

ФОРМИРОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОМ СОЕДИНЕНИИ Ni_3Al ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ СИНТЕЗЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

В. Е. Овчаренко, О. В. Лапшин, И. С. Рамазанов

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055 Томск, ove45@mail.ru

Рассмотрен процесс высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения Ni_3Al в условиях теплового взрыва порошковой смеси $3Ni + Al$ под давлением. В рамках математической модели выполнены количественные оценки дисперсности зеренной структуры синтезированного интерметаллида.

Ключевые слова: высокотемпературный синтез, химическое превращение, интерметаллическое соединение, продукт реакции синтеза, зеренная структура.

Высокотемпературный синтез тугоплавких интерметаллических соединений, будучи перспективным технологическим направлением получения интерметаллических сплавов заданного фазового состава [1], не обеспечивает, как правило, объемной однородности плотности и фазового состава синтезированного химического соединения [2, 3]. Приложение внешнего давления к реагирующей порошковой прессовке оказывает положительное влияние на фазовую однородность конечного продукта, размер зерен которого должен коррелировать с размером частиц исходных порошковых реагентов [4]. Последнее представляет особый интерес как путь получения интерметаллических сплавов с высокодисперсной зеренной структурой, обеспечивающей большие значения прочности и пластичности сплавов в области высоких температур.

В настоящей работе представлены результаты математического моделирования термодинамических условий высокотемпературного синтеза под давлением интерметаллического соединения в порошковой смеси $3Ni + Al$ с целью оценки возможности минимизации размера зерна в синтезированных под давлением интерметаллических сплавах.

Модель процесса высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения под давлением подробно описана в [5]. Считается, что исходная порошковая смесь чистых элементов находится в цилиндрической, абсолютно гладкой, жесткой прессформе с радиусом се-

чения R_0 и высотой H_0 под постоянной внешней нагрузкой N , приложенной к верхнему торцу образца. Предварительно смесь равномерно прогревается внешним источником энергии мощностью W от начальной температуры T_0 до температуры плавления T_m легкоплавкого компонента. Предполагается, что характерное время t_w нагрева образца внешним источником энергии до температуры T_L намного больше времени его температурной релаксации t_0 , что может быть представлено соотношением $t_w/t_0 = c\rho(T_L - T_0)x/W \gg 1$ (где x , c , ρ — характерный размер, теплоемкость и плотность образца); для поставленной ниже задачи $t_w/t_0 \approx 44$. Считается также, что разогрев образца осуществляется в условиях малости критерия Био: $Bi = \omega x/\lambda \ll 1$ (где x , ω , λ — характерные размер, коэффициент теплоотдачи и теплопроводность образца соответственно); в поставленной ниже задаче $Bi \rightarrow 0$. Эти положения позволяют рассматривать разогрев порошковой смеси в макроскопическом отношении в приближении однородного распределения температуры по ее объему.

При достижении системой температуры плавления алюминия происходит смачивание расплавом алюминия поверхности частиц никеля, на границах раздела расплава с частицами никеля начинается реакция образования интерметаллического соединения.

В реальных порошковых материалах частицы алюминия в порошковой смеси крупнее частиц никеля примерно в пять раз. Поэтому исходную структуру синтезируемого компакта представим совокупностью элементарных реакционных ячеек в виде частиц алю-

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 05-03-39005 ГФЕН).

миния, окруженных частицами никеля. Соотношение компонентов в элементарной ячейке тождественно их соотношению в смеси.

