



The problem of detection of maximal content of reacting substances in burden, undergoing processing in mechano-reactor, providing safety of realization of the reaction mechanical alloying, is solved on the basis of the modern conceptions on mechanism of self-distributing high-temperature synthesis with using method of thermodynamic modeling.

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», Г. Ф. ЛОВШЕНКО, БНТУ,
Б. Б. ХИНА, ГНУ «Физико-технический институт» НАН Беларуси

УДК 669.017

МАКСИМАЛЬНЫЕ КОНЦЕНТРАЦИИ РЕАГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ В ШИХТЕ, ПОДВЕРГАЕМОЙ РЕАКЦИОННОМУ МЕХАНИЧЕСКОМУ ЛЕГИРОВАНИЮ

Введение

Оптимальный комплекс часто взаимоисключающих свойств, включая прочность и жаропрочность, может быть достигнут только в композиционных материалах, наиболее перспективными из которых являются дисперсно-упрочненные. Структура их представляет собой матрицу из металла или сплава, с равномерно распределенными в ней дисперсными частицами термодинамически стабильной упрочняющей фазы, имеющей высокое значение модуля сдвига. Максимальное упрочнение достигается у материалов с основой субмикроструктурного типа, обладающей высоко развитой поверхностью границ зерен и субзерен, закрепленных и стабилизированных наноразмерными частицами упрочняющей фазы [1]. Материалы производят, как правило, порошковой металлургией. Наиболее сложной операцией является получение дисперсно-упрочненных порошковых (гранулированных) композиций. Известные способы их изготовления, нашедшие промышленное применение – химическое смешивание, разложение смеси солей, водородное восстановление в растворах, химическое осаждение из растворов, внутреннее окисление, механическое легирование [2, 3], являются дорогостоящими и не позволяют реализовать все преимущества дисперсного упрочнения, а химические методы, кроме того, экологически небезопасны. В связи с этим большой интерес представляет способ, основанный на реакционном механическом легировании, при котором на стадии обработки порошковой смеси в механореакторе и при последующем отжиге в реакционно-способных системах получают развитие механи-

чески и термически активируемые фазовые и структурные превращения, включая взаимодействие между компонентами и образование упрочняющих фаз, вызывающие формирование наноструктурной дисперсно-упрочненной гранулированной композиции [2]. Механически легированные композиционные порошки могут применяться как для получения компактных материалов различного функционального назначения, так и покрытий. В ряде случаев и, прежде всего, при производстве порошков для газопламенных покрытий концентрация реагирующих компонентов в шихте, подвергаемой обработке в механореакторе, достаточно высокая, а механически активируемые экзотермические реакции протекают с большим тепловыделением. При содержании реагирующих компонентов выше предельного взаимодействия в реакторе может происходить в режиме теплового взрыва или горения по типу СВС – самораспространяющегося высокотемпературного синтеза [4–7].

Целью работы являлось решение актуальной задачи определения предельного содержания реагирующих веществ, обеспечивающего безопасность реализации процесса реакционного механического легирования.

Методика исследования

Методической основой для решения поставленной задачи служили современные представления о механизме СВС-процессов, выработанные в результате многочисленных экспериментальных [8–17] и теоретических [18–22] исследований, а также универсальный метод термодинамического моделирования. В ряде экспериментальных ра-

бот на примере системы «Ti-C» и некоторых других [23, 24] прямым наблюдением в малоразмерных прозрачных реакторах показано, что механическое легирование в режиме СВС носит перколяционный характер, т. е. на определенной стадии процесса происходит воспламенение в малой локальной области (частица или группа частиц), и экзотермическая реакция распространяется почти по всему объему, оставляя после себя конечный продукт; при этом в некоторых областях (куда волна горения не проникает) может оставаться непрореагировавшая шихта. Применительно к СВС подобный перколяционный режим горения был исследован теоретически [18] в порошковой системе при наличии пор и/или инертных частиц. Математическим моделированием установлено, что необходимым условием такого режима горения, даже при достаточно интенсивных теплотеряях в окружающую среду, является наличие цепочек реакционно-способных частиц (так называемых перколяционных кластеров), между которыми имеется тепловая связь, т. е. когда теплота, выделяющаяся при горении одной частицы (даже при теплоотводе к соседним инертным частицам и в окружающую среду), способна обеспечить подогрев другой частицы до температуры зажигания T_{ig} ($T_{ig} < T_{ad}$, где T_{ad} – адиабатическая температура СВС в данной системе) [18]. Применительно к реакционному механическому легированию из вышеизложенного следует, что экзотермическая реакция даже в одной частице, вызванная ее разогревом до величины T_{ig} за счет механического соударения с мелкими телами (шарами), способна вызвать воспламенение всей реакционно-способной шихты в объеме механохимического реактора.

