

ВЛИЯНИЕ ИНЕРТНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА УСЛОВИЯ ВОСПЛАМЕНЕНИЯ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ НИКЕЛЯ С АЛЮМИНИЕМ

О. В. Лапшин, В. Е. Овчаренко

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055 Томск

Для определения возможностей высокотемпературного синтеза композиционных материалов на основе алюминидов никеля рассмотрен вопрос о влиянии инертного наполнителя на температурно-временные характеристики стадии воспламенения порошковой системы никель — алюминий, включающей стадию зародышеобразования интерметаллического соединения.

В рамках модельных представлений о порошковой смеси чистых элементов с инертным наполнителем считаем, что

1) частицы или волокна инертного компонента распределены в объеме порошковой смеси равномерно и делят порошковую смесь на микрообъемы (элементарные ячейки), в которых содержится минимальное количество порошковой смеси, сохраняющее стехиометрию состава и достаточное для самостоятельного инициирования реакции синтеза интерметаллида;

2) инертный компонент не принимает участия в реакции синтеза интерметаллида;

3) инертный компонент порошковой смеси не плавится в процессе нагрева и воспламенения смеси.

Указанные условия позволяют использовать в расчетах модельную схему строения элементарной ячейки порошковой смеси чистых элементов, приведенную в работе [1]. Элементарная ячейка состоит из сферической частицы тугоплавкого компонента (никеля), окруженной пористым легкоплавким компонентом (алюминием). Размер элементарной ячейки определяется размером частиц никеля, поскольку никель более тугоплавкий по сравнению с алюминием. Поэтому зоны химического взаимодействия в прессовке порошковой смеси никеля с алюминием локализуются на поверхностях отдельных частиц никеля.

Пористость элементарной ячейки в порошковой смеси с инертным наполнителем задается выражением

$$P_e = P/(1 - V_i),$$

где P — пористость порошковой смеси, V_i — объемная доля инертного наполнителя.

Размер элементарной ячейки порошковой смеси с инертным наполнителем определяется по формуле

$$R_e = r_{Ni} \left[(1 - P_e)^{-1} \left(1 + \frac{\mu_{Al} \nu_{Al} \rho_{Ni}}{\mu_{Ni} \nu_{Ni} \rho_{Al}} \right) \right]^{1/3}. \quad (1)$$

Здесь μ_{Al} , μ_{Ni} — атомные массы алюминия и никеля; ν_{Al} , ν_{Ni} — стехиометрические коэффициенты алюминия и никеля; ρ_{Al} , ρ_{Ni} — плотности алюминия и никеля; r_{Ni} — радиус частицы никеля.

Число элементарных сферических ячеек в единице объема равно

$$N_e = (1 - V_i)/(4/3\pi R_e^3). \quad (2)$$

Объемная теплоемкость порошковой смеси с инертным наполнителем определяется по формуле

$$c_V = c_{p,Ni} \rho_{Ni} V_{Ni} + c_{p,Al} \rho_{Al} V_{Al} + c_{p,i} \rho_i V_i, \quad (3)$$

где $c_{p,Ni}$, $c_{p,Al}$, $c_{p,i}$ — теплоемкости никеля, алюминия, инерта; V_{Ni} , V_{Al} — объемные доли никеля и алюминия.

Уравнение теплового баланса порошковой смеси с инертным наполнителем в приближении равномерного прогрева смеси внешним источником энергии имеет вид

$$c_V V \frac{dT}{dt} = N_e V \Phi + W S' - \alpha S (T - T_0), \quad (4)$$

$$T = T_0 \quad \text{при} \quad t = 0.$$

Здесь V — объем образца; S — площадь внешней поверхности образца, S' — поперечного сечения образца, через которое проходит тепловой поток от внешнего источника энергии мощностью W ; α — коэффициент теплообмена образца с окружающей средой; t — время;

