

ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНЕЧНОЙ СТАДИИ ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ $3\text{Ni} + \text{Al} + \text{TiC}$

О. В. Лапшин, Е. Н. Боянгин, В. Е. Овчаренко

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

Термографическим и рентгенофазовым методами исследован процесс высокотемпературного синтеза интерметаллических композиционных материалов на основе алюминиды никеля Ni_3Al , проходящий в режиме теплового взрыва порошковой смеси чистых элементов с инертным наполнителем. Исследовано влияние инертного компонента на фазовый состав конечного продукта реакции синтеза. Предполагается, что конечный продукт образуется путем реакционной диффузии на стадии остывания термореагирующей порошковой системы. Проведены оценки термокинетических постоянных процессов формирования фаз NiAl и Ni_3Al . Определены области оптимальных режимов высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения Ni_3Al .

Ключевые слова: высокотемпературный синтез, интерметаллид Ni_3Al , термокинетические коэффициенты, охлаждение, кристаллизация, фазовый состав.

ВВЕДЕНИЕ

Одной из особенностей высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения Ni_3Al и сплавов на его основе является образование конечного продукта за пиком максимального тепловыделения, в зоне догорания порошковой заготовки [1]. При этом конечный продукт, по-видимому, образуется как кристаллизацией из остывающего расплава, так и путем диффузионного взаимодействия промежуточных продуктов реакции синтеза интерметаллида с исходными компонентами порошковой смеси.

В работах [2, 3] был проведен расчет термокинетических параметров процесса синтеза интерметаллида Ni_3Al в режиме теплового взрыва исходных порошковых смесей. Определенные в [3] термокинетические коэффициенты относятся к стадии высокотемпературного синтеза и описывают кинетику фазовых превращений только на стадии повышения температуры термореагирующей порошковой системы до максимального значения. Термокинетические коэффициенты для стадии остывания термореагирующей системы определены не были.

Цель настоящей работы — исследование влияния инертного наполнителя исходной порошковой смеси на фазовый состав конечного продукта и оценка термокинетических коэффи-

циентов на стадии остывания порошковой смеси при формировании структуры и фазового состава конечного продукта.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Экспериментальные термограммы высокотемпературного синтеза интерметаллида Ni_3Al в режиме теплового взрыва порошковых образцов получены на приборном стенде, состоящем из лазерного источника нагрева образца (лазер ЛГН-703), держателя образцов с тепловым экраном, нагревающей нихромовой спирали и персонального компьютера с платой сбора и обработки информации. Исходные образцы изготавливали в виде столбиков диаметром 10 мм и длиной 12 мм, спрессованных из смесей порошков никеля (ПНК-С1Б, диаметр частиц 0,98 мкм), алюминия (АСД-4, 1 мкм) и карбида титана TiC ($3 \div 5$ мкм), с предварительно помещенными в них термопарами из вольфрам-ренийового сплава (диаметр проволоки 200 мкм). Образцы медленно нагревали нихромовой спиралью до температуры, близкой к температуре образования эвтектического никель-алюминиевого расплава. Затем образец по всему объему нагревали лазерным лучом до температуры его самовоспламенения. После предварительной обработки поступающую с термопар информации выводили в виде таблицы или графика «время — температура»

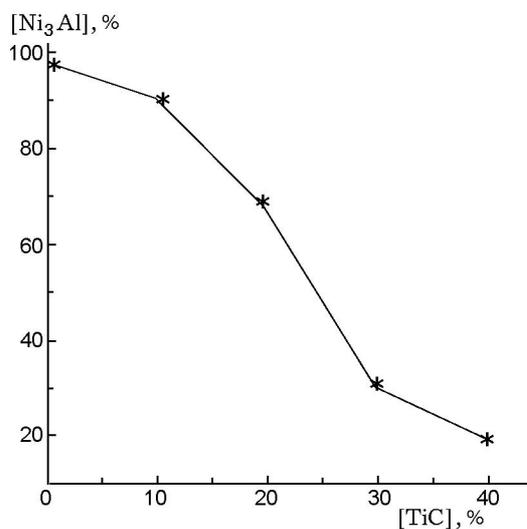


Рис. 1. Зависимость степени превращения исходных реагентов в интерметаллид Ni_3Al от содержания в смеси инертного компонента

для каждого канала (термопары). В диапазоне температур $0 \div 2000$ °С относительная погрешность измерения не превышала 0,6 %.