Многочисленные экспериментальные исследования для систем «Ti-C» [12], «Ti-C-Ni-Mo» [13, 14], «Mo-Si» [15], «Ti-C-M» (M=Ni, Co, Cr) [11], «Ni-Al» [16, 17] и другие показали, что СВС-процесс начинается, когда исходная шихта нагревается до температуры плавления более легкоплавкого компонента или температуры эвтектики системы T_{eu} [8–15], т. е. при $T_{ig} = T_{eu}$. Это обусловлено тем, что основным механизмом фазо- и структурообразования при СВС является не твердофазная диффузия, а растворение более тугоплавкого реагента в локальном расплаве и кристаллизация из него зерен тугоплавкого продукта [18–23]. Причем процесс часто носит неравновесный характер: растворение одного реагента в расплаве другого (например, С(тв.) в Ti(ж.) или Ni(тв.) в расплаве алюминия) протекает без тонкой промежуточной прослойки равновесной твердой фазы (TiC или NiAl соответственно) [19–22]. Это связано с малой ско-

ростью диффузии в тугоплавких фазах – продуктах синтеза. Например, расчет для СВС в системе «Ti-C» показал, что для экспериментально известных коэффициентов диффузии в фазе TiC толщина равновесной прослойки карбида между твердой частицей углерода и расплавом титана должна быть меньше периода решетки [19, 22].

Таким образом, в качестве критерия для начала взаимодействия в режиме СВС в объеме механохимического реактора при реакционном механическом легировании следует принять такой состав реакционно-способной шихты, для которого адиабатическая температура реакции образования продукта T_{ad} достигает величины легкоплавкой эвтектики T_{eu} на основе одного из реагентов. Следовательно, для определения безопасных режимов реакционного механического легирования необходимо оценить адиабатическую температуру взаимодействия в многокомпонентной шихте при протекании в ней химических реакций и выбрать область составов, для которых $T_{ad} \leq T_{eu}$. Для таких расчетов целесообразно использовать метод термодинамического моделирования [25, 26].

Термодинамический расчет адиабатической температуры СВС для одной реакции основан на простом допущении [27]: реакция протекает полностью (со степенью превращения 100 %) в адиабатических условиях, т. е. теплота реакции при начальной температуре T_0 ($T_0 \geq 298$ К) расходуется на разогрев до T_{ad} и возможно плавление продуктов. Расчет сводится к определению величины T_{ad} из нелинейного уравнения баланса энтальпии. Как и в приведенных выше расчетах равновесного состояния систем конструкционных материалов, в данном случае использована универсальная программа АСТРА-4 [28, 29].

Системы для расчета (табл. 1) являются основой для создания большой группы порошков дисперсно-упрочненных железных и никелевых сплавов, упрочненных Al_2O_3 или TiC, ряд составов которых выходят за рамки композиций, исследуемых в данной работе.

Поскольку целью термодинамического моделирования было определить исходный состав шихты (параметр x в табл. 1), при котором становится возможным взаимодействие в режиме СВС, для анализа использовали бинарные и тройные равновесные диаграммы состояния для данных систем [30–34]. Полученные в результате термодинамического моделирования значения T_{ad} сравнивали с величиной T_{eu} на диаграммах.

Для бинарного твердого раствора хрома в никеле (составы 7 и 8) учитывали избыточную энергию смешения. Выражения, аппроксимирующие

Т а б л и ц а 1. Исходные составы смесей для реакционного механического легирования и качественный равновесный фазовый состав при адиабатической температуре взаимодействия T_{ad}

