

УДК 546.621:620.183

## СТРУКТУРНЫЙ И ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ СПЛАВОВ Al–Fe

© 2008 г. И. И. Ташлыкова-Бушкевич<sup>1</sup>, Е. С. Гутько<sup>2</sup>, В. Г. Шепелевич<sup>2</sup>, С. М. Барайшук<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск, Беларусь

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

<sup>3</sup>Белорусский государственный педагогический университет им. Максима Танка, Минск, Беларусь

Поступила в редакцию 20.09.2007 г.

Изучены структура и фазовый состав слабелегированных сплавов Al–Fe, полученных методом сверхбыстрой закалки из расплава. Поверхность фольг была исследована с помощью растровой электронной и атомно-силовой микроскопии и резерфордского обратного рассеяния ионов. Изменение фазового состава сплавов в процессе отжига было изучено методом рентгеноструктурного анализа и путем измерения удельного электросопротивления и микротвердости. Сплавы Al–Fe имеют микрокристаллическую структуру с неравномерным содержанием железа в приповерхностной области образцов. Наблюдается корреляция глубинных профилей железа и фазового состава фольг. Обнаружено, что распад пересыщенного твердого  $\alpha$ -раствора происходит в области температур 250–350°C. При повышении температуры отжига имеет место выделение метастабильной фазы Al<sub>6</sub>Fe. В интервале 300–500°C метастабильная фаза Al<sub>6</sub>Fe распадается, и выделяется стабильная фаза Al<sub>3</sub>Fe.

### ВВЕДЕНИЕ

Известно, что сверхбыстрая закалка из расплава (СБЗР) алюминиевых сплавов приводит к образованию материалов с уникальной микроструктурой за счет изменения химического состава, образования метастабильных фаз, а также изменения структуры [1, 2]. Целью настоящего исследования было выполнение анализа структуры БЗ-фольг слабелегированных сплавов Al–Fe в зависимости от температуры обработки и фазового состава образцов. Применение методов сверхбыстрой закалки из расплава считается перспективным для повышения таких эксплуатационных характеристик сплавов системы Al–Fe, как прочность и пластичность [3]. Несмотря на то что имеется большое количество работ по исследованию структуры и свойств быстрозатвердевших (БЗ) сплавов Al–Fe (интерес обусловлен их возможным использованием в качестве высокотемпературных сплавов для аэрокосмической промышленности [4–7]), распределение железа в БЗ-образцах, в том числе изменение послойного элементного состава сплавов Al–Fe при фазовых превращениях, изучено недостаточно.

Поверхность БЗ-фольг сплавов Al–Fe изучалась с применением растровой электронной и атомно-силовой микроскопии. Также было продолжено исследование пространственного распределения железа в фольгах сплавов алюминия [8, 9] с помощью метода резерфордского об-

ратного рассеяния (РОР) и компьютерных моделирующих программ RUMP [10, 11]. Для определения стабильности сплавов был выполнен рентгеноструктурный анализ фольг в сочетании с измерением удельного электросопротивления и микротвердости образцов после отжига. О предпочтительности измерения электросопротивления при исследовании фазовых превращений в БЗ-сплавах Al–Fe сообщается в [12]. В работе также обсуждается взаимосвязь послойного элементного и фазового составов сплавов Al–Fe.

### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

При изготовлении образцов использовался алюминий чистотой 99.99%. Сплавы Al–0.25, 0.3, 0.5, 0.6, 1.0, 1.5 Fe (ат. %) были получены сплавлением смеси компонентов в индукционной вакуумной электропечи типа ИСВ-0.004-ПИ-М1. БЗ-фольги толщиной 50–70 мкм и шириной 5–10 мм были получены выплескиванием капли расплава на внутреннюю поверхность вращающегося медного цилиндра методом, подробно описанным в [13]. Скорость охлаждения расплава составляла ~10<sup>6</sup> К/с [14]. Топография поверхности образцов изучалась с помощью растрового электронного микроскопа марки LEO1455VP. Трехмерные (3D) изображения поверхности исследуемых фольг были получены с применением атомно-силового микроскопа (АСМ) NT-206. Распределение железа по глубине сплавов было изучено в Йенском

