



УДК 536.425 + 621.762

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-2-5-13>

Научная статья

Research article



Роль примесей в изменении фазового состава в системе Al–Fe–C при спекании

Е. Н. Коростелева, А. Г. Князева[✉], М. А. Анисимова, И. О. НиколаевИнститут физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
Россия, 634055, г. Томск, Академический пр-т, 2/46 anna-knyazeva@mail.ru

Аннотация. Эффективное использование материальных ресурсов заставляет активнее обращать внимание на отходы производства с целью не только простой их утилизации, но и их использования в качестве источника некоторых элементов и как компонентов порошковых материалов. Стальная стружка – сложный многокомпонентный материал на основе железа. Наличие примеси, например углерода, может оказывать влияние на диффузионное взаимодействие смеси стружки с порошком другого металла. В данной работе рассмотрен один из возможных вариантов диффузионного взаимодействия алюминия и стальной стружки в условиях вакуумного спекания с регулируемым нагревом. После спекания был проведен микроанализ структуры и определен фазовый состав продуктов взаимодействия. Выявлено, что в процессе спекания формируется многофазная структура, в которой не менее 30 % объема занимает алюминид железа FeAl. Несмотря на достаточно высокие температуры, фиксируются остатки алюминия и железа. Среди причин неполного превращения могут быть тугоплавкие продукты взаимодействия, тормозящие диффузию, а также примеси, влияющие на величину и направленность диффузионных потоков. Для подтверждения важной роли примесей в кинетике диффузионного взаимодействия рассмотрены модельные задачи роста интерметаллидной фазы между частицей плоской или сферической формы с окружающим ее алюминием. Учитывается появление перекрестных диффузионных потоков в области растущей фазы и, возможно, влияние примеси на концентрационный предел существования новой фазы. Найдены приближенные аналитические решения, которые позволяют проанализировать динамику роста области, занимаемой растущей фазой, в зависимости от параметров модели.

Ключевые слова: металлическая стружка, реакционное спекание, диффузионное взаимодействие, интерметаллидная фаза, эксперимент, моделирование

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда и субсидии администрации Томской области, грант № 22-13-20031, <https://rscf.ru/project/22-13-20031/>

Для цитирования: Коростелева Е.Н., Князева А.Г., Анисимова М.А., Николаев И.О. Роль примесей в изменении фазового состава в системе Al–Fe–C при спекании. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2023;17(2):5–13. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-2-5-13>

The impact of impurities on the Al–Fe–C system phase composition changes during sintering

E. N. Korosteleva, A. G. Knyazeva[✉], M. A. Anisimova, I. O. NikolaevInstitute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
2/4 Akademicheskii Prospekt, Tomsk 634055, Russia

✉ anna-knyazeva@mail.ru

Abstract. Manufacturing waste can be not only recycled but also utilized as a source of chemical elements and as a component of powder materials. Steel swarf are a complex multicomponent material with a high iron content, while impurities such as carbon can affect the diffusion interaction in the chip and metal powder mixture. In this study, we investigate the diffusion interaction between aluminum and steel swarf using temperature-controlled vacuum sintering. We analyzed the resulting mixture's microstructure and phase composition, and observed that sintering creates a multiphase structure in which FeAl iron aluminide occupies at least 30 vol. %. Despite the high sintering temperature, we also observed residual aluminum and iron. Incomplete transformation may result form refractory products that inhibit diffusion or impurities that influence the magnitude and direction of the diffusion fluxes. To confirm the impurities' role in the diffusion interaction kinetics, we developed simulation models of the intermetallic phase growth for a flat and spherical particle embedded in aluminum. The model consider cross-diffusion fluxes in the emerging phase regions and possible effects of impurities on the concentration limit for the new phase's existence. We derived approximate analytical solutions to analyze the emerging phase growth trends under various model parameters.

Keywords: metal swarf, reaction sintering, diffusion interaction, intermetallide phase, tests, simulation

Acknowledgements: This study is supported by the Russian Science Foundation and the Tomsk Oblast Administration, Grant No. 22-13-20031, <https://rscf.ru/project/22-13-20031/>

For citation: Korosteleva E.N., Knyazeva A.G., Anisimova M.A., Nikolaev I.O. The impact of impurities on the Al–Fe–C system phase composition changes during sintering. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2023;17(2):6–13. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-2-6-13>

Введение

Основу современных материальных ресурсов для металлообработки до сих пор составляют различные стали и сплавы на основе железа как наиболее распространенный и дешевый материал. Существует широкий ряд задач материаловедческого характера, направленных на решение проблем не только замены популярных сплавов на более высокоэффективные новые группы материалов, но и утилизации/воспроизводства уже отработанных изделий, деталей и отходов производства [1–4]. Наибольший объем отходов металлообработки формируется за счет обработки стальных заготовок с формированием металлической стружки [5; 6]. Следует иметь в виду, что стальная стружка – прежде всего сложный многокомпонентный материал на основе железа, а вторым важным компонентом в стали является углерод [7].

В зависимости от марки стали в стружке присутствуют и другие элементы в широком диапазоне концентраций. В частности, простейшие группы сталей (например, сталь 45) могут содержать от 0,42 до 0,5 мас. % углерода. Третьим заметным легирующим компонентом являются марганец (до 0,8 %), а также кремний (до 0,37 %). Согласно стандарту допускается присутствие хрома, меди и никеля (до 0,3 % каждого) и в малых количествах – фосфора и серы (не более 0,035 %). Кроме того, стальная стружка – это продукт высокоскоростного процесса резания металлической заготовки, в результате чего на поверхности стружки формируется активированная высокодефектная структура [8].