Фазовый состав конечного продукта синтеза исследовали на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М с применением компьютерной обработки полученных результатов.

РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ

Из данных рентгенофазового анализа следует, что фаза Ni_3Al достаточно полно проявляется в синтезированных интерметаллических образцах, не содержащих инертного компонента. При добавлении инертного компонента и с увеличением его объемного содержания в порошковой смеси в синтезированных интерметаллических образцах проявляются другие фазы — непрореагировавшие никель и алюминий, а также фаза $NiAl$. На рис. 1 представлена зависимость объемного содержания фазы Ni_3Al в синтезированных интерметаллических образцах от объемной доли инертного компонента. Видно, что с увеличением содержания инертного компонента объемная доля фазы Ni_3Al в синтезированных образцах интерметаллида уменьшается. При отсутствии в исходной порошковой смеси инертной составляющей синтезированный интерметаллид практически полностью состоит из фазы Ni_3Al .

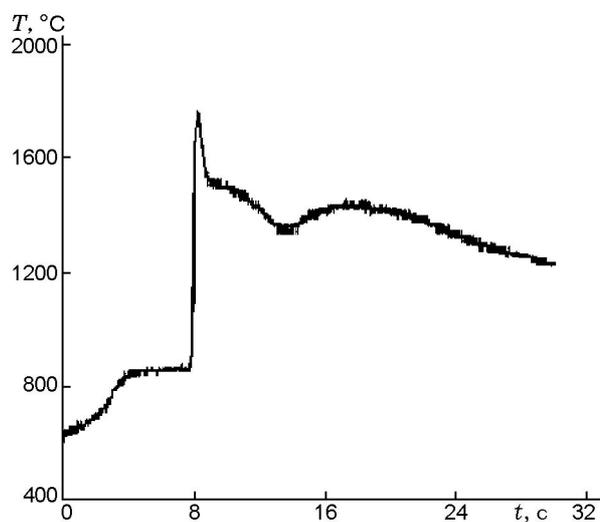


Рис. 2. Экспериментальная термограмма синтеза интерметаллида Ni_3Al без инертного наполнителя при исходном диаметре частиц никеля $\approx 0,98$ мкм

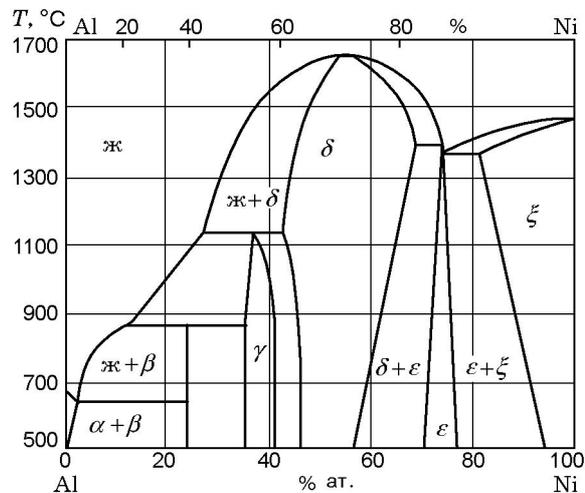


Рис. 3. Диаграмма состояния системы Ni-Al [4]

АНАЛИЗ ТЕРМОГРАММЫ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al В РЕЖИМЕ ТЕПЛОГО ВЗРЫВА ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ ЧИСТЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

На рис. 2 представлена термограмма высокотемпературного синтеза интерметаллида Ni_3Al в режиме теплового взрыва порошковой смеси чистых элементов. При достижении порошковой прессовкой температуры плавления алюминия на термограмме наблюдается

