные, от однофазного состояния Fe_3C до полностью аморфного. Химический состав сплава $Fe_{72,6}C_{24,5}O_{1,1}N_{1,8}$ за счет присутствия примесей имеет стехиометрию $Fe_{72,6}Me_{27,4}$, где Me (C,N,O) – металлоидные компоненты, занимающие в карбидах позиции углерода. Соответственно, состоянию метастабильного равновесия сплава отвечает фазовый состав $Fe_3C + Fe_7C_3$ (или $Fe_3C + Fe_5C_2$), а динамическому равновесию может соответствовать целый набор фазовых состояний в зависимости от условий растворения и зарождения фаз при МС. В нашем случае, реализуется состав $Fe_3C + Fe_7C_3$ + A. На начальных стадиях МС сплава $Fe_{72,6}C_{24,5}O_{1,1}N_{1,8}$ образуется аморфная фаза на основе железа, которая в дальнешем играет роль матричной. В ней растворяются исходные фазы – α–Fe и C, которые не находятся с ней в динамическом равновесии поскольку сильно отличаются по составу. В то же время из A выделяется фаза, находящаяся с ней в состоянии динамического равновесия – Fe_7C_3. Мы отмечали, что выделение этой фазы начинается только тогда, когда состав аморфной фазы приближается к составу карбида. По мере вовлечения в процесс МС все большего количества исходных компонентов состав аморфной фазы изменяется в сторону обеднения углеродом, поэтому карбид Fe_7C_3 перестает удовлетворять условию динамического равновесия. Это приводит к растворению его части в аморфной фазе. По этой же причине при распаде аморфной фазы дополнительно к Fe_7C_3 начинает выделяется цементит. Его количество, с увеличением времени помола, увеличивается вплоть до достижения сплавом стационарного соотношения фаз $Fe_3C + Fe_7C_3$ + A (если не учитывать намол Fe). Намол большого количества железа может привести к дальнейшему обеднению состава аморфной фазы и тогда, по нашему мнению, карбид Fe_7C_3 полностью растворится, растворится и часть цементита и из аморфной фазы начнется выделение α–Fe. Подобные изменения фазового состава на поздних стадиях МС мы наблюдали при варьировании составов сплавов системы $Fe_{75}C_{(25-x)}Si_x$. Следует заметить, что условия динамических равновесий, которые складываются в процессе МС сплавов будут зависеть как от свойств фаз, присутствия примесей, так и от условий проведения механосинтеза. Поэтому, как это видно из приведенных литературных данных, при помоле даже сплава одного состава в различных экспериментах могут наблюдаться различные промежуточные и конечные продукты.

Выводы

1. На установившейся стадии механосинтеза сплавов систем $Fe_{75}C_{(25-x)}Si_x$ и $Fe_{(75-x)}C_{25}Si_x$ большую роль в формировании структурно-фазовых состояний играют процессы приводящие к динамическому равновесию между кристаллическими и аморфной фазами.

2. В процессе механосинтеза сплава $Fe_{72,6}C_{24,5}O_{1,1}N_{1,8}$ наблюдается последовательный ряд фазовых превращений, которые можно связать с изменением условий динамического равновесия кристаллических фаз с аморфной фазой.

Работа выполнена в рамках НИР рег.
№ АААА-А16-116021010085-9
и гранта РФФИ № 14-03-00044

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ (REFERENCES)

1. Suryanarayana C. *Mechanical alloying and milling.* Marcel Dekker Inc., New York, 2004. 184 p.
2. Yelsukov E.P., Dorofeev G.A. Mechanical alloying in binary Fe-M (M=C, B, Al, Si, Ge, Sn) systems. *Journal of Mat. Sci.* 2004. Vol. 39. Pp. 5071…5079.
3. Nasu T., Koch C.C., Nagaoka K., Itoh N., Sakurai M., Suzuki K. EXAFS study of the solid state amorphization process in an Fe-C alloys. *Mat. Sci. Eng.* 1991. Vol. A134. Pp. 1385…1388.
4. Ogasawara T., Inoue A., Masumoto T. Amorphization in Fe – metalloid systems by mechanical alloying. *Mater. Sci. Eng.* 1991. Vol. A134. Pp. 1338…1341.
5. Tokumitzu K., Umemoto M. Structural changes and ^{57}Fe Mössbauer spectroscopy of mechanically alloyed Fe_3C and Fe_5C_2. *Mater. Sci. For.* 2001. Vol. 360…362. Pp. 183…188.
6. Wang G.M., Calka A., Campbell S.J., Kaczmarek W.A. Carburization of iron by ball-milling Fe_{50}–C_{50}. *Mat. Sci. For.* 1995. Vol. 179…181. Pp. 201…206.
7. Елсуков Е.П., Дорофеев Г.А., Фомин В.М., Коныгин Г.Н., Загайнов А.В., Маратканова А.Н. Механически сплавленные порошки Fe(100–x) C(x); x = 5–25 ат.%. I. Структура, фазовый состав и температурная стабильность // *ФММ*. 2002. Т. 94. № 4. С. 43…54 [Yelsukov Ye.P., Dorofeyev G.A., Fomin V.M., Konygin G.N., Zagaynov A.V., Maratkanova A.N. Mechanically alloyed powders of Fe (100–x) C (x); x = 5-25 at.%. I. Structure, phase

composition and temperature stability. *The Physics of Metals and Metallography.* 2002. Vol. 94. № 4. Pp. 43…54] (in Russian).