Как правило, отходы металлообработки утилизируют в процессе повторной переплавки, а все технологические процессы ее сбора и транспортировки

ориентированы на формование в более компактные брикеты с предварительной очисткой от продуктов окисления и взаимодействия с охлаждающей жидкостью (СОЖ) [9]. С другой стороны, можно рассматривать стальную стружку как самостоятельный компонент в порошковой (дисперсной) композиции с другими компонентами-элементами [10]. А поскольку измельченные частицы стальной стружки представляют собой многоэлементный состав, то становится актуальной задача прогнозирования процессов диффузионного взаимодействия стружки и другого компонента композиции в условиях нагрева. Понимание таких процессов будет способствовать развитию технологий получения не только новых материалов, но и способов утилизации металлических отходов.

Цель настоящей работы заключалась в анализе влияния присутствия примесей на диффузионное взаимодействие компонентов в системе Al–Fe–C.

Методика эксперимента

В качестве взаимодействующего компонента для композиции с участием измельченной стальной стружки использован алюминий. Система Al–Fe хорошо изучена и присутствует во многих исследованиях [11–16], где алюминий может выступать как матричный материал, так и в качестве легирующей добавки. Согласно диаграмме состояния Al–Fe [17] алюминий хорошо растворим в α -Fe, образуя широкие области твердых растворов (до 32 ат. %), но его растворимость падает в γ -Fe до 1,285 ат. % при высоких температурах. Железо имеет очень ограниченную растворимость в алюминии, не превышая 0,03 ат. % при эвтектической температуре 654 °С. Система характеризуется образованием 5 стабильных интер-

металлидов Fe_3Al , FeAl , FeAl_2 , Fe_2Al_3 и FeAl_3 , диапазон существования которых варьируется в пределах $t = 552\div 1170^\circ\text{C}$.

В качестве модельного состава рассмотрена композиция из измельченной стальной стружки после обработки заготовки из стали 45 с добавлением порошка алюминия марки ПА-4. Соотношение компонентов в смеси составляло 25 мас. % алюминия и 75 мас. % измельченной стальной стружки стали 45.

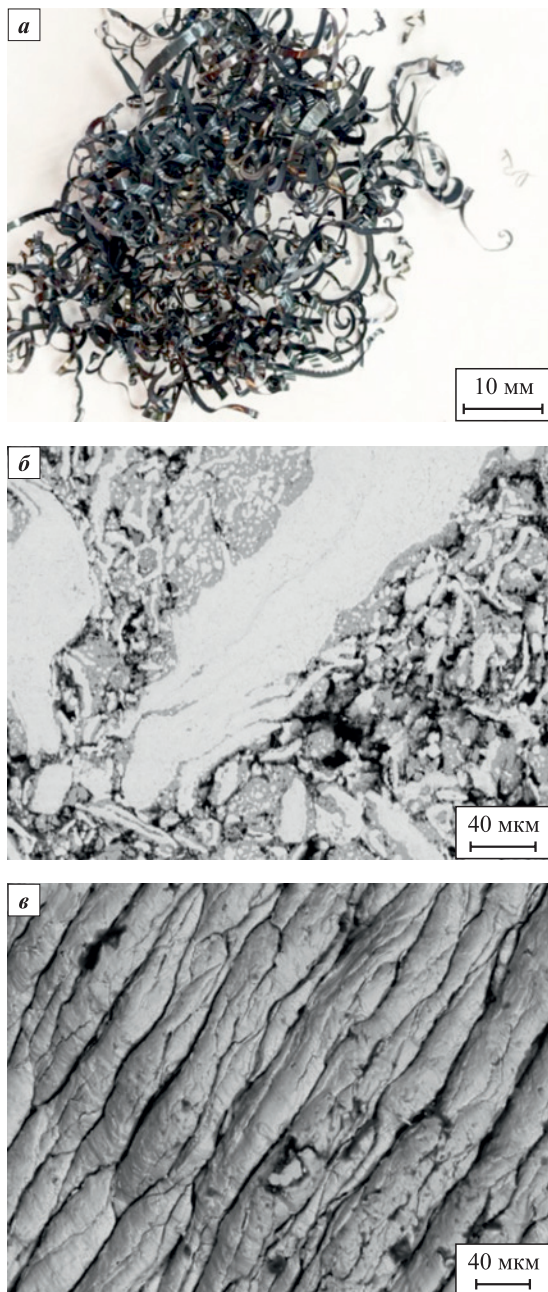


Рис. 1. Общий вид (а) и морфология поверхности (б) стальной стружки из стали 45, а также ее микроструктура после измельчения и спекания при 1000°C (в)

Fig. 1. Appearance (a) and surface morphology (b) of the steel 45 grade swarf. Chip microstructure after fragmenting and sintering at 1000°C (c)

Термообработку композиции осуществляли в вакуумной печи с регулируемым нагревом до 1000°C . После спекания был проведен микроанализ структуры и определен фазовый состав порошкового материала с провзаимодействовавшими компонентами.

Чтобы дать адекватное представление об особенностях продуктов обработки стальных заготовок (стружки), на рис. 1 приведены общий вид и морфология поверхности фрагмента стальной стружки, а также ее микроструктура после спекания. Анализ содержания углеродной составляющей показал, что концентрация углерода не превышает 1,5 %. Особенности спекания стальной стружки детально исследованы в работе [18].