ся изотермический участок, свидетельствующий, согласно диаграмме состояния системы Ni–Al (рис. 3), о плавлении частиц алюминия. Плавление алюминиевого компонента сопровождается растеканием алюминия по частицам никеля, в результате чего температура разогрева прессовки за счет тепловыделения от образования прослойки интерметаллидов резко увеличивается до $900 \div 1050$ °С. Далее на термограмме возникает второй изотермический участок. Анализ диаграммы состояния позволяет предположить, что данный участок является следствием плавления фазы Al_3Ni или фазы Ni_2Al_3 . Изотермический участок достаточно протяженный, что можно объяснить наличием в смеси большого количества данной фазы. Отчасти такое предположение можно сделать на основании результатов работы [5], в которой показано, что в низкотемпературной области синтеза в основном образуются фазы Al_3Ni и Ni_2Al_3 .

После завершения плавления температура разогрева прессовки снова резко увеличивается, так как в системе, согласно диаграмме состояния, образуются и другие интерметаллические фазы, такие как NiAl и Ni_3Al . Подобную картину развития процесса теплового взрыва в системе Ni–Al отмечали, например, авторы работ [1, 5–7].

При достижении прессовкой температуры, приблизительно равной температуре плавления никеля, на термограмме наблюдается еще один изотермический участок, отмеченный также и в работе [8]. Данный изотермический участок является следствием плавления части никелевого компонента, еще не вступившего в реакцию синтеза, а возможно, и следствием плавления в интерметаллидной прослойке фазы Ni_3Al (температуры плавления никеля и Ni_3Al близки).

После завершения плавления никелевого компонента температура прессовки снова быстро увеличивается до максимальной температуры разогрева, которая на $100 \div 200$ °С превышает температуру плавления (T_δ) самой тугоплавкой фазы системы — NiAl.

На первой стадии остывания термореагирующей системы непосредственно после достижения температуры T_δ наблюдается изотермический участок. Обращение к диаграмме состояния системы Ni–Al позволяет заключить, что появление этого участка соответствует кристаллизации фазы NiAl из расплава. Поэтому

будем полагать, что на заключительной стадии высокотемпературного синтеза интерметаллида термореагирующая система состоит из фазы NiAl и никеля. После завершения кристаллизации фазы NiAl температура продолжает снижаться и на термограмме вновь появляется температурный перегиб, соответствующий, очевидно, образованию фазы Ni_3Al (температуру, при которой начинается образование фазы Ni_3Al , обозначим T_ϵ). Результаты рентгенофазового анализа показывают, что конечным продуктом синтеза в исходной порошковой смеси чистых элементов (даже при содержании в этой смеси сравнительно небольших количеств инертного наполнителя) является фаза Ni_3Al , а фаза NiAl практически отсутствует. Последнее означает, что на указанной стадии в результате диффузионного взаимодействия фазы NiAl с никелем происходит образование фазы Ni_3Al .

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al НА СТАДИИ ОСТЫВАНИЯ ТЕРМОРЕАГИРУЮЩЕЙ ПОРОШКОВОЙ СИСТЕМЫ

Представим реакционную порошковую систему со стехиометрией $3Ni + Al$ совокупностью плоских элементарных ячеек радиусом R_e . Схема элементарной ячейки на стадии остывания, в начальный момент времени состоящая из расплава алюминия с никелем, представлена на рис. 4, а. Из условия сохранения массы вещества следует, что размер ячейки должен быть связан с исходным размером частицы никеля r_{Ni} соотношением

$$r_{Ni} = C_0 R_e, \quad (1)$$

где C_0 — расчетная концентрация никеля в конечном продукте реакции.

Считаем, что на стадии остывания, когда температура смеси будет ниже температуры плавления фазы NiAl и концентрация никеля на периферии ячейки превысит значение C^* , соответствующее нижней границе области гомогенности фазы NiAl, с периферии ячейки к ее центру начнется движение границы r_c кристаллизации продукта NiAl, в котором концентрация никеля равна стехиометрическому значению C_c (рис. 4, б, подобная схема кристаллизации продукта реакции из расплава, только для системы Zr–Al, была рассмотрена в работе [9]).