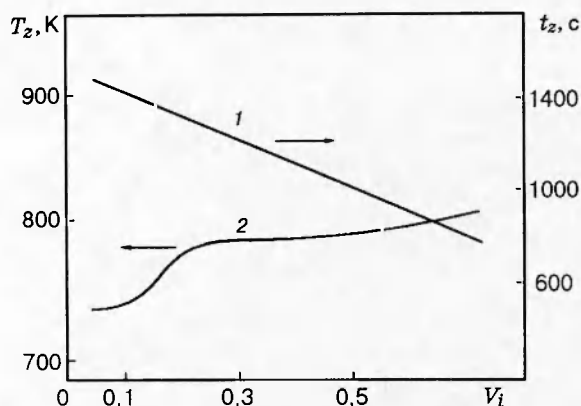


Рис. 1. Зависимость времени зародышеобразования t_z (кривая 1) и конечной температуры зародышеобразования T_z (кривая 2) от объемной доли инертного наполнителя V_i в исходной порошковой смеси никеля с алюминием (стехиометрия Ni_3Al)

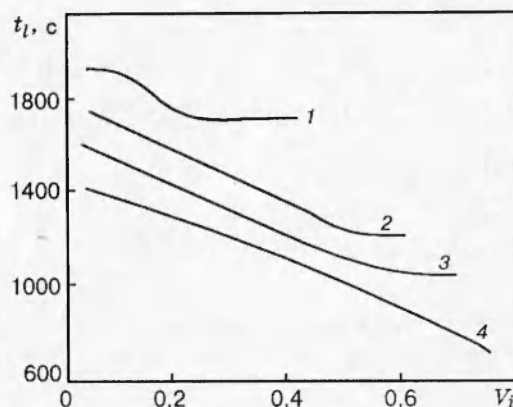


Рис. 2. Зависимость времени достижения системой температуры образования в ней жидкой фазы (t_l) от объемной доли инертного наполнителя при различной дисперсности частиц никеля:

$r_{\text{Ni}} = 75$ (1), 60 (2), 50 (3), 10 мкм (4)

T — температура, T_0 — начальная температура; Φ — скорость тепловыделения в элементарной ячейке.

С увеличением доли инертного компонента в исходной порошковой смеси объемная теплоемкость последней уменьшается, так как объемная теплоемкость инертного компонента, например углеродных, карбидных или оксидных волокон, меньше объемной теплоемкости никеля, алюминия и алюминидов никеля. В настоящей работе в качестве инертного наполнителя были рассмотрены углеродные волокна. При этом учитывалось, что углерод не образует устойчивых карбидов с никелем, а карбид алюминия Al_4C_3 может образоваться только при температурах ниже 2100°C [2]. Кроме того, учитывался и тот факт, что углеродные волокна, имеющие двумерноупорядоченную структуру, значительно менее химически активны по сравнению с углеродом в аморфном состоянии. Экспериментально карбид алюминия не обнаружен в синтезированных под давлением образцах композиционного материала на основе Ni_3Al , армированного углеродными волокнами.

Согласно [1] в начальный период взаимодействия на границе раздела никеля и алюминия образуется зародыш новой фазы. При разогреве системы до конечной температуры зародышеобразования на границах раздела разнородных компонентов образуется твердофазный продукт Ni_2Al_3 . После достижения температуры плавления алюминиево-никелевой эвтекти-

ки образовавшийся продукт начинает интенсивно растворяться в жидкой фазе. Уравнения, описывающие процесс зародышеобразования и химические превращения в элементарной ячейке в системе никель — алюминий (стехиометрия $3\text{Ni} + \text{Al}$), рассмотрены в работе [1].

В расчетах использовали численные данные, приведенные в [1], а также значения теплоемкости и плотности инерта (углеродных волокон) [3]: $c_{p,i} = 672$ Дж/(кг · К), $\rho_i = 1400$ кг/м³.

Расчеты показали, что с увеличением объемной доли инертного наполнителя конечная температура зародышеобразования T_z незначительно повышается (рис. 1, кривая 2). При увеличении доли инерта до 70% температура T_z повышается всего на 20 К (с 780 до 800 К). При этом время окончания зародышеобразования t_z уменьшается в два раза (рис. 1, кривая 1). Уменьшение времени t_z с разбавлением исходной порошковой смеси инертной добавкой связано с уменьшением величины объемной теплоемкости системы.

На рис. 2 представлены зависимости времени нагрева порошковой системы до появления в ней жидкой фазы (t_l) от объемной доли инерта при различной дисперсности никелевого компонента исходной порошковой смеси. С увеличением V_i время t_l уменьшается, и тем в большей степени, чем меньше размер частиц никеля. При этом уменьшение времени t_l с ростом V_i также связано с уменьшением объемной теплоемкости системы.