Из массового баланса вещества в элементарной ячейке следует, что трансформация ее размера в процессе уплотнения реакционной смеси описывается зависимостью

$$R_e = R_{e0} \left[\frac{(1 - m_0)\rho_0}{(1 - m)\rho} \right]^{1/3}, \quad (1)$$

где R_e и R_{e0} — текущий и исходный размер элементарной ячейки, m и m_0 — текущая и начальная пористость смеси, ρ и ρ_0 — текущая и исходная плотность конденсированной фазы. Исходный размер элементарной ячейки определяется как

$$R_{0e} = R_{Al} \left\{ \left[1 + \frac{C_0 \rho_{Al}}{(1 - C_0)\rho_{Ni}} \right] / (1 - m_0) \right\}^{1/3}, \quad (2)$$

где R_{Al} , R_{Ni} — размеры частиц алюминия и никеля соответственно, C_0 — массовая доля никеля в исходной смеси, ρ_{Ni} , ρ_{Al} — плотности никеля и алюминия.

Текущую и исходную плотность конденсированной фазы определяем из условия сохранения количества вещества в элементарной ячейке:

$$\rho = \frac{\rho_0 \rho_{Ni_3Al}}{\rho_0 \alpha + \rho_{Ni_3Al} (1 - \alpha)}, \quad (3)$$

$$\rho_0 = \frac{\rho_{Ni} \rho_{Al}}{\rho_{Ni} (1 - C_0) + \rho_{Al} C_0},$$

где степень химического превращения α — отношение массы конденсированной фазы к массе образовавшегося интерметаллида Ni_3Al .

Элементарную реакционную ячейку считаем гомогенной в тепловом отношении, что может быть реализовано при $t_r/t_{ch} \ll 1$ (где $t_r = c\rho R_e^2/\lambda$ — время тепловой релаксации в ячейке, t_{ch} — время химической реакции). Применительно к рассмотренным в статье условиям задачи $t_r/t_{ch} \approx 10^{-3} \div 10^{-2}$.

Уравнение теплового баланса порошковой системы, состоящей из гомогенных в тепловом отношении реакционных ячеек, в приближении равномерного ее прогрева внешним источником энергии запишется в виде

$$[(1 - m)c\rho + mc_g\rho_g] \frac{dT}{dt} = Q\Phi + \frac{WS}{V} -$$

$$- \xi \frac{S_p}{V} (T - T_0) - \sigma \frac{S_p}{V} (T^4 - T_0^4), \quad (4)$$

$$t = 0: \quad T = T_0;$$

$$T < T_L: \quad W > 0;$$

$$T \geq T_L: \quad W = 0,$$

где t — время, ρ_g — плотность газа, T — температура, Φ — массовая скорость образования продукта реакции в единице объема, Q — тепловой эффект реакции, c , c_g — удельные теплотемкости конденсированной фазы и газа соответственно, $V = \pi R_0^2 H$ — объем прессовки, H — ее текущий размер, $S = \pi R_0^2$ — площадь поперечного сечения образца, $S_p = 2\pi R_0^2 + 2\pi R_0 H$ — площадь его поверхности, ξ — коэффициент конвективной теплоотдачи, σ — коэффициент теплоотдачи излучением. В предположении, что объемная теплоемкость газа пренебрежимо мала по сравнению с объемной теплоемкостью конденсированной фазы ($c\rho \gg c_g\rho_g$), а теплоемкость исходной смеси незначительно отличается от теплоемкости конечного продукта, можно записать: $c = c_{Ni}C_0 + c_{Al}(1 - C_0)$. Теплоемкость претерпевающего фазовый переход алюминия представим в виде [5] $c_{Al} = c_{Al}^0 + L\delta(T - T_L)$, где $\delta(T - T_L)$ — дельта-функция, L — теплота плавления.

В уравнении энергии (4) не учтен, ввиду его малости, эффект вязкой диссипации при течении деформируемых частиц порошковой смеси [6].

Массовая скорость образования продукта реакции

$$\Phi = (1 - m)\rho \frac{d\alpha}{dt}. \quad (5)$$

Химическое взаимодействие разнородных частиц на начальной стадии представлено уравнением зародышеобразования

$$\frac{dZ}{dt} = k_z \exp\left(-\frac{E_z}{RT}\right), \quad (6)$$

где Z — относительный размер зародыша, k_z — предэкспоненциальный множитель, E_z — энергия активации зародышеобразования, R — универсальная газовая постоянная. При $t = 0$ $Z = 0$.