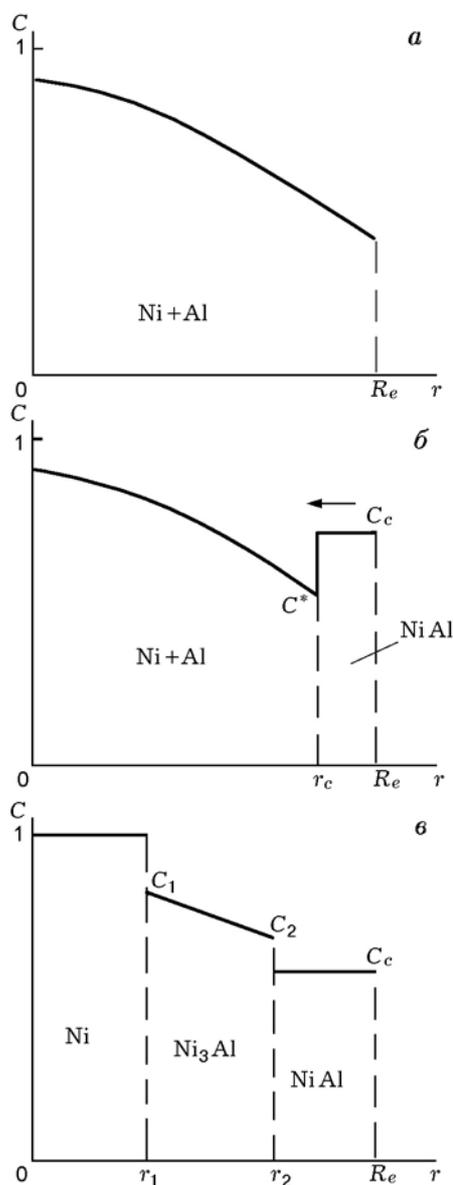


Рис. 4. Распределение концентрации никеля в ячейке на стадии остывания реакционной смеси в виде расплава (а), при кристаллизации интерметаллида NiAl (б) и образовании интерметаллида Ni₃Al (в)

После завершения кристаллизации фазы NiAl происходит дальнейшее снижение температуры разогрева системы. Когда температура системы становится ниже температуры плавления фазы Ni₃Al, начинается образование интерметаллида Ni₃Al (рис. 4, в). На рисунке введены следующие обозначения: r_1, r_2 — координаты межфазных границ; C_1, C_2 — относительная массовая концентрация никеля на межфазных границах.

Для построения математической модели и

проведения количественных расчетов использовали следующие уравнения.

Уравнение теплового баланса порошковой системы:

$$c_v \frac{dT}{dt} = (1 - P - v_i) N \Phi - \frac{\alpha S}{V} (T - T_0) - \frac{\beta S}{V} (T^4 - T_0^4) \quad (2)$$

с начальными условиями $t = 0, T = T_{\max}$. Здесь $c_v = (1 - P - v_i)(c_{p, Ni} \rho_{Ni} v_{Ni} + c_{p, Al} \rho_{Al} v_{Al}) + c_{p, TiC} \rho_{TiC} v_i$; $c_{p, Ni}, c_{p, Al}, c_{p, TiC}$ — удельные теплоемкости никеля, алюминия и карбида титана соответственно; $\rho_{Ni}, \rho_{Al}, \rho_{TiC}$ — плотности никеля, алюминия и карбида титана; $v_{Ni} = V_{Ni}/V, v_{Al} = V_{Al}/V$ — их объемные доли; V_{Ni} — объем никеля; V_{Al} — объем алюминия; V — объем системы; v_i — объемная доля инертного наполнителя в смеси; S — площадь поверхности образца; P — пористость системы; α — коэффициент теплоотдачи; β — коэффициент излучения; T_0 — температура окружающей среды; $N = 1/R_e$ — количество реакционных ячеек в единице объема; T — температура системы; t — время; $\Phi = Q \rho_{Ni} dI/dt$ — функция скорости тепловыделения; Q — тепловой эффект реакции от образования интерметаллического соединения при кристаллизации NiAl ($Q = Q_c$) или при формировании фазы Ni₃Al ($Q = Q_\varepsilon$); I — относительное количество никеля в образующемся продукте реакции; T_{\max} — максимальная температура системы, достигаемая в процессе высокотемпературного синтеза интерметаллида.