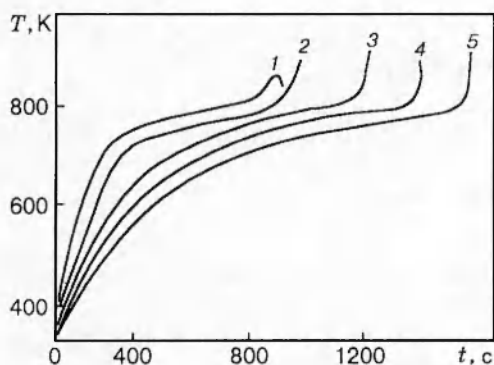


Рис. 3. Расчетные термограммы стадии зажигания порошковой смеси никеля с алюминием при различных значениях объемной доли инертного наполнителя ($r_{Ni} = 1$ мкм):

$V_i = 0,77$ (1); $0,7$ (2); $0,4$ (3); $0,2$ (4); 0 (5)

Инертный наполнитель на стадии разогрева порошковой смеси исходных элементов до температуры появления жидкой фазы играет двоякую роль. Увеличение V_i понижает объемную теплоемкость системы, уменьшает время разогрева порошковой системы до начала ее перехода от медленной твердофазной реакции образования интерметаллического соединения к быстрой жидкофазной реакции его синтеза и в то же время уменьшает теплотворную способность реакционной системы. При достижении определенных значений V_i внешний источник энергии не может нагреть систему до появления в ней жидкого расплава (рис. 3, кривые 1, 2). Предельное значение величины V_i , при котором сохраняется возможность нагрева порошковой системы до появления жидкой фазы, соответствует критическому.

На рис. 4 представлены расчетные термограммы начальной стадии (до температуры появления жидкой фазы) синтеза интерметаллида Ni_3Al с инертным наполнителем. Увеличение или уменьшение объемной доли инертного наполнителя по сравнению с ее критическим значением кардинально меняет характер процесса синтеза интерметаллида: медленная затухающая реакция образования интерметаллида в диффузионном режиме сменяется быстрой реакцией синтеза в режиме теплового взрыва. Увеличение размера частиц никеля приводит к уменьшению критической объемной доли и повышению температуры воспламенения порошковой смеси.

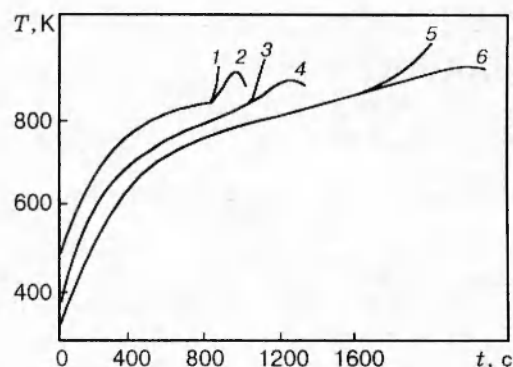


Рис. 4. Термограммы синтеза интерметаллида Ni_3Al порошковой смеси никеля с алюминием на стадии зажигания при различных значениях объемной доли инертного наполнителя и различной дисперсности никеля:

$V_i = 0,76$ (1), $0,77$ (2) при $r_{Ni} = 10^{-6}$ м; $V_i = 0,66$ (3), $0,67$ (4) при $r_{Ni} = 10^{-5}$ м; $V_i = 0,3$ (5), $0,31$ (6) при $r_{Ni} = 5 \cdot 10^{-5}$ м

ВЫВОДЫ

1. Увеличение объемной доли инертного наполнителя в порошковой смеси интерметаллидообразующих элементов приводит к уменьшению времени зародышеобразования интерметаллической фазы и к незначительному повышению конечной температуры зародышеобразования, уменьшению времени зажигания смеси.
2. С увеличением размера частицы никеля критическая величина содержания инерта в порошковой смеси, при которой еще возможно воспламенение смеси, снижается.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лапшин О. В., Овчаренко В. Е. Математическая модель высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения Ni_3Al на стадии воспламенения // Физика горения и взрыва. 1996. Т. 32, № 2. С. 46–54.
2. Свойства конструкционных материалов на основе углерода: Справочник / Под ред. В. П. Соседова. М.: Металлургия, 1975.
3. Смитлз К. Дж. Металлы: Справочник. М.: Металлургия, 1980.

Поступила в редакцию 2/VII 1996 г.,
в окончательном варианте — 24/VI 1997 г.