Номер состава	Исходный состав, мас. %	Равновесный состав при T_{ad}
<i>Системы на основе железа</i>		
1	$(1-x)Fe + x(74,745\% Fe_2O_3 + 25,255\% Al \rightarrow 52,28\% Fe + 47,72\% Al_2O_3)$	Fe, Al_2O_3 (упрочняющая фаза)
2	$(1-x)Fe + x(79,95\% Ti + 20,05\% C \rightarrow 100\% TiC)$	Fe, TiC (упрочняющая фаза)
3	$(1-x)[(72 - 52,28x/(1-x))\% Fe + 10\% Ni + 18\% Cr] + x(74,745\% Fe_2O_3 + 25,255\% Al \rightarrow 52,28\% Fe + 47,72\% Al_2O_3)$	Fe-Ni-Cr (твердый раствор), Al_2O_3 (упрочняющая фаза)
4	$(1-x)(72\% Fe + 10\% Ni + 18\% Cr) + x(79,95\% Ti + 20,05\% C \rightarrow 100\% TiC)$	Fe-Ni-Cr (твердый раствор), TiC (упрочняющая фаза)
<i>Системы на основе никеля</i>		
5	$(1-x)Ni + x(75,4\% Ni_2O_3 + 24,6\% Al \rightarrow 53,52\% Ni + 46,48\% Al_2O_3)$	Ni, Al_2O_3 (упрочняющая фаза)
6	$(1-x)Ni + x(79,95\% Ti + 20,05\% C \rightarrow 100\% TiC)$	Ni, TiC (упрочняющая фаза)
7	$(1-x)[(80 - 53,52x/(1-x))\% Ni + 20\% Cr] + x(75,4\% Ni_2O_3 + 24,6\% Al \rightarrow 53,52\% Ni + 46,48\% Al_2O_3)$	Ni-Cr (твердый раствор), Al_2O_3 (упрочняющая фаза)
8	$(1-x)(80\% Ni + 20\% Cr) + x(79,95\% Ti + 20,05\% C \rightarrow 100\% TiC)$	Ni-Cr (твердый раствор), TiC (упрочняющая фаза)

Пр и м е ч а н и е. Подчеркнут металл-основа твердого раствора.

Т а б л и ц а 2. Избыточная энтальпия смешения бинарного твердого раствора на основе никеля, использованная в расчетах [35]

Система	Фаза	Интервал температуры, К	Элемент	Выражение для Δh_i^{ex} , Дж/(г·атом)
Ni-Cr	γ (ГЦК)	1000–1728	Ni	$(1 - x_{Ni})^2 [36349,96 - 35,648T - (123085,46 - 76,157T)x_{Ni}]$
			Cr	$(1 - x_{Cr})^2 [-25192,74 + 2,429T + (123085,46 - 76,157T)x_{Cr}]$

Пр и м е ч а н и е. x_i – атомная доля i -го компонента твердого раствора.

избыточные парциальные энтальпии смешения i -го компонента $\Delta h_i^{(ex)}$, приводили к виду, соответствующему модели квазисубрегулярного раствора (с учетом зависимости $\Delta h_i^{(ex)}$ от температуры и концентрации):

$$\Delta h_i^{(ex)} = (1 - x_i)^2 [a + bT + (c + dT)x_i],$$

где x_i – доля i -го элемента в растворе (для бинарного раствора $i = 1, 2$).

Значения коэффициентов a , b , c и d для γ -твердого раствора на основе никеля определяли по данным [35]. Значения параметров, использованных при термодинамическом моделировании, приведены в табл. 2. Расчеты показали, что учет образования твердого раствора вносит небольшую поправку в величину T_{ad} по сравнению с ситуацией, когда этот фактор не принимал во внимание.

В составах 3 и 4 при реакционном механическом легировании формируется твердый раствор хрома и никеля в γ -Fe. Поскольку программа АСТРА-4 не предусматривает учет трехкомпонентного раствора, при термодинамическом моделировании задавали идеальный раствор на основе железа, т. е. $\Delta h_i^{(ex)} = 0$.

Результаты расчетов и их обсуждение

Составы на основе железа

Состав 1. Результаты расчета адиабатической температуры взаимодействия показаны на рис. 1. Нелинейный ход зависимости $T_{ad}(x)$ обусловлен сложным характером зависимости теплоемкости железа (основы композиции) от температуры. Взаимодействие в данной системе в режиме СВС, т. е. протекание термитной реакции $Fe_2O_3 + Al \rightarrow Fe + Al_2O_3$, начинается после образования легкоплавкой эвтектики Al-FeAl₃, температура которой $T_{eu} = 928$ К близка к точке плавления алюминия. В композиционных (слоистых) частицах исходного состава всегда будет присутствовать контакт Fe-Al. При локальном нагреве в момент скользящего удара на границе Fe/Al возможно достижение температуры $T_{eu}(Al-FeAl_3) = 928$ К и образование эвтектического расплава системы «Fe-Al» по механизму контактного плавления. В контакте с возникшей прослойкой расплава может оказаться частица или прослойка твердого Fe_2O_3 , как известно, композиционные частицы, сформировавшиеся вследствие разрушения и холодной сварки на начальных стадиях механического легирования, состоят из переплетающихся (и необязательно плоских) прослоек