университете им. Ф. Шиллера методом резерфордовского обратного рассеяния (РОР) ионов гелия с энергией 1.4 МэВ и энергетическим разрешением 17 кэВ (геометрия эксперимента:  $\theta_1 = 0^\circ$ ,  $\theta_2 = 10^\circ$ ,  $\theta = 170^\circ$ , где  $\theta_1$ ,  $\theta_2$ ,  $\theta$  – углы влета, вылета и рассеяния ионов соответственно). Экспериментальные спектры обратного рассеяния обрабатывались с использованием компьютерных моделирующих программ RUMP, что позволяет изучать концентрации элементов в образцах начиная с 0.001 ат. %. Величина выхода импульсов  $Y$  на спектрах является набором случайных цифр (в зависимости от числа рассеянных частиц, попавших в детектор). Так как в данном случае не идет речь о систематической погрешности, то относительная погрешность определения концентрации железа рассчитывалась как статистическая погрешность и не превышала 6%:  $\varepsilon_{\text{Fe}} = (Y_{\text{Fe}})^{1/2}/Y_{\text{Fe}}$  [15, 16], где  $Y_{\text{Fe}}$  – число импульсов сигнала от железа. Рентгеноструктурный анализ фазового состава сплавов, определение изменения параметра элементарной ячейки фольг в зависимости от температуры отжига образцов выполнялись на дифрактометре ДРОН-3М (медное излучение). Для расчета параметра решеток  $a$  фольг изучалась дифракционная линия от алюминия с индексами 400, ошибка в определении  $a$  не превышала 0.02% [17]. Микротвердость  $H_\mu$  сплавов измерялась с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке 20 г, погрешность измерения микротвердости составляла не более 5%. Изотермический отжиг проводился при постоянных температурах в течение часа при каждой температуре. При изохронном отжиге образцов опыты выполнялись последовательно через 30–40°C с выдержкой 20 мин при каждой температуре. Для определения отношения удельных электросопротивлений  $\rho(T)/\rho_0$  применяли зондовый метод, относительная погрешность определения  $\rho(T)/\rho_0$  достигала 1%.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование морфологии БЗ-сплавов Al–Fe показывает, что на поверхности, контактирующей с подложкой (цилиндр), образуются каверны, в которых наблюдается ячеистая структура – продолговатые или двумерные ячейки и изолированные канавки (рис. 1а). Дополнительно графически выделены некоторые ячейки и канавки, связанные с границами зерен. Поверхность фольг, контактирующая с воздухом, имеет ячеистую структуру (рис. 1б). Размер ячеек фольг сплава Al–0.6 Fe составляет от 0.5 до 2.0 мкм. На поверхности образцов с обеих сторон наблюдаются неровности. Причем рельеф фольг со стороны, контактирующей с подложкой, более ровный, чем с внешней стороны. На рис. 1г также показано трехмерное изображение поверхности сплава Al–0.3 Fe, контактирующей с подложкой.

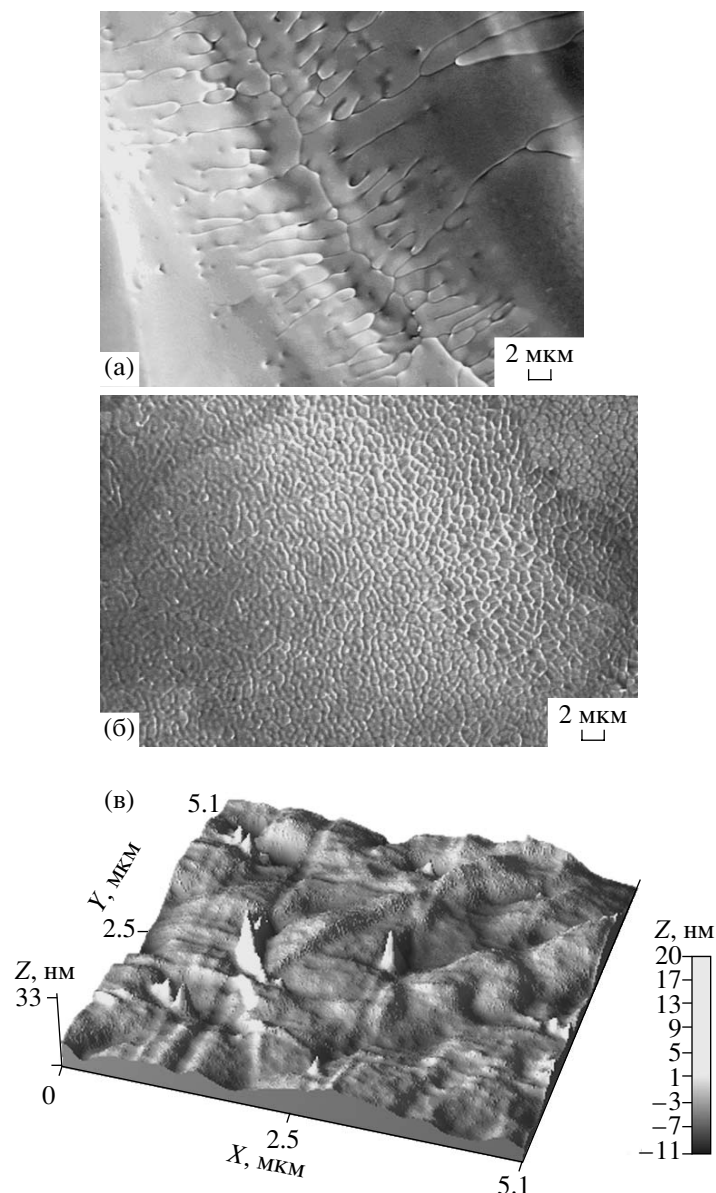
Измерено распределение железа в приповерхностной области фольг сплава Al–0.3 Fe, контактирующей с подложкой: в тонком (~0.03 мкм) приповерхностном слое фольг имеет место повышенное содержание железа, достигающее 1.35 ат. %. В приповерхностной области (от 0.1 до 0.7 мкм) железо распределено практически равномерно (рис. 2). Средняя концентрация железа составляет 0.33 ат. %.