Уравнение движения межфазной границы в элементарной ячейке на стадии кристаллизации из расплава фазы NiAl (1-й закон Фика):

$$(C_c - C^*) \frac{dr_c}{dt} = D_c(T) \left. \frac{\partial C}{\partial r} \right|_{r_c=0}, \quad (3)$$

где $D_c(T)$ — коэффициент диффузии никеля в расплаве, C_c — концентрация никеля в продукте NiAl, C — текущая концентрация никеля, r — пространственная координата.

Уравнение диффузии никеля в расплаве (2-й закон Фика):

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D_c(T) \frac{\partial^2 C}{\partial r^2} \quad (4)$$

с граничными условиями $\frac{\partial C}{\partial r}(r=0) = 0, C(r=r_c) = C^*$.

Количество никеля в продукте NiAl определяли по формуле

$$I = C_c(R_e - r_c). \quad (5)$$

Образование фазы Ni₃Al в результате перитектической реакции между никелем и фазой NiAl описывается следующими зависимостями: уравнением движения границ r₁ и r₂ фазы Ni₃Al

$$(1 - C_1) \frac{dr_1}{dt} = D(T) \frac{\partial C}{\partial r} \Big|_{r_{1+0}},$$

$$(C_2 - C_c) \frac{dr_2}{dt} = -D(T) \frac{\partial C}{\partial r} \Big|_{r_{2-0}}, \quad (6)$$

где D(T) — коэффициент взаимной диффузии компонентов в фазе Ni₃Al, уравнением диффузии никеля в фазе Ni₃Al

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D(T) \frac{\partial^2 C}{\partial r^2} \quad (7)$$

с граничными условиями

$$C(r_1) = C_1, \quad C(r_2) = C_2.$$

Количество никеля в фазе Ni₃Al находили по формуле

$$I = \int_{r_2}^{r_1} C(r) dr. \quad (8)$$

Для проведения аналитических оценок предполагаем, что на стадии кристаллизации фазы NiAl температура системы практически не изменяется и равна значению T_{δ*}, мало отличающемуся от T_δ. Пусть v — толщина диффузионной прослойки между Ni и NiAl. Обозначим k(T) = D_c(T)/v, C_p = [r_{Ni} - C_c(R_e - r_c)]/r_c — средняя концентрация никеля в расплаве. Тогда решением уравнения (3) в предположении постоянства температуры системы и квазистационарности процесса диффузии на стадии кристаллизации является зависимость

$$k(T_{\delta^*})t = R_e - r_c + \frac{C_c R_e - r_{Ni}}{C^* - C_c} \times \ln \frac{(C^* - C_c)r_c + C_c R_e - r_{Ni}}{C^* R_e - r_{Ni}}. \quad (9)$$

Далее предполагая, что образование фазы Ni₃Al происходит в квазистационарных условиях вблизи характерной температуры T_{ε*},

также незначительно отличающейся от температуры T_ε, и используя уравнения (6), (7), в конечном итоге можно записать

$$h \approx \sqrt{2D(T_{\varepsilon^*}) \frac{C_2 - C_1 - C_c + 1}{(1 - C_1)(C_2 - C_c)} (C_1 - C_2)t}, \quad (10)$$

где h = r₂ - r₁ — толщина интерметаллического слоя Ni₃Al.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИХ КОЭФФИЦИЕНТОВ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ФАЗ NiAl И Ni₃Al НА СТАДИИ ОСТЫВАНИЯ СИСТЕМЫ

Полученные выше уравнения и формулы позволяют решить обратную задачу по определению константы скорости реакции и теплового эффекта от образования интерметаллидов NiAl и Ni₃Al на стадии остывания порошковой смеси.