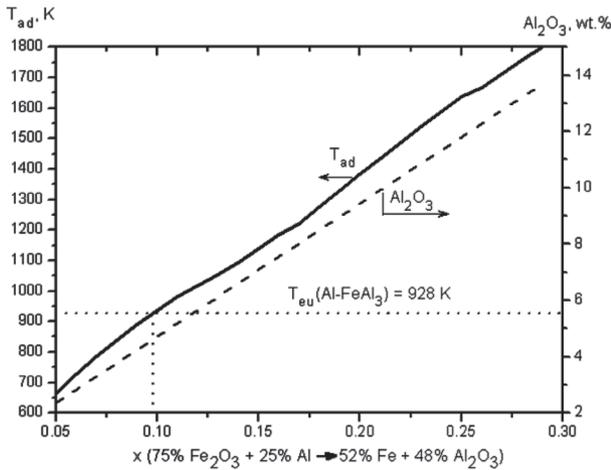


Рис. 1. Результаты термодинамического моделирования экзотермического взаимодействия в составе 1 на основе Fe: адиабатическая температура и доля упрочняющей фазы (Al_2O_3)

всех исходных веществ. Это приведет к развитию быстрого взаимодействия по реакции $\text{Fe}_2\text{O}_3(\text{тв.}) + \text{Al}(\text{ж.}) \rightarrow \text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$ и локальному разогреву, который может привести к распространению экзотермической реакции по всему объему реактора.

Поэтому величина x (содержание стехиометрической смеси $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al}$ в шихте) для возможного начала взаимодействия в режиме СВС при реакционном механическом легировании соответствует достижению условия $T_{\text{ad}} = T_{\text{eu}}(\text{Al-FeAl}_3) = 928 \text{ K}$ и это значение составляет $x \approx 10 \text{ мас.}\%$ (рис. 1). По данным термодинамического моделирования, термитная реакция протекает почти полностью. Основной упрочняющей фазой в конечном продукте является оксид алюминия, концентрация которого при указанном предельно допустимом значении x составляет $\approx 4 \text{ мас.}\%$.

Состав 2. В данном составе тепловой эффект реакции образования карбида титана по реакции $\text{Ti} + \text{C} \rightarrow \text{TiC}$ ниже, чем экзотермический эффект термитной реакции в смеси 1. Указанная реакция протекает практически полностью. В системе «Fe-Ti» наиболее легкоплавкой эвтектикой является Ti-FeTi с температурой плавления $T_{\text{eu}}(\text{Ti-FeTi}) = 1358 \text{ K}$. В композиционной частице имеется контакт железа с титаном и при нагреве в момент скользящего удара локальная температура может достичь величины T_{eu} . Образование локального эвтектического расплава (по механизму контактного эвтектического плавления) приведет к растворению в нем других реагентов (в данном случае углерода), оказавшихся в контакте с расплавленной областью, и развитию экзотермической реакции формирования карбида титана по механизму растворения-кристаллизации. Поэтому содержание стехиометрической смеси Ti+C в шихте, соот-

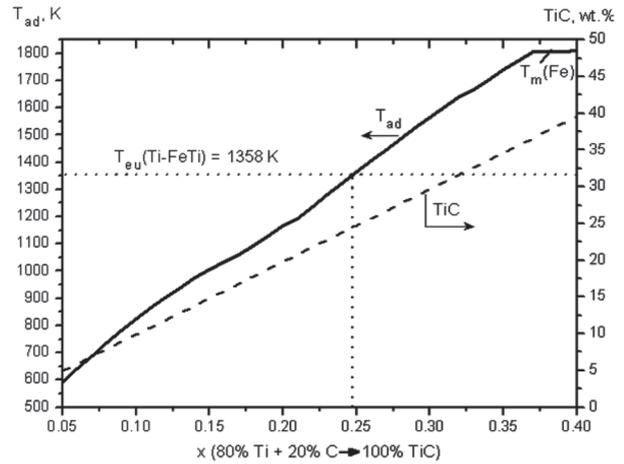


Рис. 2. Результаты термодинамического моделирования экзотермического взаимодействия в составе 2 на основе Fe: адиабатическая температура и доля упрочняющей фазы (TiC)

ветствующее условию $T_{\text{ad}} = T_{\text{eu}}(\text{Ti-FeTi})$, следует считать пределом, при достижении которого становится возможным взаимодействие в режиме СВС. Как видно из рис. 2, предельное значение составляет $x \approx 25 \text{ мас.}\%$, при этом доля упрочняющей фазы (карбида титана) в получаемой композиции достигает $\approx 25 \text{ мас.}\%$.