После завершения процесса зародышеобразования ($Z = 1$) в термореагирующей системе развивается реакция химического превращения. В рамках настоящей модели образование интерметаллического соединения Ni_3Al в условиях теплового взрыва будем описывать

при помощи уравнения формальной химической кинетики. Такое упрощение часто используется при описании процессов высокотемпературного синтеза [3]. В этом случае реакцию химического превращения исходных компонентов в интерметаллид Ni_3Al характеризует параметр, называемый степенью химического превращения. Уравнение химического превращения возьмем в виде

$$\frac{d\alpha}{dt} = k_0 \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) g(\alpha) S(\alpha), \quad (7)$$

где k_0 — предэкспоненциальный множитель, E — энергия активации химической реакции, $g(\alpha)$ — кинетический закон, $S(\alpha)$ — относительная площадь реакционной поверхности. При $t = 0$ $\alpha = 0$.

Функцию $S(\alpha)$ представим в виде отношения числа частиц никеля n_{Ni} , находящихся в зоне растекания расплава алюминия, к общему их числу n в реакционной ячейке: $S(\alpha) \approx S_0 + n_{\text{Ni}}/n$ (S_0 — относительная начальная площадь контакта между разнородными компонентами в ячейке) [5]. С учетом взаимодействия разнородных частиц на стадии предварительного нагрева порошковой смеси запишем $S(\alpha)$ в следующем виде:

$$S(\alpha) \approx S_0 + \frac{\nu[1 - (1 - C_0)\alpha_L](1 - C_0)\rho(1 - m)}{\rho_{\text{Al}}m}, \quad (8)$$

где ν — относительное количество расплава компонента В, α_L — степень химического превращения к моменту t_L начала плавления компонента В, t_L — время нагрева образца до температуры T_L .

Из (4) получаем

$$\nu = \left\{ (\alpha - \alpha_L)Q - \int_{t_L}^t [\xi S_p(T_L - T_0) + \sigma S_p \times \right. \\ \left. \times (T_L^4 - T_0^4)] / [(1 - m_0)\rho_c V_0] dt \right\} / \{(1 - C_0)L(1 - \alpha)\}. \quad (9)$$

При достижении образовавшимся расплавом границ элементарной ячейки в термореагирующей системе образуется совокупность пористых элементарных ячеек в твердожидком состоянии. Давление всестороннего сжатия для отдельно взятой твердожидкой ячейки оцениваем по формуле [5, 7]

$$p_\Sigma \approx 3\varepsilon(1 - m)^2 / R_0, \quad (10)$$

где ε — поверхностное натяжение жидкой фазы, R_0 — размер твердожидкой элементарной ячейки ($R_0 = R_e$).

Изменение пористости термореагирующей системы в процессе высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения под давлением с учетом усадки твердожидких ячеек, противодействия давления газа в микропорах и различия плотностей исходной порошковой смеси и образующегося продукта описывается уравнением

$$\frac{dm}{dt} = \frac{p - N - mp_\Sigma e(S - 1)}{2\eta(T)} + \frac{(1 - m)\rho}{\rho_0} b \frac{d\alpha}{dt}. \quad (11)$$

При $t = 0$ $m = m_0$. Здесь N — внешнее давление, $b = (\rho_0 - \rho_{\text{Ni}_3\text{Al}}) / \rho_{\text{Ni}_3\text{Al}}$, $\eta(T) = \eta_0 \exp(E_0/RT) f(\varphi)$ — вязкость твердожидкой суспензии, η_0 — предэкспонент, E_0 — энергия активации вязкого течения расплава, $f(\varphi)$ — функция стесненности, отражающая влияние объемной доли твердой фазы φ на текучесть термореагирующей смеси в твердожидком состоянии.

