

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al В РЕЖИМЕ ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ ЧИСТЫХ ЭЛЕМЕНТОВ С ИНЕРТНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ

В. Е. Овчаренко, Е. Н. Боянгин

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634048 Томск

Представлены результаты экспериментального исследования влияния тугоплавкого инертного наполнителя на термокинетические параметры высокотемпературного синтеза интерметаллида Ni_3Al в режиме теплового взрыва порошковой смеси чистых элементов.

Одним из наиболее перспективных технологических направлений получения интерметаллических композиционных материалов конструкционного и инструментального назначения является высокотемпературный синтез интерметаллического соединения в порошковой смеси исходных элементов с инертным наполнителем. Совмещение процессов высокотемпературного синтеза в режиме теплового взрыва и компактирования продукта реакции обеспечивает высокую сплошность интерметаллического компакта и открывает широкие возможности развития технологии прямого синтеза под давлением интерметаллических композиционных материалов.

Цель настоящей работы — исследование влияния тугоплавкого инертного наполнителя на термокинетические характеристики теплового взрыва порошковой смеси $3Ni + Al$. Работа продолжает исследования, представленные в [1].

В качестве компонентов исходной порошковой смеси использовали порошки никеля (ПНК-С1Б, средний размер частиц 0,92 мкм) и алюминия (АСД-4, средний размер частиц 1,45 мкм). В качестве инертного наполнителя применяли порошок карбида титана (средний размер частиц 3,2 мкм), выбор которого обусловлен, прежде всего, его высокой температурой плавления (≈ 3190 °С [2]), намного превышающей температуру плавления интерметаллида Ni_3Al . Химическое взаимодействие карбида титана с расплавами таких металлов, как алюминий, никель и многие другие, хорошо изучено [3, 4]. Достаточно длительный (не менее 10 мин) контакт с расплавом алюминия относится к разряду слабого взаимодействия, а с расплавом никеля — среднего взаимодей-

ствия. Один из основных численных параметров взаимодействия — угол смачивания расплавом поверхности твердофазного материала. Известно [5], что растекание расплава по поверхности частиц твердой фазы в порошковой смеси возможно только при полном смачивании (угол смачивания равен нулю). Угол смачивания карбида титана алюминием при 1000 °С составляет 149°, а никелем при 1500 °С — 38°. Это означает, что карбид титана не взаимодействует с расплавом алюминия, а с расплавом никеля взаимодействует слабо. Поэтому можно достаточно уверенно считать, что при крайне малом времени реакции высокотемпературного синтеза интерметаллида можно пренебречь химическим взаимодействием частиц карбида титана с расплавами, образующимися в процессе теплового взрыва порошковой смеси $Ni + Al$.

Содержание карбида титана в исходных порошковых прессовках варьировали в пределах $C = 0 \div 50$ % объема. Порошковую прессовку до ее воспламенения нагревали радиационным способом в кварцевой минипечи с нихромовой спиралью. Скорость нагрева прессовки выбирали так, чтобы при максимальной скорости градиенты температуры, поперечный и продольный, в образце диаметром 10 и длиной 12 мм были минимальны. Датчиками температуры служили вольфрамрениевые термодпары из проволоки диаметром 10 мкм, запрессованные в образцы порошковых смесей. Электрический сигнал (термоЭДС) после предварительного усиления подавали на вход персонального компьютера и после соответствующей обработки получали информацию в виде термограмм теплового взрыва в заданном масштабе времени или в виде соответствующих таблиц. Относительная погрешность измерения температу-

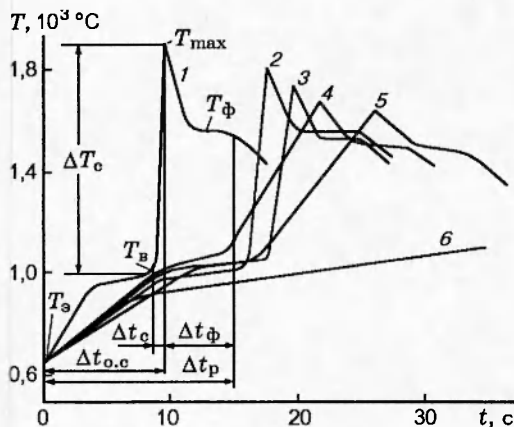


Рис. 1. Термограммы теплового взрыва порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ при различном (по объему) содержании в ней инертного наполнителя (карбида титана):

C , %: 1 – 0, 2 – 10, 3 – 20, 4 – 30, 5 – 40, 6 – 50

ры не превышала 0,6 %. Значения термокинетических параметров процесса теплового взрыва определяли по экспериментальным термограммам после усреднения последних (в каждый исходный образец запрессовывали две термопары, из порошковых смесей каждого состава готовили пять образцов).