Изучение микротвердости фольг сплавов Al–Fe при изохронном и изотермическом отжиге свидетельствует о том, что отжиг сплавов при относительно низких температурах (до 110°C) вызывает небольшое увеличение  $H_\mu$  (рис. 3а, б). Повышение температуры изохронного отжига приводит к практически монотонному понижению микротвердости фольг сплавов Al–0.6; 1.0 Fe (рис. 3а). Качественно сравнимое поведение микротвердости наблюдается и при изотермическом отжиге фольг сплавов Al–0.6 Fe (рис. 3б). В этом же интервале температур отжига наблюдается уменьшение удельного электросопротивления  $\rho(T)/\rho_0$  (рис. 3в).

Параметр элементарной ячейки  $a$  фольг сплава Al–0.5 Fe при нагреве фольг до 100°C остается неизменным и равным 0.4047 нм. Дальнейший изохронный отжиг в области температур от 100 до 250°C приводит к уменьшению параметра элементарной ячейки (рис. 4). Так, после отжига образцов при температуре 200°C  $a = 0.4044$  нм. При отжиге выше 200°C наблюдается увеличение параметра элементарной ячейки. Параметр решеток чистого алюминия равен 0.4049 нм [18].

Анализ рентгенограмм фольг сплава Al–1.5 Fe указывает на то, что отжиг при температуре 230°C в течение 2 ч приводит к распаду пересыщенного твердого раствора на основе алюминия и выделению метастабильной фазы Al<sub>6</sub>Fe. Получено совпадение межплоскостных расстояний новой фазы  $d_0$ , определенных по положению дополнительных дифракционных линий, отсутствующих на рентгенограммах исходных фольг, и величин межплоскостных расстояний  $d_m$ , рассчитанных для метастабильной фазы Al<sub>6</sub>Fe, имеющей ромбическую кристаллическую решетку с параметрами элементарной ячейки  $a = 0.6492$  нм,  $b = 0.7437$  нм и  $c = 0.7885$  нм [19] (табл. 1). Выделения второй фазы в исходных БЗ-сплавах в области образования метастабильного пересыщенного твердого раствора  $\alpha$ -Al (концентрация железа в сплаве до 1.5 ат. %) не обнаружены [20].

Отжиг фольг сплавов Al–1.5 Fe в температурном интервале 300–600°C приводит сначала к уменьшению интенсивности дифракционных линий метастабильной фазы Al<sub>6</sub>Fe, а затем к их исчезновению. Одновременно появляются новые дифракционные линии, принадлежащие стабильной фазе Al<sub>3</sub>Fe, имеющей моноклинную кристал-

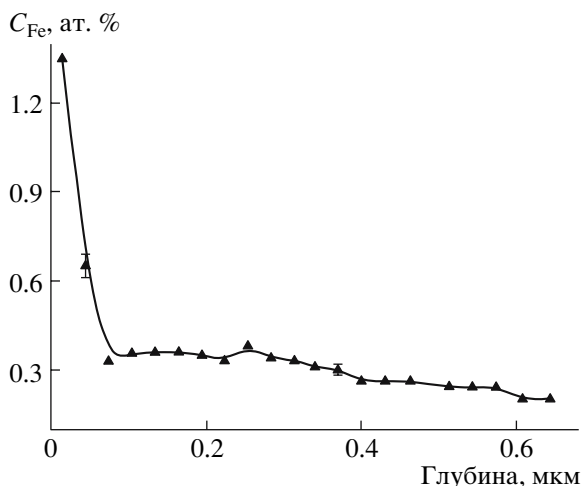


**Рис. 1.** Микроструктура поверхности фольг сплавов Al–0.6 Fe, контактирующей с подложкой (а) и с воздухом (б). Типичное 3D-изображение поверхности сплава Al–0.3 Fe, контактирующей с подложкой (в). Графически выделены некоторые ячейки и канавки, связанные с границами зерен (а).

лическую решетку с параметрами  $a = 1.5520$  нм,  $b = 0.8099$  нм,  $c = 1.2501$  нм и  $\alpha = 107^\circ 43'$  [19]. В табл. 2 приведены межплоскостные расстояния  $d_m$ , рассчитанные для метастабильной фазы  $Al_6Fe$ , и межплоскостные расстояния  $d$  новой фазы, экспериментально рассчитанные для фольг, отожженных при  $500^\circ C$  в течение 1 ч. Поскольку значения  $d$  и  $d_m$  совпадают, то можно предположить, что при распаде твердого раствора на основе алюминия при температуре  $500^\circ C$  происходит выделение стабильной фазы  $Al_3Fe$ .