Соотношение (11) было получено в [5] на основе уравнений механики многофазных сред (уравнений сохранения массы и импульса) в отсутствие градиентов давления внутри порошковой прессовки. Последнее допущение обосновано оценочными расчетами и справедливо для процессов горячего прессования в случае сильновязких веществ (число Рейнольдса $\text{Re} \ll 1$) [7–10]. При этом развитие процесса в разных элементарных ячейках смеси происходит тождественно (при условии равномерного прогрева смеси в начальный период), а приложении к верхнему торцу прессовки силового воздействия не влияет на температуру смеси и не приводит к возникновению в ней неоднородного профиля температуры.

Если прессформа закрытая, то давление газа в порах определяется соотношением $p = \rho_g RT / \mu$ (μ — молекулярная масса). В случае газопроницаемой прессформы $p = p_0$ (p_0 — атмосферное давление).

При $\varphi \geq 0.52$ вязкость суспензии определяется соотношением [5, 11] $\eta(T) = k_B T R_{\text{Ni}}^2 \times f(\varphi) / 150 \Omega_{\text{Ni}} D_L(T) C_{\text{Ni}}$, где Ω_{Ni} — атомный объем никеля, k_B — постоянная Больцмана, $D_L(T)$, C_{Ni} — коэффициент диффузии никеля и концентрация частиц никеля в расплаве. Согласно [6]

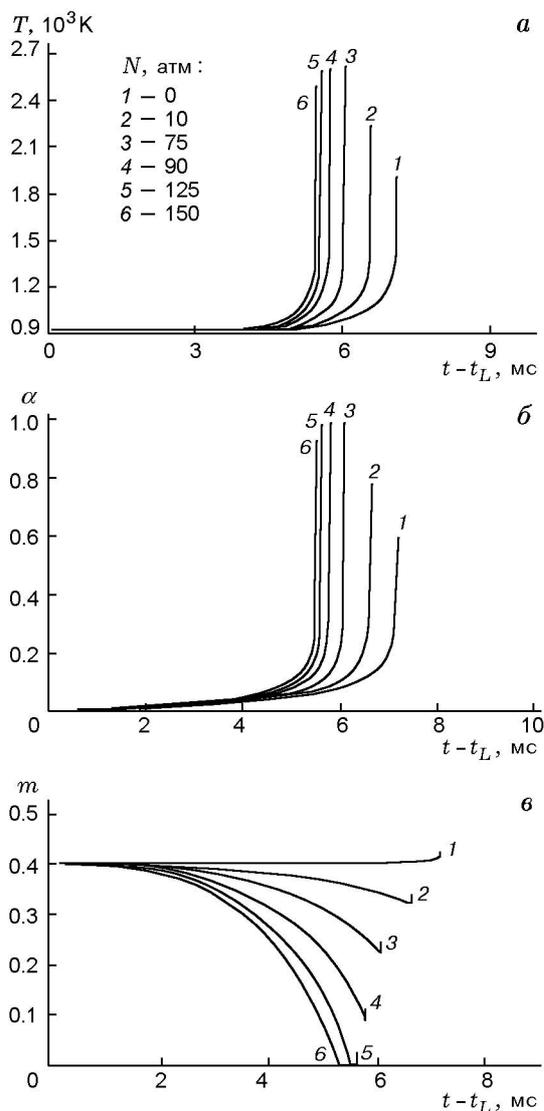


Рис. 1. Изменение во времени температуры (а), степени превращения (б) и пористости (в) при различных значениях внешнего давления N

$$f(\varphi) \approx \begin{cases} 1 + \frac{3}{1/\varphi - 1/0.52}, & \varphi < 0.52, \\ \frac{\varphi^{1/3}}{1 - \varphi^{1/3}}, & \varphi \geq 0.52. \end{cases} \quad (12)$$

В случае реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения [5]

$$\varphi = 1 - \frac{\nu \rho_0 (1 - C_0) (1 - \alpha)}{\rho_{Al} (b\alpha + 1)}. \quad (13)$$