На рис. 1 приведены термограммы высокотемпературного синтеза интерметаллида Ni_3Al в режиме теплового взрыва порошковой смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ с различным содержанием инертного наполнителя.

Анализ экспериментальных данных показал, что температура образования в порошковой смеси эвтектического никель-алюминиевого расплава (T_0) не зависит от содержания в ней карбида титана (рис. 2,а). В то же время температура воспламенения T_ϕ повышается с 1000°C для порошковой смеси чистых элементов до 1100°C для композиционной смеси при $C = 40\%$, а затем при $C = 50\%$ снижается до 900°C (рис. 2,б).

Характер зависимости $T_\phi(C)$ можно объяснить следующим образом. Присутствие инертных частиц в смеси уменьшает скорость образования интерметаллического продукта в порошковой заготовке из-за уменьшения в смеси площади поверхности контакта частиц никеля и алюминия, а в дальнейшем частиц никеля и эвтектического расплава. В результате снижения скорости реакции синтеза интерметаллического продукта уменьшается

приток тепла в порошковую прессовку от внутренних химических источников, увеличивается время плавления и растекания расплава алюминия по пористому каркасу заготовки, повышается температура воспламенения смеси. Падение температуры воспламенения исходной порошковой смеси при увеличении содержания карбида титана в смеси от 40 до 50 % обусловлено, по-видимому, сменой режима высокотемпературного синтеза.

Разбавление порошковой смеси тугоплавким компонентом приводит к уменьшению прироста температуры разогрева реагирующей порошковой смеси ΔT_c (интервал от температуры воспламенения до максимальной температуры синтеза) и максимальной температуры синтеза T_{max} (рис. 2,в,г). При $C \leq 40\%$ указанные параметры изменяются достаточно монотонно, но в диапазоне $40 < C < 50\%$ наблюдается более резкое их снижение.

На высокотемпературном участке термограммы теплового взрыва порошковой смеси (от момента воспламенения смеси до момента достижения ею максимальной температуры разогрева) особенно сильно проявляется влияние инертного наполнителя на скорость синтеза интерметаллида (рис. 2,д). При разбавлении смеси чистых элементов инертным компонентом скорость роста температуры $\Delta T_c/\Delta t_c$ снижается, что наиболее сильно проявляется в диапазоне $C = 10 \div 30\%$. При дальнейшем увеличении содержания инертного компонента в смеси значение $\Delta T_c/\Delta t_c$ практически не зависит от содержания инерта в смеси. С увеличением значения C наблюдается плавное снижение температуры формирования фазы Ni_3Al : с $T_\phi = 1577^\circ\text{C}$ для порошковой смеси чистых элементов до $T_\phi = 1484^\circ\text{C}$ при содержании 40 % карбида титана (рис. 2,е).

Разбавление порошковой смеси чистых элементов тугоплавким инертным наполнителем приводит к увеличению временных характеристик теплового взрыва смеси. При этом общее время активной части термограммы теплового взрыва ($\Delta t_{0,c}$), время кристаллизации интерметаллического соединения Ni_3Al из расплава (Δt_ϕ) и общее время реакции теплового взрыва (Δt_p) увеличиваются практически линейно при увеличении содержания инертного наполнителя в смеси (рис. 2,ж,и,к), а зависимость времени существования высокотемпературной части термограммы теплового взрыва порошковой смеси Δt_c от содержания в ней кар-