При добавлении алюминия к стальной стружке в результате активного процесса сплавообразования с синтезом интерметаллидов формируется многофазная структура (рис. 2), в которой не менее 30 % объема занимает алюминид железа FeAl . Несмотря на достаточно экзотермичный процесс взаимодейст-

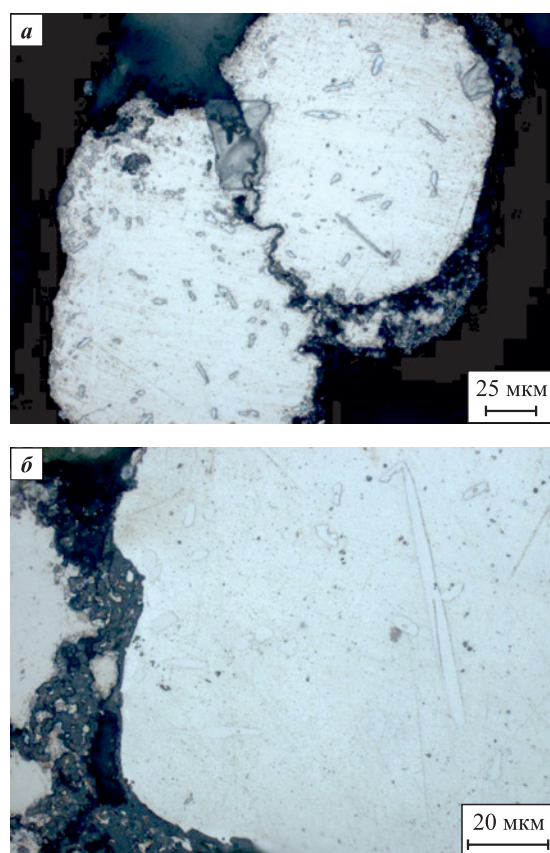


Рис. 2. Микроструктура синтезированных порошковых продуктов состава 25 % Al + 75 % сталь 45
а – общий вид, б – внутричастичное распределение зерен-игл из алюминидов железа

Fig. 2. Microstructure of the synthesized powders (25 % Al + 75 % steel 45)
a – appearance, б – intraparticle distribution of iron aluminide needle-like grains

вия Al и Fe, в продуктах вакуумного спекания порошковой смеси рентгеноструктурный анализ фиксирует остатки Al (не менее 15 об. %) и Fe. То есть реакции взаимодействия алюминия и железа, которое является основой стальной стружки из стали 45, не завершаются в полном объеме даже при температуре спекания 1000 °С, где Al фактически представлен в виде жидкой фазы.

По-видимому, в зоне контакта взаимодействующих частиц, где имеет место диффузионное взаимодействие, присутствуют факторы, влияющие на динамику этих потоков и, как следствие, на полноту и завершенность фазовых превращений. Среди таких факторов могут быть:

- тугоплавкие продукты взаимодействия, тормозящие диффузию;
- примеси, влияющие на величину и направленность диффузионных потоков;
- дефекты структуры, определяющие особенности диффузии и реакций на микроуровне.

Примеси могут явно не участвовать в образовании новых фаз, но при этом будут оказывать существенное влияние на кинетику фазообразования.

Подтверждением подобных возможностей влияния примесей служит следующая модельная задача.

Математическая модель

Постановка задачи, представленной ниже, основана на том, что основной компонент стальной стружки (железо) – весьма слабо растворим в Al. Растворимость алюминия в железе тоже не очень высока, хотя значение 1,285 % при $t = 1150$ °С можно принять во внимание (это растворимость при высокой температуре в γ -Fe). Допускается, что каждая фаза обладает некоторой областью гомогенности. Так как один из компонентов смеси является продуктом металлообработки стальных заготовок, то очевидно, что он содержит в качестве примеси углерод, содержание которого с учетом загрязняющих факторов не превышает 1,5 %. Варианты модельной задачи о диффузионном взаимодействии Fe

и Al в присутствии третьего компонента основаны на известных фактах изменения путей диффузии и усложнения конкуренции при фазообразовании в системах с числом компонентов больше 2 [19; 20]. Перекрестные диффузионные потоки могут приводить к особенностям в распределении концентраций в разных системах [21–23].

1. В первом варианте модели согласно общему внешнему виду (см. рис. 1, а) рассматриваем стружку как некоторый плоский объект. Алюминий поступает к поверхности железа, что приводит к образованию интерметаллидных фаз. Углерод влияет на диффузию, способствуя появлению перекрестных диффузионных потоков. Формально в произвольный момент времени в каждой фазе могут присутствовать Fe, C и Al. Выделяем только 2 подвижные границы, между которыми расположены всевозможные интерметаллидные фазы (рис. 3). Тогда имеются 3 области, которые соответствуют трем фазам: $(\text{Fe} + \text{C})$ – (Fe_xAl_y) – (Al) , разделенным подвижными границами.

Сумма трех массовых концентраций в каждой фазе равна 1 (в произвольной точке). Поэтому в общем случае нам требуются только 2 диффузионных уравнения для каждой выделенной области:

$$\frac{\partial C_{1,k}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_{11}^{(k)} \frac{\partial C_{1,k}}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial x} \left(D_{12}^{(k)} \frac{\partial C_{2,k}}{\partial x} \right), \quad (1)$$

$$\frac{\partial C_{2,k}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_{21}^{(k)} \frac{\partial C_{1,k}}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial x} \left(D_{22}^{(k)} \frac{\partial C_{2,k}}{\partial x} \right), \quad (2)$$

где индекс $k = p, ph, m$ и соответствует областям $\text{Fe} + \text{C}$, Fe_xAl_y и $\text{Al}(\text{C}, \text{Fe})$; $C_{1,k}$ – концентрация железа; $C_{2,k}$ – концентрация углерода в разных областях; $D_{ij}^{(k)}$ – парциальные диффузионные коэффициенты.