Ранее нами было получено, что БЗ-фольги слаболегированных сплавов Al–Fe имеют микрокристаллическую структуру [21]. Средний размер

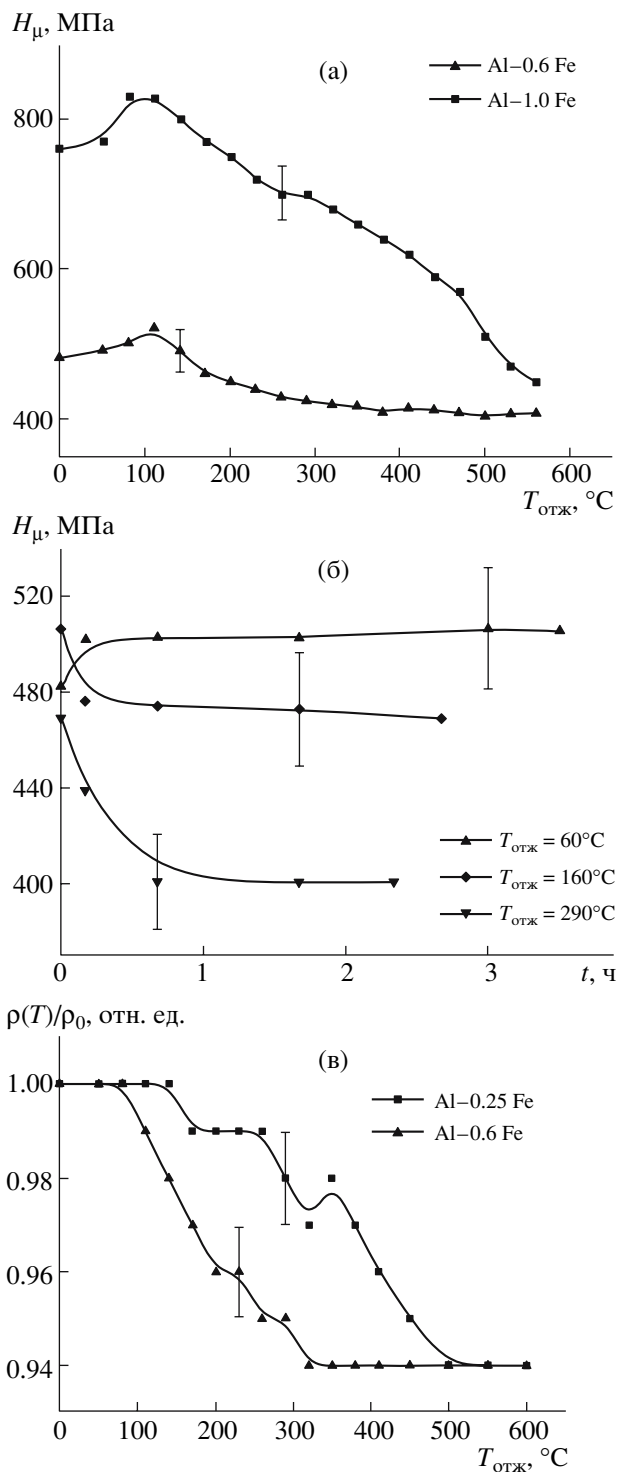
зерен фольг составляет несколько микрон и уменьшается с увеличением концентрации железа в сплавах. Результаты настоящего изучения структуры поверхностей БЗ-сплавов Al–Fe показывают, что в процессе СБЗР сплавов Al–Fe формируется ячеистая структура, подобная структурам, обнаруженным в БЗ-сплавах Al–Zn и Al–V [13, 22, 23]. Исследования с помощью АСМ свидетельствуют о неоднородности поверхности фольг вдоль оси Z, составляющей в среднем  $\sim 0.01$  мкм. По данным работы [24] продольные размеры и распределение воздушных углублений на поверхности фольг сплавов Al–Cu, полученных методом спиннингования из расплава, близким к использу-



**Рис. 2.** Типичный профиль распределения железа в сплаве Al-0.3 Fe по глубине, полученный моделированием с помощью программы RUMP спектров РОР от контактирующей с подложкой поверхности образцов.

емому в настоящей работе методу СБЗР, зависят от материала барабана и его линейной скорости.