Численные расчеты проведены при следующих исходных данных [12–15]: $R_0 =$

0.01 м, $H_0 = 0.01$ м, $m_0 = 0.4$, $T_L = 913$ К, $R_{Ni} = 1$ мкм, $R_{Al} = 5$ мкм, $W = 3 \cdot 10^5$ Вт/м², $\rho_{Ni} = 8800$ кг/м³, $\rho_{Al} = 2700$ кг/м³, $\rho_{Ni_3Al} = 7293$ кг/м³, $p = p_0 = 1$ атм, $c_{Ni} = 600$ Дж/(кг·К), $c_{Al} = 1030$ Дж/(кг·К), $c_{Ni_3Al} = 700$ Дж/(кг·К), $T_0 = 300$ К, $T_L = 913$ К, $C_0 = 0.86$, $\xi = 0$, $\sigma = 0$, $L = 3.88 \cdot 10^5$ Дж/кг, $Q = 1.2 \cdot 10^6$ Дж/кг, $E_z = 55000$ Дж/моль, $E = 10^5$ Дж/моль, $\eta_0(\varphi < 0.52) = 1.5 \times 10^{-7}$ Па·с/м², $E_0 = 16500$ Дж/моль ($\varphi < 0.52$), $D_L(T) = 10^{-5} \exp(-48240/RT)$ м²/с, $\Omega_{Ni} = 3.6 \cdot 10^{-30}$ м³, $k_B = 1.4 \cdot 10^{-23}$ Дж/К, $k_z = 1.4$ с⁻¹, $k_0 = 1.7 \cdot 10^{-5}$ 1/с, $\varepsilon \approx 0$, $p = p_0$, $g(\alpha) \equiv 1$, $S_0 = 0.1$.

Количественные расчеты выполнены методом Эйлера 1-го порядка точности с переменным шагом по времени [16].

Зависимости от времени температуры разогрева, относительной степени химического превращения и пористости терморреагирующей порошковой системы под внешним давлением представлены на рис. 1. С повышением давления время начала реакции синтеза интерметаллида уменьшается, а скорости разогрева системы, химического превращения и уплотнения продукта синтеза увеличиваются.

При сравнительно низких давлениях процесс уплотнения порошковой смеси протекает достаточно медленно и ее пористость остается значительной. В этих условиях объем образовавшегося в смеси расплава недостаточен для смачивания всех частиц никеля в смеси, поэтому синтез интерметаллида в таких областях происходит не полностью (кривые 1, 2 на рис. 1, а, б). В масштабе исходной элементарной ячейки структуру конечного продукта можно представить в следующем виде: на периферии ячейки распределен непрореагировавший никель, центр ячейки состоит из интерметаллической фазы нестехиометрического состава. Размер области, которую занимает данная интерметаллическая фаза, в первом приближении можно отождествить с размером зерна (R_d) [4], который оценим из следующих соображений. Пусть α_k — конечная степень превращения. Тогда количество вступивших в реакцию частиц никеля n_{Ni} будет связано с общим числом частиц никеля следующим соотношением $n_{Ni} \approx \alpha_k n$. После несложных преобразований, выражая n через характеризующие структуру исходной порошковой смеси па-

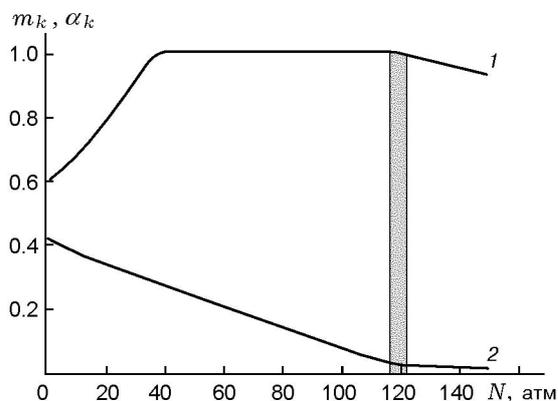


Рис. 2. Зависимость конечной степени превращения (1) и конечной пористости (2) в продукте реакции от приложенного внешнего давления в системе $3\text{Ni} + \text{Al}$

раметры, размер зерна можно оценить из следующего соотношения:

$$R_d \sim R_{\text{Ni}}[1 + (1 - C_0)\rho_{\text{Ni}}/\alpha_k C_0 \rho_{\text{Al}}]^{1/3}. \quad (14)$$

Как видно из формулы, размер зерна уменьшается с увеличением степени интерметаллического превращения, происходящего при повышении давления прессования терморреагирующей порошковой смеси.