В центре частицы выполняется условие симметрии:

$$x = 0 : \frac{\partial C_{1,p}}{\partial x} = 0; \quad \frac{\partial C_{2,p}}{\partial x} = 0. \quad (3)$$

Условия на границах раздела фаз следующие:

$$\begin{aligned} x = x_1(t) : C_{1,p} &= C_{10}, \quad C_{2,p} = C_{20}, \quad C_{1,ph} = \varphi_1, \\ C_{2,ph} &= \gamma_1 C_{2,p} \equiv \gamma_1 C_{20}, \\ (C_{1,p} - C_{1,ph}) \frac{dx_1}{dt} &= -J_{1,ph} \quad \text{или} \quad (C_{10} - \varphi_1) \frac{dx_1}{dt} = -J_{1,ph}, \end{aligned} \quad (4)$$

где C_{10} , C_{20} – начальные концентрации в частицах железа и углерода соответственно; φ_1 – предел растворимости железа в переходной зоне, соответствующий соединению Fe_3Al ;

$$x = x_2(t) : C_{1,ph} = \varphi_2, \quad C_{1,m} = 0,$$

$$(C_{1,ph} - C_{1,m}) \frac{dx_2}{dt} = J_{1,ph} \quad \text{или} \quad \varphi_2 \frac{dx_2}{dt} = J_{1,ph}, \quad (5)$$

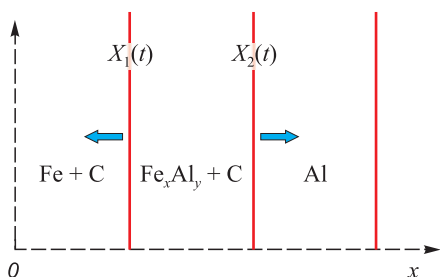


Рис. 3. Иллюстрация к математической постановке задачи

Fig. 3. Phase regions and moving boundaries

$$-D_{21} \frac{\partial C_{1,ph}}{\partial x} - D_{22} \frac{\partial C_{2,ph}}{\partial x} = -D_m \frac{\partial C_{2,m}}{\partial x}, \quad (6)$$

$$C_{2,ph} \gamma_2 = C_{2,m}, \quad (7)$$

где φ_2 – предел растворимости железа в переходной зоне, который соответствует соединению FeAl_3 и зависит от концентрации углерода следующим образом:

$$\varphi_2 = \varphi_{20} (1 - \beta C_{2,ph}).$$

На внешней границе установлено условие непроницаемости:

$$x = R_m : \frac{\partial C_{2,m}}{\partial x} = 0. \quad (8)$$

Выражения для диффузионных потоков в области растущей новой фазы имеют вид

$$J_{1,ph} = -D_{11} \frac{\partial C_{1,ph}}{\partial x} - D_{12} \frac{\partial C_{2,ph}}{\partial x}, \quad (9)$$

$$J_{2,ph} = -D_{21} \frac{\partial C_{1,ph}}{\partial x} - D_{22} \frac{\partial C_{2,ph}}{\partial x}. \quad (10)$$

В начальный момент времени имеем

$$t = 0: C_{1,p} = C_{1,p0} = 0,995, C_{2,p} = C_{2,p0} = 0,005,$$

$$C_{1,m} = 0, C_{2,m} = 0, C_{1,ph} = 0, C_{2,ph} = 0,$$

$$x_1 = x_{10} = R_0, x_2 = x_{20} = R_0.$$

Учитывая малую растворимость алюминия в железе, а железа в алюминии, допустим, что в области Fe + C (слева от подвижной границы $X_1(t)$) концентрации железа и углерода неизменны, а в область Al (справа от $X_2(t)$) может диффундировать только углерод. Тогда слева от подвижной границы $X_1(t)$ имеем

$$C_{1,p} = C_{1,p0}, C_{2,p} = C_{2,p0}, \quad (11)$$

а справа от $X_2(t)$

$$\frac{\partial C_{2,m}}{\partial t} = D_m \frac{\partial^2 C_{2,m}}{\partial x^2}. \quad (12)$$

Далее верхний индекс «k» при коэффициентах диффузии в растущей фазе опускаем.

Для построения аналитического решения и качественного анализа воспользуемся квазистатическим приближением и примем в уравнениях (1), (2) и (12)

$$\frac{\partial C_{1,ph}}{\partial t} = 0, \quad \frac{\partial C_{2,ph}}{\partial t} = 0, \quad \frac{\partial C_{2,m}}{\partial t} = 0.$$

Тогда формулы (1) и (2) примут вид

$$\frac{d}{dx} \left(D_{11} \frac{dC_{1,ph}}{dx} \right) + \frac{d}{dx} \left(D_{12} \frac{dC_{2,ph}}{dx} \right) = 0,$$

$$\frac{d}{dx} \left(D_{21} \frac{dC_{1,ph}}{dx} \right) + \frac{d}{dx} \left(D_{22} \frac{dC_{2,ph}}{dx} \right) = 0.$$

Эти уравнения эквивалентны следующим:

$$\frac{d}{dx} \left(\frac{dC_{1,ph}}{dx} \right) = 0, \quad \frac{d}{dx} \left(\frac{dC_{2,ph}}{dx} \right) = 0.$$

Их решение имеет вид

$$C_{1,ph}(x) = A_1 x + B_1 \text{ и } C_{2,ph}(x) = A_2 x + B_2, \quad (13)$$

где A_1, A_2, B_1, B_2 – постоянные интегрирования.