Состав 3. В данной композиции, как и в составе 1, экзотермическая реакция $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al} \rightarrow \text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$ (горение железо-алюминиевого термита, или реакция Гольдшмита) начинается после образования легкоплавкой эвтектики Al-FeAl₃. Поэтому предельным содержанием стехиометрической смеси $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al}$ в исходной композиции является величина x , при которой адиабатическая температура взаимодействия равна $T_{\text{eu}}(\text{Al-FeAl}_3) = 928 \text{ K}$. Это значение составляет $x \approx 9 \text{ мас.}\%$ (рис. 3), а содержание упрочняющей фазы (Al_2O_3) при этом –

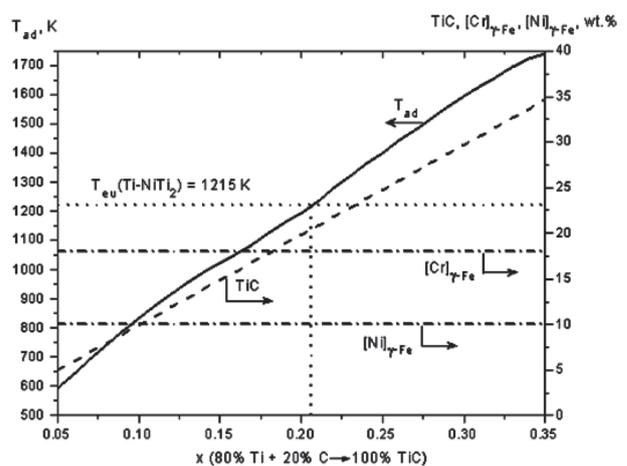


Рис. 3. Результаты термодинамического моделирования экзотермического взаимодействия в составе 3 на основе Fe: адиабатическая температура, доля упрочняющей фазы (Al_2O_3) и содержание никеля в γ -твердом растворе на основе железа

около 4,5 мас.%. По данным термодинамического моделирования, в равновесном состоянии при адиабатической температуре исходные хром и никель растворяются в аустените, образуя матрицу нержавеющей стали типа 00X18H10.

Состав 4. Здесь, как и в составе 2, основное тепловыделение обеспечивается за счет реакции образования карбида титана $Ti + C \rightarrow TiC$, которая протекает по механизму растворения углерода в расплаве на основе титана и кристаллизации зерен TiC. Поскольку в исходной шихте имеется достаточно высокое содержание никеля и титана, то в местах контакта Ni-Ti при локальном нагреве во время соударения возможно контактное плавление, если температура в зоне такого контакта достигнет точки эвтектики Ti-Ni₂Ti: $T_{eu}(Ti-Ni_2Ti) = 1215$ К. Образование расплава в локальной области приведет к растворению в нем соседних частиц/слоев реагентов и, в частности, углерода. Это, в свою очередь, приведет к началу экзотермической реакции образования карбида титана в локальной области и затем к распространению СВС-процесса по шихте внутри реактора. Следовательно, состав шихты x (содержание экзотермической добавки Ti+C), при котором адиабатическая температура взаимодействия в данной системе достигнет величины $T_{eu}(Ti-Ni_2Ti) = 1215$ К, можно считать критерием для начала СВС. По данным расчетов (рис. 4), это значение равно $x \approx 20$ мас.%. Во всей области составов термодинамически выгодно образование γ -твердого раствора хрома и никеля в железе, т. е. состав матрицы будет соответствовать нержавеющей стали типа X18H10.

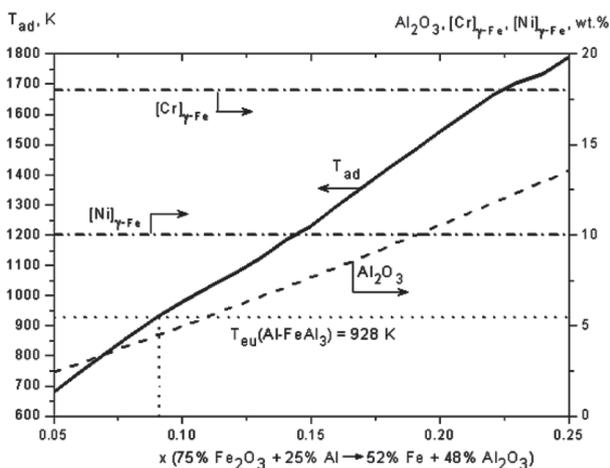


Рис. 4. Результаты термодинамического моделирования экзотермического взаимодействия в составе 4 на основе Fe: адиабатическая температура, доля упрочняющей фазы (TiC) и содержание хрома и никеля в γ -твердом растворе на основе железа