Из (9) определим константу скорости кристаллизации интерметаллида NiAl, подставляя вместо текущей координаты границы кристаллизации r_c ее конечное значение, равное r_c^{*} = (r_{Ni} - C_cR_e)/(1 - C_c):

$$k(T_{\delta^*}) = \left(\frac{1 - C_0}{1 - C_c} + \frac{C_c - C_0}{C^* - C_c} \times \ln \frac{(1 - C^*)(C_c - C_0)}{(1 - C_c)(C^* - C_0)} \right) \frac{r_{Ni}}{C_0 t_c}, \quad (11)$$

где t_c — время кристаллизации.

Из (2) в предположении постоянства температуры на стадии кристаллизации определим тепловой эффект реакции образования фазы NiAl:

$$Q_c = \frac{[\alpha S(T_{\delta^*} - T_0) + \beta S(T_{\delta^*}^4 - T_0^4)](C_0 - C_c)}{(1 - P - v_i)V \rho_{Ni} C_c (1 - C_0)} t_c. \quad (12)$$

Так как из эксперимента время образования интерметаллида Ni₃Al на стадии остывания системы неизвестно (в силу того, что невозможно было разделить времена кристаллизации никеля и образования конечного продукта), то поступим следующим образом. Воспользуемся предположением, что на стадии остывания интерметаллид Ni₃Al образуется только в окрестности температуры T_ε; конечную толщину интерметаллической прослойки будем полагать равной h = φ_iR_e (где φ(v_i) =

φ_i — объемная доля интерметаллида Ni_3Al в конечном продукте реакции). Разрешая далее уравнения (2) и (9) относительно времени образования данной фазы и приравнявая их друг к другу, получаем зависимость

$$Q_\varepsilon D(T_{\varepsilon^*}) \sim \frac{\varphi_i r_{\text{Ni}}^2 s}{(1 - P - v_i) \Psi} (1 - C_1)(C_2 - C_c) \times \\ \times \frac{2[\alpha(T_{\varepsilon^*} - T_0) + \beta(T_{\varepsilon^*}^4 - T_0^4)]}{\rho_{\text{Ni}}(C_1 + C_2)(C_1 - C_2)(C_2 - C_1 - C_c + 1)C_0^2}, \quad (13)$$

где $s = S/V$ — площадь удельной поверхности образца.

Выражая из (12) время t_c и подставляя это выражение в (11), с использованием (13) находим, что полная кристаллизация продукта NiAl из расплава, а затем и полное превращение исходных реагентов в конечный продукт Ni_3Al ($\varphi_i = 1$) возможны при выполнении неравенства

$$r_{\text{Ni}} \leq r_{\text{Ni},cr} = \sqrt{Q_\varepsilon D(T_\varepsilon) \frac{\Psi}{s} (1 - P - v_i)} \leq \\ \leq \frac{K(T_\delta)(1 - P - v_i)}{Q_c \Omega s}, \quad (14)$$

где $r_{\text{Ni},cr}$ — критический размер частиц никеля, при котором достигается полное превращение исходных реагентов в интерметаллид Ni_3Al ,

$$\Psi = \rho_{\text{Ni}}(C_2 - C_1 - C_c + 1)C_0^2 \times \\ \times \frac{(C_1 + C_2)(C_1 - C_2)}{2[\alpha(T_\varepsilon - T_0) + \beta(T_\varepsilon^4 - T_0^4)](1 - C_1)(C_2 - C_c)},$$

$$\Omega = \frac{[\alpha(T_\delta - T_0) + \beta(T_\delta^4 - T_0^4)](C_0 - C_c)}{\rho_{\text{Ni}}C_c C_0(1 - C_0)} \times \\ \times \left[\frac{1 - C_0}{1 - C_c} + \frac{C_c - C_0}{C^* - C_c} \ln \frac{(1 - C^*)(C_c - C_0)}{(1 - C_c)(C^* - C_0)} \right].$$

Из (14) следует, что при повышении содержания инертного компонента или увеличении удельной площади поверхности образца для получения конечного продукта заданной стехиометрии необходимо уменьшать размер частиц никеля, увеличивая тем самым площадь реакционной поверхности исходной порошковой смеси.