Подставив решение (13) в граничные условия для концентраций, получим следующую систему линейных алгебраических уравнений:

$$x = x_1(t) : \varphi_1 = A_1 x_1 + B_1, \quad \gamma_1 C_{20} = A_2 x_1 + B_2, \quad (14)$$

$$x = x_2(t) : (\varphi_{20} - \varphi_{20} \beta_2 [A_2 x_2 + B_2]) = A_1 x_2 + B_1, \quad (15)$$

$$D_{21} A_1 + D_{22} A_2 = 0. \quad (16)$$

Решение будет следующим:

$$A_1 = D_{22} \alpha \frac{1}{x_2 - x_1}, \quad B_1 = \varphi_1 - D_{22} \alpha \frac{x_1}{x_2 - x_1},$$

$$A_2 = -D_{21} \alpha \frac{1}{x_2 - x_1}, \quad B_2 = \gamma_1 C_{20} + D_{21} \alpha \frac{x_1}{x_2 - x_1},$$

где

$$\alpha = \frac{\varphi_1 - \varphi_{20} (1 - \beta \gamma_1 C_{20})}{\varphi_{20} \beta D_{21} + D_{22}}. \quad (17)$$

Тогда выражение для потока (9) принимает вид

$$J_{1,ph} = -D_{11} A_1 - D_{12} A_2 = -\frac{\alpha \Delta}{x_2 - x_1}, \quad (18)$$

где $\Delta = D_{11} D_{22} - D_{12} D_{21}$.

Далее находим уравнения для подвижных границ из условий диффузионных потоков (4) и (5):

$$(C_{10} - \varphi_1) \frac{dx_1}{dt} = \frac{\alpha \Delta}{x_2 - x_1}, \quad (19)$$

$$\varphi_{20} (1 - \beta C_{2,ph}) \frac{dx_2}{dt} = -\frac{\alpha \Delta}{x_2 - x_1}.$$

Подставляя в (13) выражения для постоянных интегрирования, получим выражение для $C_{2,ph}$:

$$C_{2,ph}(x_2) = -D_{21}\alpha \frac{1}{x_2 - x_1} x_2 + \gamma_1 C_{20} + \\ + D_{21}\alpha \frac{x_1}{x_2 - x_1} = \gamma_1 C_{20} - D_{21}\alpha.$$

В результате находим

$$\varphi_{20} \left(1 - \beta [\gamma_1 C_{20} - D_{21}\alpha] \right) \frac{dx_2}{dt} = - \frac{\alpha \Delta}{x_2 - x_1}. \quad (20)$$

Из формул (19) и (20) следует

$$\chi \frac{dx_1}{dx_2} = -1,$$

где $\chi = \frac{C_{10} - \varphi_1}{\varphi_{20} (1 - \beta [\gamma_1 C_{20} - D_{21}\alpha])}$, откуда следует

$$x_2 = -\chi x_1 + F'. \quad (21)$$

В начальный момент времени обе границы находятся в точке R_0 :

$$R_0 = -\chi R_0 + F',$$

тогда

$$F' = R_0(1 + \chi), \quad x_2 = -\chi x_1 + R_0(1 + \chi),$$

$$(C_{10} - \varphi_1) \frac{dx_1}{dt} = \frac{\alpha \Delta}{(R_0 - x_1)(\chi + 1)}.$$

Тогда выражение для границы x_1 примет вид

$$\frac{(x_1 - R_0)^2}{2} = - \frac{\alpha \Delta t}{(C_{10} - \varphi_1)(1 + \chi)} + F'', \quad (22)$$

где F'' – константа интегрирования. Из начальных условий имеем $F'' = 0$.

Таким образом, границы движутся по параболическому закону, однако на их скорость влияют перекрестные диффузионные потоки и она изменяется вследствие изменения области гомогенности интерметаллидной фазы. Это иллюстрирует рис. 4, где представлены зависимости положения границ от времени (верхние кривые соответствуют границе x_2 , нижние – x_1).

В расчетах принято: $D_{11} = 3,63 \cdot 10^{-10}$, $D_{12} = 2,47 \cdot 10^{-12}$, $D_{22} = 3,32 \cdot 10^{-11}$, $D_{21} = 1,84 \cdot 10^{-12}$ м²/с, $R_0 = 100$ мкм.