Сравнение профилей распределения железа по глубине фольг сплавов Al-0.3 Fe и Al-0.25, 2.0 Fe, полученных в индукционной печи и в кварцевых ампулах [8], позволяет сформулировать закономерности перераспределения легирующего компонента железа в процессе сверхбыстрого затвердевания слабелегированных бинарных алюминиевых сплавов. В тонком приповерхностном слое всех изученных образцов содержание железа превышает эвтектическую концентрацию ~0.8 ат. % [25] в 1.7–2.5 раз и выше экспериментально измеренной в объеме концентрации в 4.5–6.9 раз. Отметим, что обнаруженное нами повышенное содержание железа в тонком приповерхностном слое БЗ-сплавов Al-Fe соответствует данным, полученным для бинарных алюминиевых сплавов, содержащих Cu, Co, Ni, Ge и Sb [26–30]. Установлено, что этот эффект зависит от концентрации легирующего элемента. Как известно, процесс СБЗР приводит к возрастанию концентрации неравновесных вакансий в сплаве [31]. Вакансии способны образовывать подвижные комплексы “атом растворенного элемента–вакансия” и диффундировать на поверхность (которая является для них стоком) вместе с легирующим элементом даже при столь высоких, как при СБЗР, скоростях охлаждения и затвердевания расплава [32–34]. Поэтому, видимо, в тонком приповерхностном слое формируется избыток легирующего элемента именно в результате того, что атомы растворенных элементов перемещаются с вакансиями в направлении поверхности фольг и границ зерен [33]. На основании данных о зеренной структуре БЗ-фольг сплавов алюминия [21] послойный эле-



**Рис. 3.** Изменение микротвердости  $H_{\mu}$  фольг сплавов Al-0.6; 1.0 Fe при изохронном отжиге (а) и сплава Al-0.6 Fe при изотермическом отжиге (б). Температурная зависимость отношения  $\rho(T)/\rho_0$  фольг сплавов Al-0.25; 0.6 Fe (в).

ментный анализ БЗ-сплавов методом РОР выполнялся по глубине столбчатого зерна. Распределение компонентов в зерне усреднено по площади сечения пучка диаметром 1 мм, что по

оценкам составляет до  $10^5$  столбчатых зерен. Сравнение с ранее полученными на сплавах Al-Fe результатами РОР [8] подтверждает воспроизводимость данных.

Таким образом, можно заключить, что интерпретация результатов послойного элементного анализа, выполненного методом РОР на фольгах сплавов алюминия, соответствует реальной картине. Вопрос о влиянии шероховатости поверхности образца на форму спектров РОР рассматривается в [35, 36]. Установлено, что, во-первых, при падении пучка по нормали к поверхности (геометрия эксперимента в данной работе) влияние шероховатости на форму спектра РОР минимально. Во-вторых, для образцов с неоднородной поверхностью из-за наличия выступов и впадин уменьшается выход частиц в высокоэнергетической области. Как следствие, обнаруженная концентрация атомов в поверхностном слое образца ниже реального значения. Однако данный эффект существен в случае, когда размер пучка сравним с размерами неоднородностей [36]. В литых массивных образцах неоднородное по глубине распределение легирующих элементов в приповерхностном слое в пределах глубинного разрешения методом РОР не наблюдается [37].

Авторами [6, 38] обнаружено, что в пересыщенных твердых растворах Al-Fe, полученных в результате СБЗР, атомы железа распределены в решетке алюминия не статистически. Как сообщается в [39], уже расплавы системы Fe-Al неоднородны и содержат кластеры. Объемное содержание кластеров зависит от концентрации компонентов сплавов. Таким образом, некоторое увеличение микротвердости фольг на начальном этапе изохронного отжига и изотермического отжига при температуре  $60^\circ\text{C}$ , по-видимому, можно связать с перераспределением атомов железа в твердом  $\alpha$ -растворе, ведущим к дополнительному образованию кластерных группировок, обогащенных атомами железа и способных вызвать упрочнение сплава. В работах [40, 41] установлено, что образование кластеров приводит к увеличению  $H_u$  на начальном этапе отжига для систем Al-Zn и Al-Mg с большим содержанием цинка и магния. Авторами [42] высказано предположение, что распад пересыщенного твердого раствора в системе Al-Ge начинается с формирования зон Гинье-Престона, упрочняющих сплав. Дальнейший отжиг в интервале температур  $100\text{--}200^\circ\text{C}$  приводит к уменьшению параметра элементарной ячейки фольг сплава, что связано с распадом зон Гинье-Престона. Частичное разрушение кластерных группировок и увеличение доли статистически распределенных в решетке атомов железа наблюдалось после отжига при  $200^\circ\text{C}$  БЗ-сплавов Al-Fe. Это явление подобно растворению зон Гинье-Престона на стадии предвыделения и приводит к снижению параметра  $a$  [43]. Распад пересыщенно-

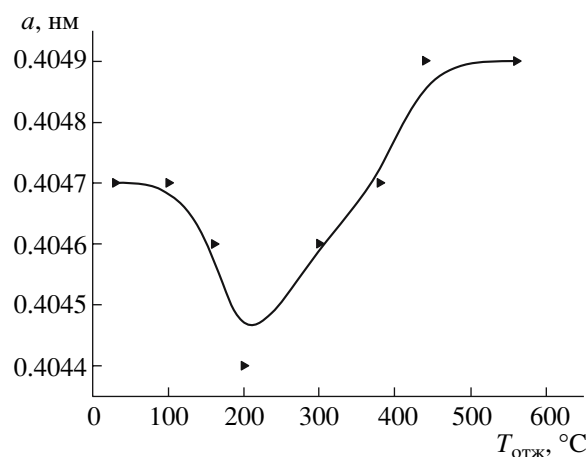


Рис. 4. Изменение параметра элементарной ячейки  $a$  фольг сплава Al-0.5 Fe при изохронном отжиге.