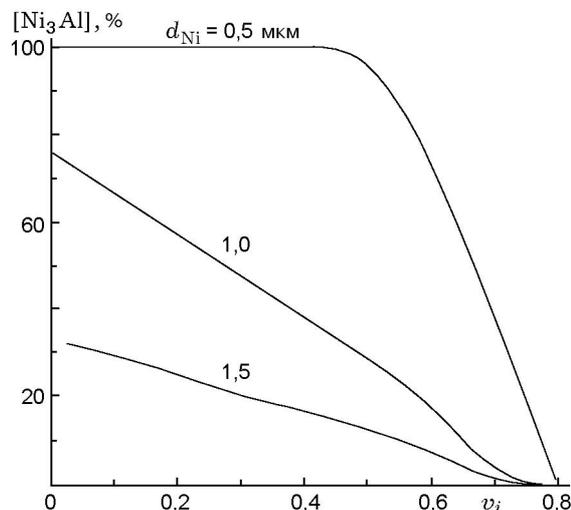


Рис. 5. Зависимость степени превращения исходных реагентов в фазу Ni_3Al от относительной объемной доли инертного наполнителя при различных исходных размерах частиц никеля

Расчеты термокинетических постоянных проводили при следующих значениях параметров: $s = 24 \text{ м}^{-1}$, $p = 0,2$, $\alpha = 10 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$, $\beta = 6,25 \cdot 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$, $C_0 = 0,87$, $C_c = 0,68$, $C^* = 0,65$, $C_1 = 0,845$, $C_2 = 0,895$, $T_0 = 300 \text{ К}$, $T_{\delta^*} = 1896_{-141}^{+177} \text{ К}$, $T_{\varepsilon^*} = 1683_{-93}^{+108} \text{ К}$, $r_{\text{Ni}} = 0,49 \text{ мкм}$.

По оценочным формулам (11)–(13) получены термокинетические коэффициенты, характеризующие стадию формирования интерметаллического соединения Ni_3Al :

$$k(T_{\delta^*}) = (39,4 \pm 6,8) \cdot 10^6 \text{ м/с},$$

$$Q_c = (2,8 \pm 2) \cdot 10^5 \text{ Дж/кг},$$

$$D(T_{\varepsilon^*})Q_\varepsilon = (1,4 \pm 0,5) \cdot 10^{-7} \text{ Дж} \cdot \text{м}^2/(\text{кг} \cdot \text{с}).$$

На рис. 5 приведены расчетные зависимости полноты превращения исходных чистых элементов в фазу Ni_3Al от содержания инертного компонента (карбида титана) в порошковой смеси. С увеличением содержания карбида титана наблюдается тенденция к уменьшению полноты превращения реагентов в фазу заданной стехиометрии, что согласуется с результатами эксперимента (см. рис. 1). Причем чем больше размер частиц тугоплавкого компонента, тем отчетливее проявляется эта зависимость.

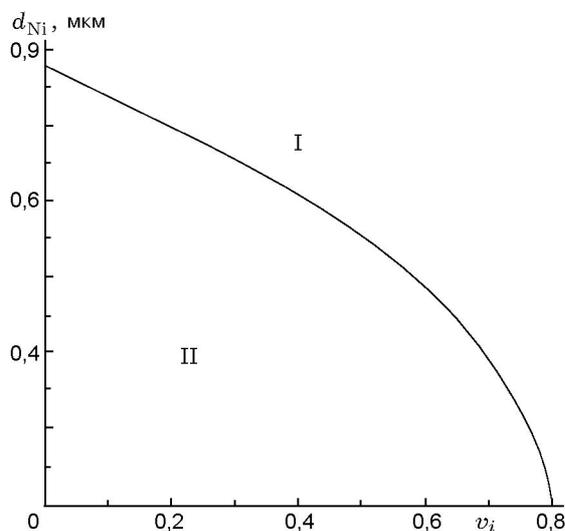


Рис. 6. Диаграмма «исходный размер частиц никеля $d_{Ni} = 2r_{Ni}$ — относительная объемная доля инертного наполнителя»

Определим оптимальные режимы получения композиционного материала заданного фазового состава из смеси порошков $3Ni + Al + TiC$.