Заметим, что если имеются только перекрестные потоки, то из выражения (22) следует

$$\frac{(x_1 - R_0)^2}{2} = - \frac{\varphi_1 - \varphi_{20}}{D_{22}} \varphi_{20} \frac{D_{11}D_{22} - D_{12}D_{21}}{(C_{10} - \varphi_1)(C_{10} - \varphi_1 + \varphi_{20})} t,$$

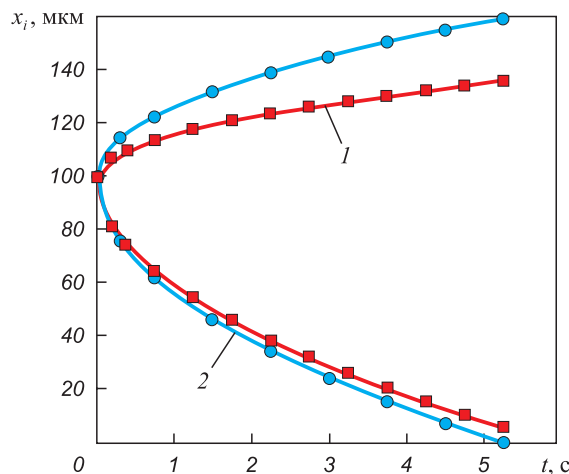


Рис. 4. Положение границ в условиях плоской частицы
 $1 - \beta = 1$; $2 - \beta = 10$ ($\gamma_1 = 1$)

Fig. 4. Boundary positions vs. time curves (for flat particles)
 $1 - \beta = 1$; $2 - \beta = 10$ ($\gamma_1 = 1$)

а если примесь отсутствует, то

$$\frac{(x_1 - R_0)^2}{2} = - \frac{D_{11}(\varphi_1 - \varphi_{20})\varphi_{20}t}{(C_{10} - \varphi_1)(C_{10} - \varphi_1 + \varphi_{20})}.$$

Таким образом, наличие перекрестных диффузионных потоков в зависимости от знака произведения $D_{12}D_{21}$ может приводить как к ускорению, так и замедлению движения границ, т.е. к ускорению или замедлению фазообразования. А расширение области гомогенности фазы всегда действует в одну сторону. Это говорит о том, что в условиях эксперимента скорее реализуется первый вариант с $D_{12}D_{21} > 0$.

При учете изменения величины φ_1 с концентрацией углерода решение получается аналогично.

2. Во втором варианте примем, что частица имеет сферическую форму.

В сферической системе координат уравнения диффузии для переходного слоя имеют вид

$$\frac{\partial C_{1,ph}}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 D_{11} \frac{\partial C_{1,ph}}{\partial r} \right) + \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 D_{12} \frac{\partial C_{2,ph}}{\partial r} \right),$$

$$\frac{\partial C_{2,ph}}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 D_{21} \frac{\partial C_{1,ph}}{\partial r} \right) + \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 D_{22} \frac{\partial C_{2,ph}}{\partial r} \right),$$

где r – радиальная координата.

В квазистационарном приближении имеем

$$\frac{1}{r^2} \frac{d}{dr} \left(r^2 D_{11} \frac{dC_{1,ph}}{dr} \right) + \frac{1}{r^2} \frac{d}{dr} \left(r^2 D_{12} \frac{dC_{2,ph}}{dr} \right) = 0,$$

$$\frac{1}{r^2} \frac{d}{dr} \left(r^2 D_{21} \frac{dC_{1,ph}}{dr} \right) + \frac{1}{r^2} \frac{d}{dr} \left(r^2 D_{22} \frac{dC_{2,ph}}{dr} \right) = 0.$$

Граничные условия, как и решение, аналогичны предыдущей задаче. Распределение концентраций имеет вид

$$C_{1,ph}(r) = -\frac{A_1}{r} + B_1, \quad C_{2,ph}(r) = -\frac{A_2}{r} + B_2, \quad (23)$$

где

$$\begin{aligned} A_1 &= -\alpha D_{22} \frac{x_1 x_2}{x_1 - x_2}, \quad B_1 = -\alpha D_{22} \frac{x_2}{x_1 - x_2} + \varphi_1, \\ A_2 &= \alpha D_{21} \frac{x_1 x_2}{x_1 - x_2}, \quad B_2 = \alpha D_{21} \frac{x_2}{x_1 - x_2} + \gamma_1 C_{20}. \end{aligned} \quad (24)$$

Выражение для потока, аналогичное (9), с учетом найденного решения (23), (24) принимает вид

$$\begin{aligned} J_{1,ph} &= -\left(D_{11} \frac{A_1}{r^2} + D_{12} \frac{A_2}{r^2} \right) = \\ &= -\frac{1}{r^2} \alpha \frac{x_1 x_2}{x_1 - x_2} (-D_{11} D_{22} + D_{12} D_{21}) = \\ &= \Delta \alpha \frac{x_1 x_2}{x_1 - x_2} \frac{1}{r^2}. \end{aligned} \quad (25)$$

Следовательно, из условий, аналогичных (4) и (5), находим уравнение для подвижных границ и соотношение между ними:

$$\chi \frac{dx_1}{dx_2} = -\frac{x_2^2}{x_1^2} \text{ и } x_2 = -\sqrt[3]{\chi} x_1 + F',$$

где

$$\begin{aligned} F' &= R_0 \left(1 + \sqrt[3]{\chi} \right), \\ \chi &= \frac{C_{10} - \varphi_1}{\varphi_{20} (1 - \beta [\gamma_1 C_{20} - D_{21} \alpha])}. \end{aligned}$$

Таким образом, опять получаем параболический закон, отличающийся от предыдущего только степенью влияния параметров:

$$\frac{(R_0 - x_1)^2}{2} = -\frac{\alpha \Delta t}{(C_{10} - \varphi_1) (1 + \sqrt[3]{\chi})}.$$

Рис. 5 иллюстрирует различие скоростей движения границ раздела фаз для частиц разной формы.