Составы на основе никеля

Состав 5. Для локального инициирования экзотермической реакции $Ni_2O_3 + Al \rightarrow Ni + Al_2O_3$ необходимо образование локального расплава на основе алюминия. В системе «Ni-Al» имеется легкоплавкая эвтектика Al-NiAl₃, температура которой $T_{eu}(Al-NiAl_3) = 913$ К близка к точке плавления чистого алюминия $T_m(Al) = 933$ К. При соударении в контакте Al-Ni возможен кратковременный разогрев до указанной температуры и образование участка расплава по механизму контактного плавления. Поскольку частицы или прослойки исходных реагентов после начала МЛ расположены хаотично, всегда будет присутствовать контакт исходного Ni_2O_3 с образовавшимся локальным расплавом, что может привести к началу локальной экзотермической реакции и далее к ее распространению по объему шихты. Таким образом, за критерии начала СВС в данной системе следует принять такой состав x (содержание реакционно-способной добавки 75,4 % Ni_2O_3 + 24,6 % Al), при котором выполняется условие $T_{ad} = T_{eu}(Al-NiAl_3) = 913$ К. По данным термодинамического моделирования (рис. 5), это значение составляет $x \approx 6,5$ мас.%, а соответствующая доля упрочняющей фазы (Al_2O_3) в продукте синтеза – около 3 мас.%.
Состав 6. В данной композиции после начальной стадии механического легирования всегда будут присутствовать контакты Ni-Ti. Поэтому при соударении возможно образование эвтектического расплава, если локальный разогрев достигнет величины $T_{eu}(Ti-Ni_2Ti) = 1215$ К. Поэтому (как

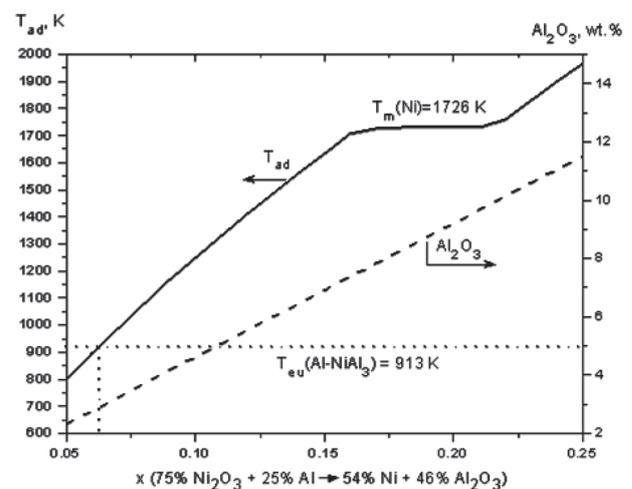


Рис. 5. Результаты термодинамического моделирования экзотермического взаимодействия в составе 5 на основе Ni: адиабатическая температура и доля упрочняющей фазы (Al_2O_3)

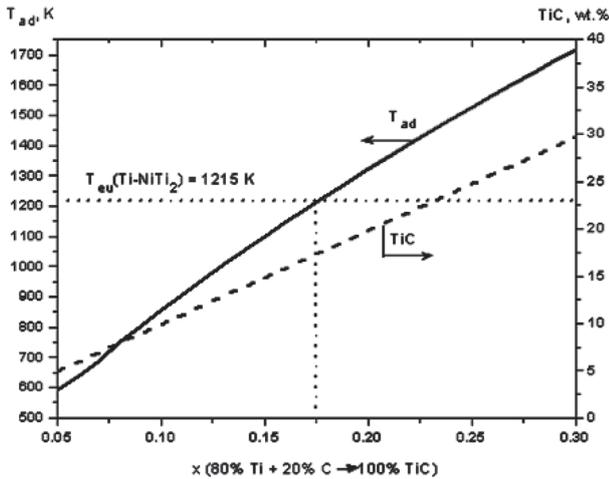


Рис. 6. Результаты термодинамического моделирования экзотермического взаимодействия в составе 6 на основе Ni: адиабатическая температура и доля упрочняющей фазы (TiC)

и в составе 4 на основе железа) концентрация экзотермической добавки Ti+C (величина x), при которой будет достигнуто условие $T_{ad} = T_{eu}(Ti-Ni_2Ti)$, можно принять в качестве критерия для развития СВС-процесса в шихте в процессе реакционного механического легирования. По данным термодинамического моделирования (рис. 6), эта величина составляет $x \approx 17,5$ мас.%, а соответствующая доля упрочняющей фазы (TiC) в продукте синтеза – также около 17,5 мас.%.
Состав 7. В данной композиции, как и в системе 5, возникновение режима СВС возможно для состава, при котором выполняется условие $T_{ad} = T_{eu}(Al-NiAl_3) = 913 K$. Согласно результатам термодинамического моделирования, критическое значение $x \approx 6$ мас.%, а соответствующая доля упрочняющих включений Al_2O_3 в продукте – около 2,5 мас.% (рис. 7). Весь исходный хром может уйти в твердый раствор на основе никеля, т. е. состав матрицы будет соответствовать нихрому X20H80.