На рис. 6 представлена расчетная диаграмма «исходный размер частиц никеля — относительная объемная доля инертного компонента в смеси». Изображенная на ней зависимость критического размера частиц никеля от относительной объемной доли инертного наполнителя в порошковой смеси делит диаграмму на две области. В области I конечный продукт реакции является многофазовым; в области II реализуются оптимальные режимы синтеза, при которых происходит полное превращение исходных реагентов порошковой смеси в интерметаллид Ni_3Al . Видно, что повышение объемной доли инертного компонента в смеси приводит к уменьшению области оптимального режима синтеза. Другими словами, высокотемпературный синтез интерметаллического соединения заданного фазового состава в порошковой смеси исходных реагентов с добавлением инертного наполнителя возможен при условии применения высокодисперсного порошка более тугоплавкого компонента. Из рис. 5 следует, что наиболее благоприятный режим синтеза композиционного материала из порошковой смеси $3Ni + Al + TiC$ реализуется при исходном размере частиц никеля 0,85 мкм и меньше.

ВЫВОДЫ

1. В условиях теплового взрыва порошковой смеси чистых элементов интерметаллическое соединение Ni_3Al образуется диффузионным путем в результате перитектической реакции между фазой $NiAl$ и никелем на стадии остывания термореагирующей системы.

2. Определены термокинетические постоянные, характеризующие реакцию образования интерметаллида Ni_3Al на стадии остывания термореагирующей порошковой системы, позволяющие оптимизировать режимы высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения заданного фазового состава. Показано, что высокотемпературный синтез композиционных материалов с матрицей состава Ni_3Al возможен при размере частиц никеля не более 0,85 мкм.

ЛИТЕРАТУРА

- Итин В. И., Найбороденко Ю. С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1981.
- Лапшин О. В., Овчаренко В. Е. Математическая модель высокотемпературного синтеза алюминида никеля Ni_3Al в режиме теплового взрыва порошковой смеси чистых элементов // Физика горения и взрыва. 1996. Т. 32, № 3. С. 68–76.
- Лапшин О. В., Овчаренко В. Е., Боянгин Е. Н. Термокинетические и теплофизические параметры высокотемпературного синтеза интерметаллида Ni_3Al в режиме теплового взрыва порошковой смеси чистых элементов // Физика горения и взрыва. 2002. Т. 38, № 4. С. 59–64.
- Самсонов Г. В., Винницкий И. М. Тугоплавкие соединения: Справочник. М.: Металлургия, 1977.
- Гаспарян А. Г., Штейнберг А. С. Макрокинетика взаимодействия и тепловой взрыв в смесях порошков Ni и Al // Физика горения и взрыва. 1988. Т. 24, № 3. С. 67–74.
- Найбороденко Ю. С., Итин В. И., Белозеров Б. П., Ушаков В. П. Природа фаз и кинетика реакционной диффузии в смеси порошков никеля и алюминия // Изв. вузов. Физика. 1973. № 11. С. 34–40.
- Корчагин М. А., Александров В. В., Неронов В. А. Фазовый состав промежуточных продуктов взаимодействия никеля с алюминием // Изв. СО РАН СССР. Сер. хим. наук. 1979. № 6. С. 104–118.

8. **Шиляев М. И., Борzych В. Э., Дорохов А. Р.** К вопросу о лазерном зажигании порошковых систем никель — алюминий // Физика горения и взрыва. 1994. Т. 30, № 2. С. 14–19.
9. **Некрасов Е. А., Максимов Ю. М., Алдущин А. П.** Расчет параметров волны горения в системе Zr–Al // Физика горения и взрыва. 1981. Т. 17, № 2. С. 35–41.

*Поступила в редакцию 25/III 2003 г.,
в окончательном варианте — 27/IV 2004 г.*