Заключение

Таким образом, показано, что при взаимодействии частиц измельченной стальной стружки с порошковым алюминием в условиях вакуумного спекания, несмотря на экзотермическую реакцию синтеза интерметаллидов, фазовые превращения не происходят в полном объеме. Наряду с синтези-

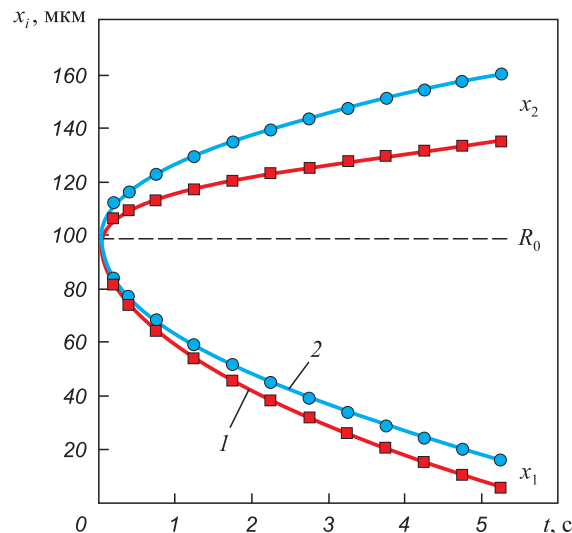


Рис. 5. Изменение положения границ со временем для плоской (1) и сферической (2) частиц при следующих условиях:

$$\gamma_1 = 1, \beta = 1, \varphi_1 = 0,85, \varphi_{20} = 0,4, C_{10} = 0,995, C_{20} = 0,005$$

Fig. 5. Boundary position vs. time curves for flat (1) and spherical (2) particles. Assumptions:

$$\gamma_1 = 1, \beta = 1, \varphi_1 = 0,85, \varphi_{20} = 0,4, C_{10} = 0,995, C_{20} = 0,005$$

рованными фазами присутствуют фазы исходных компонентов.

С помощью модельных задач показано, что наличие примеси в стружке может быть причиной изменения скорости роста фаз как за счет появления перекрестных диффузионных потоков, так и вследствие изменения размеров области гомогенности растущей фазы. Эффект проявляется для частиц как плоской, так и сферической форм.

Список литературы / References

1. Ровин С.Л., Калинин А.С., Ровин Л.Е. Возвращение дисперсных металлоотходов в производство. *Литье и металлургия*. 2019;(1):45–48. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-1-45-48>
Rovin S.L., Kalinichenko A.S., Rovin L.E. The return of the dispersed metal waste into production. *Litiyo i metallurgiya*. 2019;(1):45–48. (In Russ.). <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-1-45-48>
2. Chang J.I., Lin J.J., Huang J.S., Chang Y.M. Recycling oil and steel from grinding swarf. *Resources, Conservation and Recycling*. 2006;49(2):191–201. <https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2006.03.014>
3. Дьяконов О.М. Получение металлургических брикетов на основе стружко-порошковых композиций горячим прессованием. *Литье и металлургия*. 2011;(4):129–137. Djakonov O.M. Production of metallurgical briquettes on the basis of chips-powder compositions by hot press molding. *Litiyo i metallurgiya*. 2011;(4):129–137. (In Russ.).
4. Andersson A., Gullberg A., Kullerstedt A., Sandberg E., Andersson M., Ahmed H., Sundqvist-Ökvist L., Björk-