Состав 8. Как и в шихте 6, в качестве критерия для возникновения СВС-процесса в объеме реактора для реакционного механического легирования следует принять такой состав шихты, при котором $T_{ad} = T_{eu}(Ti-Ni_2Ti) = 1215 K$. По данным термодинамического моделирования (рис. 8), предельная доля добавки Ti+C составляет $x \approx 17,5$ мас.%, а соответствующая концентрация упрочняющей фазы (зерен TiC) – также около 17,5 мас.%. Термодинамически выгодно образование твердого раствора хрома в никеле, т. е. равновесный состав матрицы будет соответствовать нихрому X20H80.
Как показано выше, при наличии пор и/или инертных частиц в обрабатываемой шихте необходимым условием реализации механического легирования в режиме СВС является наличие цепочек

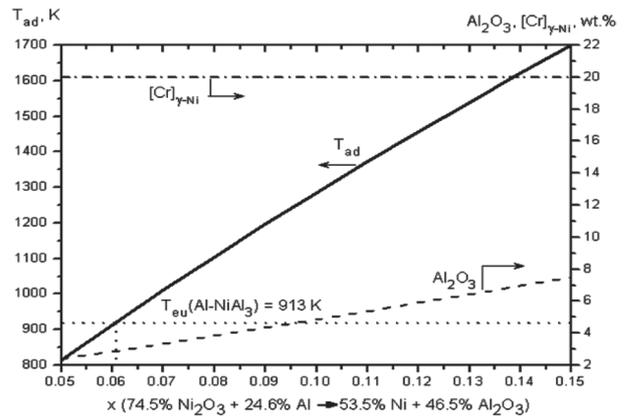


Рис. 7. Результаты термодинамического моделирования экзотермического взаимодействия в составе 7 на основе Ni: адиабатическая температура, доля упрочняющей фазы (Al_2O_3) и содержание хрома в твердом растворе на основе никеля

реакционно-способных частиц, между которыми имеется тепловая связь, т. е. когда теплота, выделяющаяся при горении одной частицы, способна обеспечить подогрев другой частицы до температуры зажигания T_{ig} ($T_{ig} < T_{ad}$, где T_{ad} – адиабатическая температура СВС в данной системе) [18]. С учетом того, что реакционное механическое легирование в металлических системах получает развитие при степени заполнения камеры 70–80% и объемном отношении рабочих тел и шихты не менее 6, причем большая часть шихты может считаться «инертной» добавкой, выполнение этого условия при производстве конструкционных материалов маловероятно. Многократные экспериментальные исследования авторов однозначно показали, что концентрация реагирующих элементов в системах с образованием Al_2O_3 и TiC без риска возникновения СВС-процесса может быть увели-

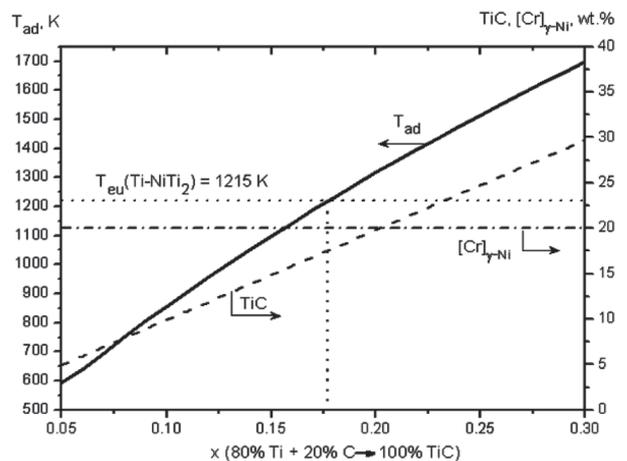


Рис. 8. Результаты термодинамического моделирования экзотермического взаимодействия в составе 8 на основе Ni: адиабатическая температура, доля упрочняющей фазы (TiC) и содержание хрома в твердом растворе на основе никеля

чена по отношению к расчетной минимум в 5 и 3 раза соответственно [1]. Приведенные выше результаты расчета справедливы для сформировавшейся композиционной частицы или группы частиц, находящихся в контакте в момент ударного воздействия на них рабочих тел.