го твердого раствора на основе алюминия, сопровождающийся обеднением первичного твердого раствора атомами железа, вызывает уменьшение микротвердости и удельного электросопротивления сплавов. Снижение сопротивления при отжиге указывает на преципитацию атомов легирующего элемента, а также коагуляцию выделений [44–46]. Увеличение параметра элементарной ячейки фольг Al-0.5 ат. % Fe при отжиге выше  $200^\circ\text{C}$  также свидетельствует о распаде пересыщенного твердого раствора на основе алюминия. Из кривых изохронного отжига следует, что процесс выделения и коагуляции железосодержащих фаз является доминирующим при температуре отжига до  $500^\circ\text{C}$ . Установленные температурные интервалы распада находятся в согласии с результатами [4, 47], где исследовались сплавы Al, содержащие от 5.0 до 20.0 ат. % Fe, полученные спиннингованием расплава.

Тот факт, что отжиг при относительно низких температурах приводит к образованию кластеров атомов железа в твердом  $\alpha$ -растворе, может объяснить перераспределение элементов в фольгах сплавов Al-Fe, отожженных при  $140^\circ\text{C}$ . Ранее нами была обнаружена тенденция снижения концентрации железа в тонком приповерхностном слое при данной температуре в сплавах с 0.25 и 2.0 ат. % Fe

Таблица 1. Сравнение межплоскостных расстояний  $d_0$  и  $d_m$  фазы  $\text{Al}_6\text{Fe}$

| $\theta$ , град | $d_0, 10^{-4}$ мкм | $d_m, 10^{-4}$ мкм | $hkl$ |
|-----------------|--------------------|--------------------|-------|
| 12.2            | 3.64               | 3.64               | 102   |
| 13.0            | 3.42               | 3.43               | 021   |
| 21.1            | 2.14               | 2.14               | 222   |
| 21.7            | 2.08               | 2.08               | 310   |
| 24.9            | 1.83               | 1.83               | 310   |

**Таблица 2.** Сравнение межплоскостных расстояний  $d$  и  $d_m$  фазы  $Al_3Fe$ 

| $\theta$ , град | $d, 10^{-4}$ мкм | $d_m, 10^{-4}$ мкм | $hkl$ |
|-----------------|------------------|--------------------|-------|
| 6.0             | 7.37             | 7.376              | 200   |
| 6.65            | 6.65             | 6.68               | 011   |
| 7.7             | 5.75             | 5.77               | 111   |
| 9.3             | 4.77             | 4.78               | 012   |
| 10.4            | 4.27             | 4.26               | 112   |
| 11.2            | 3.97             | 3.96               | 003   |
| 11.5            | 3.86             | 3.83               | 021   |
| 12.6            | 3.53             | 3.54               | 220   |
| 15.1            | 2.96             | 2.97               | 004   |
| 18.6            | 2.41             | 2.41               | 210   |
| 20.9            | 2.16             | 2.17               | 224   |
| 23.8            | 1.91             | 1.91               | 333   |
| 26.2            | 1.74             | 1.75               | 306   |
| 29.8            | 1.58             | 1.59               | 036   |
| 31.9            | 1.46             | 1.47               | 336   |
| 37.4            | 1.27             | 1.28               | 063   |

[8]. При повышении температуры отжига до 500°C в сплаве Al–2.0 Fe [8] наблюдалось снижение концентрации железа на поверхности фольг при одновременном увеличении его содержания на глубине. По-видимому, снижение концентрации легирующего элемента вызвано его диффузией в объем образцов. Вероятной причиной перераспределения железа при 500°C является распад метастабильной фазы  $Al_6Fe$  и выделение стабильной фазы  $Al_3Fe$ . Об эффекте перераспределения элементов в результате отжига БЗ-сплавов Al–Zn и Al–Ge, а также о тенденциях изменения послойного состава фольг при возрастании температуры отжига до 500°C сообщалось в [22, 23, 48]. Отметим, что в БЗ-сплавах Al–4.0 Zn и Al–5.0 Ge при отжиге обнаружен рост концентрации легирующего элемента в тонком приповерхностном слое при увеличении температуры отжига. Таким образом, диффузия в сплавах Al–Zn, Ge и Al–Fe при отжиге протекает в противоположных направлениях – на поверхность фольги и в ее глубину. При этом характер распределения цинка по глубине в неотожженных фольгах сплавов Al–Zn – обеднение тонкого приповерхностного слоя, а также резкое возрастание содержания цинка в 1.7–2.6 раза в слое до 0.2 мкм и последующее практически равномерное распределение цинка по глубине образцов – качественно отличается от закономерностей распределения железа и германия в фольгах сплавов Al–Fe, Ge. Для установления общих закономерностей распределения элементов по глубине фольг сплавов Al и изучения корреляции профилей распределения легирующих элементов и фазового состава сплавов необходимо дальнейшее исследование физических процессов, протекающих при СБЗР алюминии-