- man B. A holistic and experimentally-based view on recycling of off-gas dust within the integrated steel plant. *Metals*. 2018;8(10):760.
<https://doi.org/10.3390/met8100760>
5. Ровин С.Л., Ровин Л.Е., Заяц Т.М., Валицкая О.М. Переработка стружки черных металлов. *Литье и металлургия*. 2017;89(4):94–101.
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2017-4-94-101>
 Rovin S.L., Rovin L.E., Zayac T.M., Valickaya O.M. Recycling of ferrous metal shavings. *Litiyo i metallurgiya*. 2017;89(4):94–101. (In Russ.).
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2017-4-94-101>
 6. Hankel J., Jager S., Weber S. Development of a recycling strategy for grinding sludge using supersolidus liquid phase sintering. *Journal of Cleaner Production*. 2020;263:121501.
<https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2020.121501>
 7. Дьяконов О.М. Исследование физико-химических и механических свойств стальной и чугуной стружки. *Литье и металлургия*. 2009;(4):161–173.
 Dyakonov O.M. Investigation of physicochemical and mechanical characteristics of steel and cast iron chips. *Litiyo i metallurgiya*. 2009;(4):161–173. (In Russ.).
 8. Логинов Ю.Н., Загиров Н.Н., Иванов Е.В. Оценка уровня упрочнения стружки из алюминиевого сплава, предназначенной для последующей обработки давлением. *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2021;23(1):45–55.
 Loginov Yu.N., Zagirov N.N., Ivanov E.V. Evaluation of the level of hardening of aluminum alloy chips intended for subsequent pressure treatment. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)*. 2021;23(1):45–55. (In Russ.).
 9. Mahmooda K., Ul Haq Syed W., Pinkerton A.J. Innovative reconsolidation of carbon steel machining swarf by laser metal deposition. *Optics and Lasers in Engineering*. 2011;49(2):240–247.
<https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2010.09.014>
 10. Gnatko M., Li C., Arnold A., Freidrich B. Purification of aluminium cast alloy melts through precipitation of Fe-containing intermetallic compounds. *Metals*. 2018;8(10):796. <https://doi.org/10.3390/met8100796>
 11. Shahid R.N., Scudino S. Strengthening of Al–Fe₃Al composites by the generation of harmonic structures. *Scientific Reports*. 2018;8:6484.
<https://doi.org/10.1038/s41598-018-24824-y>
 12. Tomida S., Nakata K. Fe–Al composite layers on aluminum alloy formed by laser surface alloying with iron powder. *Surface and Coatings Technology*. 2003;174–175:559–563.
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(03\)00698-4](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00698-4)
 13. Minamino Y., Koizumi Y., Tsuji N., Hirohata N., Mizuchi K., Ohkanda Y. Microstructures and mechanical properties of bulk nanocrystalline Fe–Al–C alloys made by mechanically alloying with subsequent spark plasma sintering. *Science and Technology of Advanced Materials*. 2004;5(1-2):133–143.
<https://doi.org/10.1016/j.stam.2003.11.004>
 14. Najafi A., Movahedi M., Yarandi A.S. Properties–microstructure relationship in Al–Fe in situ composite produced by friction stir processing. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*. 2019;233(10):1955–1965.
<https://doi.org/10.1177/1464420718803752>
 15. Kopec M., Józwiak S., Kowalewski Z. Fe–Al based composite reinforced with ultra-fine Al₂O₃ oxides for high temperature applications. *Journal of Theoretical and Applied mechanics*. 2021;59(3):509–513.
<https://doi.org/10.15632/jtam-pl/138322>
 16. Kostov A., Friedrich B., Zivković D. Thermodynamic calculations in alloys Ti–Al, Ti–Fe, Al–Fe and Ti–Al–Fe. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*. 2008;44(1):49–61.
<https://doi.org/10.2298/JMMB0801049K>
 17. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 1 / Под ред. Н.П. Лякишева. М: Машиностроение, 1996. 991 с.
 18. Jäger S., Weber S. Upcycling strategy of grinding swarf by super solidus liquid phase sintering. *Procedia CIRP*. 2020;90:546–551.
<https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.01.079>
 19. Wierzba B. Phase competition in ternary Ti–Ni–Al system. *Physica A: Statistical Mechanics and its Applications*. 2016;454:110–116.
<https://doi.org/10.1016/j.physa.2016.02.068>
 20. Ji Y., Abernathy H.W., Chen L.-Q. Thermodynamic models of multicomponent nonstoichiometric solution phases using internal process order parameters. *Acta Materialia*. 2022;223:117462.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117462>
 21. Knyazeva A.G. Diffusion following the vacancy mechanism in materials with large number of internal surfaces. *Chemistry for Sustainable Development*. 2005;13(2): 233–242.
 22. Belova I.V., Murch G.E. Analysis of interdiffusion data in multicomponent alloys to extract fundamental diffusion information. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2006;27(6): 629–637.
<https://doi.org/10.1007/BF02736565>
 23. Svoboda J., Fischer F.D., Abart R. Modeling of diffusional phase transformation in multi-component systems with stoichiometric phases. *Acta Materialia*. 2010;58(8):2905–2911.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.01.019>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Елена Николаевна Коростелева – к.т.н., ст. науч. сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (ИФПМ СО РАН)
 ORCID: 0000-0002-4363-3604
 E-mail: elenak@ispms.ru

Elena N. Korosteleva – Cand. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS)
 ORCID: 0000-0002-4363-3604
 E-mail: elenak@ispms.ru

Анна Георгиевна Князева – д.ф.-м.н., проф., гл. науч. сотрудник ИФПМ СО РАН

 **ORCID:** 0000-0002-9765-7695

 **E-mail:** anna-knyazeva@mail.ru

Мария Александровна Анисимова – к.ф.-м.н., мл. науч. сотрудник ИФПМ СО РАН

 **ORCID:** 0000-0002-5312-2496

 **E-mail:** anmariia@ispms.ru

Иван Олегович Николаев – инженер ИФПМ СО РАН

 **ORCID:** 0000-0003-4529-6477

 **E-mail:** rmkast97@gmail.com

Anna G. Knyazeva – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Chief Research Scientist, ISPMS SB RAS

 **ORCID:** 0000-0002-9765-7695

 **E-mail:** anna-knyazeva@mail.ru

Maria A. Anisimova – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Junior Research Scientist, ISPMS SB RAS

 **ORCID:** 0000-0002-5312-2496

 **E-mail:** anmariia@ispms.ru

Ivan O. Nikolaev – Engineer, ISPMS SB RAS

 **ORCID:** 0000-0003-4529-6477

 **E-mail:** rmkast97@gmail.com

Вклад авторов



Contribution of the Authors

Е. Н. Коростелева – постановка цели и задачи исследования, проведение экспериментов, анализ результатов исследований, корректировка текста, формулировка выводов.

А. Г. Князева – формулировка моделей, построение аналитических решений, анализ результатов исследований, подготовка текста статьи, корректировка выводов.

М. А. Анисимова – проведение расчетов, подготовка иллюстраций.

И. О. Николаев – подготовка эксперимента, проведение экспериментов.

E. N. Korosteleva – goal and objectives of the study, conducting the experiments, analysis of the research results, correction of the text, formulation of the conclusions.

A. G. Knyazeva – model formulation, analytical solutions, analysis of the research results, writing the text, correction of the conclusions.

M. A. Anisimova – conducting the calculations, preparation of illustrations.

I. O. Nikolaev – preparation and management of the experiments, conducting the experiments.

Статья поступила 25.11.2022 г.
Доработана 02.12.2022 г.
Принята к публикации 05.12.2022 г.

Received 25.11.2022
Revised 02.12.2022
Accepted 05.12.2022