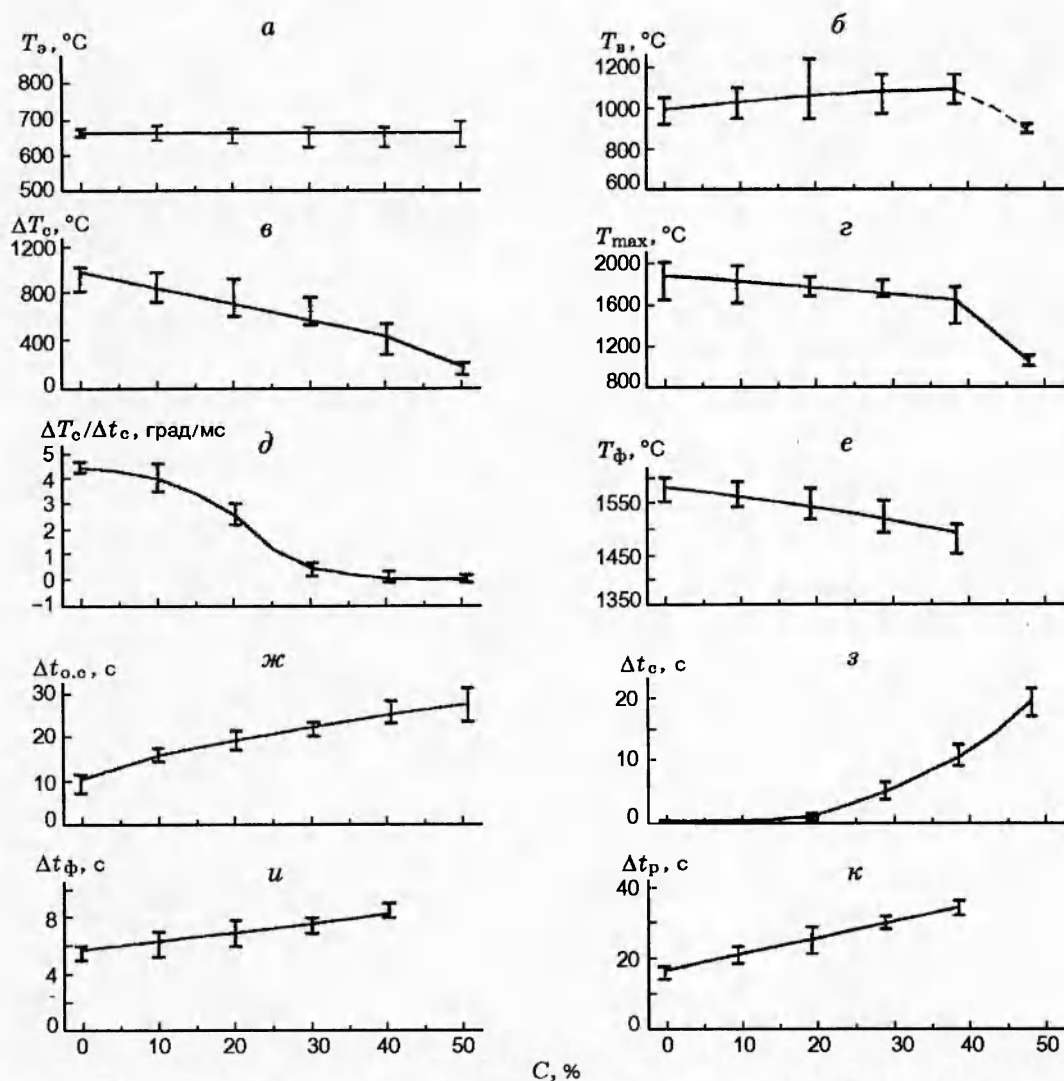


Рис. 2. Зависимости основных термокинетических параметров термограмм высокотемпературного синтеза интерметаллида Ni_3Al в режиме теплового взрыва порошковой смеси чистых элементов от содержания в смеси карбида титана

бида титана имеет близкий к экспоненциальному характер (рис. 2,з).

Общим для представленных зависимостей является то, что вплоть до $C = 40\%$ значения температурных и временных параметров изменяются в пределах, допустимых для совмещения процессов теплового взрыва и компактирования продукта высокотемпературного синтеза с сохранением в конечном продукте фазы Ni_3Al . Другими словами, полученные результаты показывают, что технология высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения Ni_3Al в режиме теплового взрыва порош-

ковой смеси чистых элементов под давлением позволяет получать компактные интерметаллиды, сплавы и композиционные материалы на их основе при содержании в исходной смеси до 40% (по объему) тугоплавкого инертного наполнителя.

ЛИТЕРАТУРА

1. Овчаренко В. Е., Боянгин Е. Н. Влияние содержания алюминия на термограмму синтеза интерметаллида Ni_3Al в режиме теплового взрыва // Физика горения и взрыва. 1998. Т. 34, № 6. С. 39–42.

2. Тугоплавкие соединения / Под ред. Г. В. Самсонова. М.: Metallургия, 1976.
3. Тугоплавкие материалы в машиностроении: Справочник / Под ред. А. Т. Туманова, К. И. Портного. М.: Машиностроение, 1967.
4. Кипарисов С. С., Левинский Ю. В., Петров А. П. Карбид титана. М.: Metallургия, 1980.
5. Гегузин Я. Е. Физика спекания. М.: Наука, 1967. С. 130.

*Поступила в редакцию 20/III 1998 г.,
в окончательном варианте — 2/II 1999 г.*