вых сплавов, а также в процессе отжига полученных фольг.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполнен структурный и фазовый анализ фольг слаболегированных сплавов Al–Fe. В результате сверхбыстрой закалки на поверхности фольг, контактирующей с воздухом, формируется ячеистая структура, размер ячеек изменяется от 0.5 до 2.0 мкм. На поверхности, контактирующей с подложкой, образуются каверны, в которых также наблюдается ячеистая структура. Впервые установлена поперечная неоднородность поверхности фольг сплавов Al–Fe, которая составляет ~0.01 мкм. Тонкий приповерхностный слой обогащен железом: в сплаве Al–0.3 Fe концентрация железа в 4.5 раза превышает расчетное значение. Отжиг сплавов Al–Fe на начальном этапе при температуре ~110°C приводит к незначительному увеличению микротвердости, что можно объяснить перераспределением атомов железа в твердом  $\alpha$ -растворе, ведущем к образованию их кластеров. В процессе дальнейшего повышения температуры отжига фольг происходит распад пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, сопровождающийся сначала выделением метастабильной фазы  $Al_6Fe$  и затем выделением стабильной фазы  $Al_3Fe$ .

И.И. Ташлыкова-Бушкевич благодарна профессору В. Вещу (университет им. Ф. Шиллера, Йена, Германия) за помощь при проведении экспериментов с использованием метода POP.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Katgerman L., Dom F. // Mater. Sci. and Eng. A. 2004. V. 375–377. P. 1212.
2. Lavernia E.J., Ayers J.D., Srivatsan T.S. // Intern. Mater. Rev. 1992. V. 37. № 1. P. 1.
3. Cochrane R.F., Evans P.V., Greer A.L. // Mater. Sci. Eng. A. 1991. V. 133. P. 803.
4. Kim D.H., Cantor B. // J. Mater. Sci. 1994. V. 29. P. 2884.
5. Анищенко Т.И., Литвин Б.Н., Буров Л.М. // Структура и свойства сплавов Al–Fe, полученных в неравновесных условиях. Днепропетровск: Днепропетр. ун-т, 1990. 10 с.
6. Бродова И.Г., Есин В.О., Полениц И.В. и др. // Расплавы. 1990. № 1. С. 16.
7. Bizjak M., Kosec L. // Zeitschrift für Metallkunde / Materials Research and Advanced Techniques. 2000. V. 91. № 2. P. 160.
8. Ташлыкова-Бушкевич И.И., Шепелевич В.Г. // ФХОМ. 1999. № 6. С. 73.
9. Tashlykova-Bushkevich I.I. // Vacuum. 2005. V. 78. № 2–4. P. 529.
10. Комаров Ф.Ф., Кумахов М.А., Ташлыков И.С. Неразрушающий анализ поверхностей твердых тел