8. Дорофеев Г.А., Елсуков Е.П., Фомин В.М., Коныгин Г.Н., Загайнов А.В., Немцова О.М. Фазообразование в системе Fe(68)C(32) при механическом легировании // *ФХОМ*. 2001. № 5. С. 71…78 [Dorofeyev G.A., Yelsukov Ye.P., Fomin V.M., Konygin G.N., Zagaynov A.V., Nemtsova O.M. Phase formation in the system Fe(68)C(32) by mechanical alloying. *Physics and chemistry of materials processing.* 2001. № 5. Pp. 71…78] (in Russian).
9. Wang G.W., Campbell S.J., Calka A., Kaczmarek W.A. Ball-milling of Fe-C (20-75 % Fe). *Nanostructured Materials.* 1995. Vol. 6. Pp. 389…392.
10. Tanaka T., Nasu S., Nakagawa K., Ishihara K.N., Shingu P.H.. Mechanical alloying of Fe-C and Fe-C-Si systems. *Mater. Sci. Forum. 1*992. Vol. 88…90. Pp. 269…274.
11. Campbell S.J., Wang G.M., Calka A., Kaczmarek W.A. Ball-milling of Fe_{75}-C_{25}: formation of Fe_3C and Fe_7C_3. *Mater. Sci. Eng.* 1997. Vol. A 226…228. Pp. 75…79.
12. Elsukov E.P., Barinov V.A., Ovechkin L.V. Mechanochemical Synthesis of Iron Carbides by Milling Iron Powder in Toluene. *In Proc. I Int. Conf. on Mechanochemistry (ICM_93) (Cambridge Inter. Sci., 1994).* 1994. Vol. 2. Pp. 63…66.
13. Шелехов Е.В., Свиридова Т.А. Программы для рентгеновского анализа поликристаллов // *МиТОМ.* 2000. № 8. С. 16…19 [Shelekhov Ye.V., Sviridova T.A. Software for X-ray analysis of polycrystalline. *Metallurgy and heat treatment of metals.* 2000. № 8. Pp. 16…19] (in Russian).
14. Yelsukov E.P., Maratkanova A.N., Lomaeva S.F., Konygin G.N., Nemtsova O.M., Ul'yanov A.I., Chulkina A.A. Structure, phase composition and magnetic properties of mechanically alloyed and annealed quasibinary Fe(70)Si(x)C(30-x) alloys. *J. Alloys and Compounds.* 2006. Vol. 407. Pp. 98…105.
15. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. *Аморфные металлы.* М.: Металлургия, 1987. 328 с. [Sudzuki K., Fudzimori Kh., Khasimoto K. *Amorphous metals.* Moscow: Publishing house «Metallurgy», 1987. 328 p.] (in Russian).

Сведения об авторах

Волков Василий Анатольевич, *канд. техн. наук, зав. лабораторией*
E-mail: volkov@ftiudm.ru
Чулкина Алевтина Антониновна, *канд. техн. наук, старший научный сотрудник*
E-mail: chulkina@ftiudm.ru
Ульянов Александр Иванович, *доктор техн. наук, главный научный сотрудник*
E-mail: uai@ftiudm.ru
Елькин Иван Александрович, *младший научный сотрудник*
E-mail: ivan.a.elkin@gmail.com
Елсуков Евгений Петрович, *доктор физ.-мат. наук*
Физико-технический институт Уральского отделения РАН
426000, г. Ижевск, Российская Федерация, ул. Кирова, 132

Information about authors

Volkov Vasiliy A., *Cand. of Techn. Sciences, Head of the laboratory*
E-mail: volkov@ftiudm.ru
Chulkina Alevtina A., *Cand. of Techn. Sciences, Senior Researcher*
E-mail: chulkina@ftiudm.ru
Ulyanov Alexander I., *Doctor of Techn. Sciences, Principle Researcher*
E-mail: uai@ftiudm.ru
Elkin Ivan A., *Junior Researcher*
E-mail: ivan.a.elkin@gmail.com
Yelsukov Yevgeniy P., *Doctor of Phys.-Math. Sciences*
Physical-Technical Institute of Ural Brunch of RAS
426000, Izhevsk, Russian Federation, Kirov st. 132