С повышением давления пористость системы значительно уменьшается, скорость образования и количество расплава увеличиваются, ускоряется превращение исходных компонентов в интерметаллический продукт. Так как увеличение давления прессования ускоряет уплотнение смеси, то в некоторый момент времени пористость терморреагирующей системы становится меньше объема образовавшегося в системе металлического расплава. Происходит «схлопывание» прессовки, при котором часть металлического расплава в дальнейшем кристаллизуется непосредственно в местах его образования, что также характеризует неполноту интерметаллического превращения (кривые 5, 6 на рис. 1, а, б) при отсутствии остаточной пористости продукта синтеза. В масштабе исходной элементарной ячейки структура конечного продукта выглядит следующим образом: в центральной области зерна преобладает алюминий, на периферии зерна — интерметаллическая фаза с избытком никеля. Размер зерна в данном случае сравним с размером элементарной ячейки исходной порошковой смеси: $R_d \approx R_{0e}$.

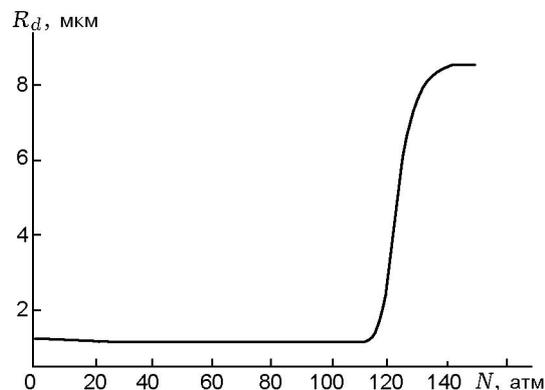


Рис. 3. Зависимость размера зерна в конечном продукте синтеза от внешнего давления

В области средних давлений степень превращения максимальна (кривые 3, 4 на рис. 1, а, б). В этом случае размер зерна при $\alpha_k = 1$ согласно соотношению (14) можно оценить по формуле $R_d \sim R_{\text{Ni}}[1 + (1 - C_0)\rho_{\text{Ni}}/C_0 \rho_{\text{Al}}]^{1/3}$.

Установленное выше влияние механического сжатия терморреагирующей порошковой системы на структуру конечного продукта наиболее полно отражено на рис. 2, на котором представлены численные зависимости конечной степени превращения α_k исходной порошковой смеси в интерметаллический продукт (кривая 1) и конечной пористости m_k продукта реакции (кривая 2) от внешнего давления в условиях теплового взрыва исходной порошковой смеси. С повышением давления наблюдается снижение остаточной пористости продукта синтеза и повышение степени превращения исходной порошковой смеси в интерметаллический продукт. При $N = 40$ атм достигается полное превращение исходной порошковой смеси в интерметаллический продукт заданного фазового состава при остаточной пористости последнего $\approx 30\%$. При $N = 115$ атм происходит образование интерметаллического продукта заданного фазового состава при минимальном значении ($\approx 2\%$) остаточной пористости. Условия получения такого продукта синтеза интерметаллического соединения под давлением сохраняются в интервале давлений $115 \div 122$ атм. Дальнейшее увеличение давления приводит к снижению степени превращения при минимальной остаточной пористости синтезированного под давлением продукта.