- ионными пучками. Минск: Университетское, 1987. 256 с.
11. Doolittle L.N. // Nucl. Instrum. Meth. B. 1985. V. 9. P. 344.
  12. Bizjak M., Koscec L., Koscec B., Anžel I. // Metalurgija. 2006. V. 45. № 4. P. 281.
  13. Ташлыкова-Бушкевич И.И., Шепелевич В.Г., Неумержицкая Е.Ю. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2007. № 4. С. 69.
  14. Мирошниченко С.И. Закалка из жидкого состояния. М.: Металлургия, 1982. 168 с.
  15. Ташлыкова-Бушкевич И.И. Метод резерфордовского обратного рассеяния при анализе состава твердых тел. Минск: БГУИР, 2003. 52 с.
  16. Сквайрс Дж. Практическая физика. М.: Мир, 1971. 246 с.
  17. Русаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 480 с.
  18. Алюминий: свойства и физическое металловедение: Пер. с англ. / Ред. Хэтч Дж.Е. М.: Металлургия, 1989. 422 с.
  19. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов: Справочник. Т. 2. М.: Металлургиздат, 1962. 609 с.
  20. Василевич Е.Ю., Гутько Е.С., Шепелевич В.Г. // Сб. науч. трудов. Теоретические и технологические основы упрочнения и восстановления изделий машиностроения. Полоцк: ПГУ, 2001. С. 162.
  21. Шепелевич В.Г., Ташлыкова-Бушкевич И.И., Анисович А.Г. // ФХОМ. 1999. № 4. С. 86.
  22. Ташлыкова-Бушкевич И.И., Гутько Е.С., Шепелевич В.Г. // Перспективные материалы. 2005. № 1. С. 59.
  23. Tashlykova-Bushkevich I.I., Gut'ko E.S., Shepelevich V.G. // Adv. Mater. 2005. V. 12. № 1. P. 54.
  24. Taha M.A., El-Mahallawy N.A., Abedel-Ghaffar M.F. // J. Mater. Sci. 1992. V. 27. P. 5823.
  25. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
  26. Tashlykova-Bushkevich I.I., Shepelevich V.G. // J. Alloys and Compounds. 2000. № 299. P. 205.
  27. Ташлыкова-Бушкевич И.И., Шепелевич В.Г. // ФХОМ. 2000. № 4. С. 99.
  28. Ташлыкова-Бушкевич И.И. // Сб. докл. 3-й Всерос. научно-техн. конф. "Быстрозакаленные материалы и покрытия". М.: "МАТИ"-РГТУ, 2004. С. 23.
  29. Ташлыкова-Бушкевич И.И., Куликаускас В.С., Веш В. и др. // ФХОМ. 2004. № 3. С. 75.
  30. Ташлыкова-Бушкевич И.И., Гутько Е.С., Шепелевич В.Г. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2006. № 4. С. 100.
  31. Srivatsan T.S., Sudarshan T.S., Lavernia E.J. // Progress in Materials Science. 1995. V. 39. P. 317.
  32. Pleiter F., Hohenemser C. // Phys. Rev. B. 1982. V. 25. № 1. P. 106.
  33. De Haas M., de Hosson J.Th.M. // Scripta Mater. 2001. V. 44. P. 281.
  34. Brokman A. // Acta Metal. Mater. 1987. V. 35. № 2. P. 307.
  35. Knudson A.R. // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. 1980. V. 168. P. 163.
  36. Ключников А.А., Пучеров Н.Н., Чеснокова Т.Д., Щербин В.Н. Методы анализа на пучках заряженных частиц. Киев: Наук. думка, 1987. 152 с.
  37. Shepelevich V., Tashlykova-Bushkevich I. // Mater. Sci. Forum. 1997. V. 248-249. P. 385.
  38. Фадеева В.И., Леонов А.В., Рясный Г.К., Рейман С.И. // Металлы. 1993. № 2. С. 87.
  39. I'inskii A., Slyusarenko S., Slukhovskii O. et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 325. № 1-2. P. 98.
  40. Хачатурян А.Г. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. М.: Наука, 1974. 384 с.
  41. Гинье А. Неоднородные металлические твердые растворы. М.: Изд-во иностр. лит., 1962. 158 с.
  42. Кузнецова Р.И., Федоренко С.З., Цой Г.М., Жуков Н.Н. // ФММ. 1976. Т. 42. № 1. С. 75.
  43. Фадеева В.И., Леонов А.А., Рясный Г.К., Сорокин А.А. // Неорган. материалы. 1990. Т. 26. № 8. С. 1662.
  44. Sayed H.El., Kovács I. // Phys. Status Solidi. A. 1974. V. 24. № 1. P. 123.
  45. Kovács I. // Crystal Res. Technol. 1984. V. 19. № 10. P. 1331.
  46. Gaber A., Afify N., Mostafa M.S. // J. Phys. D: Appl. Phys. 1990. V. 23. P. 1119.
  47. Kim D.H., Cantor B. // Philos. Mag. A. 1994. V. 69. № 1. P. 45.
  48. Tashlykova-Bushkevich I.I., Kolasik M. // Proc. IV Intern. Conf. "New Electrical and Electronic Technologies and their Industrial Implementation". Zakopane (Poland): Lublin University of Technology, 2005. P. 175.

## Structure and Phase Analysis of Rapidly Solidified Al-Fe Alloys

I. I. Tashlykova-Bushkevich, E. S. Gut'ko, V. G. Shepelevich, S. M. Baraishuk

Structure and phase composition of lightly doped rapidly solidified Al-Fe alloys were investigated. Foil surface was studied by means of TEM, AFM and RBS-techniques. Change of the alloy phase composition during annealing was examined using X-ray analysis and measurements of electrical resistivity and microhardness. The Al-Fe alloys was found to have microcrystalline structure. Level-by-level element analysis allowed to reveal irregular distribution of Fe in the near-surface region of samples. The correlation between the dope depth profiles and the phase composition of the alloys was observed. It was detected that  $\alpha$ -Al solid solution decomposed after annealing at 250–350°C. Metastable  $\text{Al}_6\text{Fe}$  phase formed during annealing at higher temperatures was decomposed after further annealing at 300–500°C, and the stable  $\text{Al}_3\text{Fe}$  phase precipitated.