На рис. 3 представлена расчетная зави-

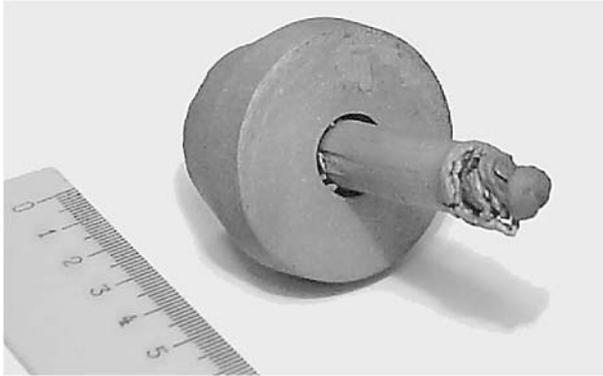


Рис. 4. Общий вид экструдированного в режиме высокотемпературного синтеза под давлением образца интерметаллического соединения Ni_3Al

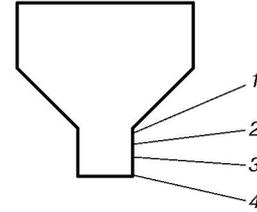


Рис. 5. Схема получения металлографических срезов экструдированной части синтезированного под давлением слитка интерметаллида Ni_3Al :

толщина срезов 1 мм, номера срезов 1–4 соответствуют номерам микрофотографий на рис. 6

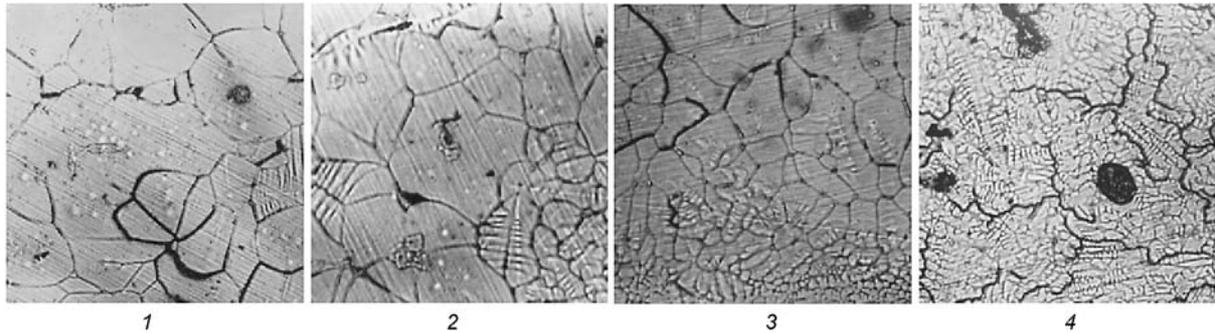


Рис. 6. Зеренная структура металлографических срезов (см. рис. 5) синтезированного под давлением с экструзией интерметаллида Ni_3Al ($\times 400$)

симось размера зерна R_d в синтезированном под давлением интерметаллическом сплаве от приложенного давления. На начальной стадии зависимости повышение давления приводит к уменьшению размера зерна в синтезированном сплаве, что, по-видимому, обусловлено более активным растеканием алюминиевого расплава по поверхности частиц никеля при приложении внешнего давления к порошковой смеси. При повышении давления до 23 атм размер зерна уменьшается до 1.2 мкм, что очень близко к размеру частиц никеля в исходной порошковой смеси. Размер зерна остается без изменения при $N \leq 112$ атм. Последующее увеличение давления приводит к значительному увеличению размера зерен. Возможно, что кинетика формирования и роста зерен интерметаллического соединения при этих значениях давления определяется иным характером образующейся микроструктуры термореагирующей порошко-

вой смеси, в которой преобладающую роль в процессах образования зеренной структуры интерметаллического соединения играют более крупные частицы алюминия.

На рис. 4 представлен общий вид экструдированного в режиме высокотемпературного синтеза под давлением образца интерметаллического соединения Ni_3Al . На рис. 5 приведена схема получения металлографических срезов экструдированного интерметаллического соединения. На рис. 6 показаны микроструктуры шлифов синтезированного под давлением интерметаллида Ni_3Al на разных стадиях экструзии (при разных значениях давления в прессформе) синтезированного продукта. В то время как размер зерен интерметаллида, синтезированного во внутреннем объеме прессформы, достигает 50 мкм, непосредственно на входе в прессформу начинается измельчение зерен. По мере продвижения продукта синтеза

в калибре размер зерен интерметаллического соединения уменьшается до $1 \div 2$ мкм (размер частиц никеля в исходной порошковой смеси составляет 0.98 мкм).

Сформулируем основные выводы работы.

1. Приложение давления к термореагирующей порошковой смеси никеля с алюминием в процессе высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения Ni_3Al приводит к уменьшению размера зерен в синтезированном продукте более чем в 10 раз.

2. Зависимость размера зерен в синтезированном продукте от приложенного давления имеет немонотонный характер: с увеличением давления размер зерен первоначально значительно уменьшается (практически до размера более тугоплавких частиц никеля в исходной порошковой смеси), а затем резко увеличивается до размера более крупных частиц алюминия.

3. Результаты экспериментального исследования зеренной структуры в синтезированном под давлением интерметаллическом соединении при одновременной его экструзии подтверждают измельчение зерна интерметаллида в процессе его синтеза под давлением, которое происходит тем в большей степени, чем больше деформация синтезированного продукта синтеза в процессе его экструзии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мержанов А. Г., Боровинская И. П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений // Докл. АН СССР. 1972. Т. 204, № 2. С. 366–369.
2. Стельмах Л. С., Жилиева Н. И., Столин А. М. Реодинамика и теплообмен горячего компактирования порошковых материалов // Инж.-физ. журн. 1992. Т. 63, № 5. С. 612–622.
3. Итин В. И., Найбороденко Ю. С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1981.
4. Сычев А. Е., Мержанов А. Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез наноматериалов // Успехи химии. 2002. Т. 73, № 2. С. 157–170.
5. Смоляков В. К., Лапшин О. В. Формирование макроскопической структуры продукта в режиме силового СВС-компактирования // Физика горения и взрыва. 2002. Т. 38, № 2. С. 26–35.
6. Бучацкий Л. М., Столин А. М. Высокотемпературная реология СВС-материалов // Инж.-физ. журн. 1992. Т. 63, № 5. С. 593–604.
7. Скороход В. В. Реологические основы теории спекания. Киев: Наук. думка, 1972.
8. Горохов В. М., Ковальченко М. С. Современные представления о механизме поведения порошковых материалов при горячем прессовании // Реологические модели и процессы деформирования пористых и порошковых композиционных материалов. Киев: Наук. думка, 1985. С. 126–135.
9. Бучацкий Л. М., Столин А. М., Худяев С. И. Кинетика изменения распределения плотности при горячем прессовании вязкого пористого тела // Порошковая металлургия. 1986. № 2. С. 37–42.
10. Хаппель Дж., Бреннер Г. Гидродинамика при малых числах Рейнольдса. М.: Мир, 1976.
11. Максимова Ю. М., Лепаква О. К., Расколенко Л. Г., Зиатдинов М. Х. Спекание продуктов реакции горения сплавов в азоте // Порошковая металлургия. 1985. № 12. С. 44–49.
12. Самсонов Г. В., Винницкий И. М. Тугоплавкие соединения: Справочник. М.: Металлургия, 1977.
13. Смитлз К. Дж. Металлы: Справочник. М.: Металлургия, 1980.
14. Рабинович В. А., Хавин З. Я. Краткий химический справочник. М.: Химия, 1978.
15. Еременко В. Н., Натазон Я. В., Титов В. П., Цыдулко А. Г. Кинетика растворения никеля в жидком алюминии // Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 64–66.
16. Самарский А. А. Теория разностных схем. М.: Наука, 1977.

*Поступила в редакцию 3/XII 2003 г.,
в окончательном варианте — 12/IX 2005 г.*