Выводы

Проведенные расчеты показали, что в многокомпонентных железных и никелевых системах механически активируемое взаимодействие по механизму СВС теоретически возможно при содержании реагирующих веществ – металлов, имеющих высокое сродство к кислороду (Al) или углероду (Ti), с одной стороны, и кислородсодержащих

соединений (Fe_2O_3 , Ni_2O_3) или углерода, с другой, обеспечивающем образование Al_2O_3 в железных сплавах более 4 мас.%, в никелевых – более 3, TiC – 25 и 17,5 мас.% соответственно. Результаты расчета справедливы для сформировавшейся композиционной частицы или группы частиц, находящихся в контакте в момент ударного воздействия на них рабочих тел.

Согласно экспериментальным исследованиям, концентрация реагирующих компонентов в системах с образованием Al_2O_3 и TiC без риска возникновения СВС-процесса может быть увеличена по отношению к расчетной минимум в 5 и 3 раза соответственно.

Литература

1. Л о в ш е н к о, Г. Ф. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко Б. Б. Хина; под ред. Ф. Г. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2008.
2. Композиционные материалы: Справ. / Под ред. Д. М. Карпиноса. Киев: Наукова думка, 1985.
3. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: Справ. / И. М. Федорченко [и др.]; отв. ред. И. М. Федорченко. Киев: Наукова думка, 1985.
4. S c h a f t e r, G. B. Combustion synthesis by mechanical alloying / G. B. Schafter, P. G. McCormick // Scripta Metallurgica. 1989. Vol. 23. P. 835–838.
5. Z h a n g, D. L. Microstructural evolution during combustion reaction between CuO and Al induced by high energy ball milling / D. L. Zhang, J. J. Richmond // Journal of Materials Science. 1999. Vol. 34. N 4. P. 701–706.
6. K w o n, Y o u n g - S o o n. Ball temperatures during mechanical alloying in planetary mills / Young-Soon Kwon, K. B. Gerasimov, Sok-Keel Yoon // Journal of Alloys and Compounds. 2002. Vol. 346. N 1–2. P. 276–281.
7. Effect of material characteristics on the ignition of the combustion reactions induced by ball milling / Ma Mingliang [and oth.] // Journal of Materials Processing Technology. 2001. Vol. 116. P. 124–127.
8. М е р ж а н о в, А. Г. Научные основы, достижения и перспективы развития процессов твердопламенного горения / А. Г. Мержанов // Изв. Акад. наук. Сер. хим. 1997. № 1. С. 8–32.
9. M u n i r, Z. A. Self-propagating exothermic reactions: the synthesis of high-temperature materials by combustion / Z. A. Munir, U. Anselmi-Tamburini // Materials Science Reports. 1989. Vol. 3. N 7/8. P. 277–365.
10. И т и н, В. И. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений / В. И. Итин, Ю. С. Найбороденко. Томск: Томский гос. ун-т, 1989.
11. K h u s i d, B. M. Limits of the self-propagating high-temperature synthesis wave propagation in eutectic composite materials / B. M. Khusid, B. B. Khina, S. V. Demidkov // Journal of Materials Science. 1994. Vol. 29. N 8. P. 2187–2191.
12. Макрокинетика структурных превращений при безгазовом горении смесей порошков титана и углерода / А. Г. Мержанов [и др.] // Физика горения и взрыва. 1990. Т. 26. № 1. С. 104–119.
13. Combustion synthesis in the Ti-C-Ni-Mo system. Pt. I. Micromechanisms / J. C. LaSalvia [and oth.] // Metallurgical and Materials Transactions A. 1995. Vol. 26. N 11. P. 3001–3009.
14. L a S a l v i a, J. C. Combustion synthesis in the Ti-C-Ni-Mo system. Pt. II. Analysis / J. C. LaSalvia, M. A. Meyers // Metallurgical and Materials Transactions A. 1995. Vol. 26. N 11. P. 3011–3019.
15. On the formation of MoSi_2 by self-propagating high-temperature synthesis / J. Sung-Won [and oth.] // Acta Materialia. 1996. Vol. 44. N 11. P. 4317–4326.
16. Q u n c h e n g, F a n. Dissolution-precipitation mechanism of self-propagating high-temperature synthesis of mononickel aluminate / Fan Quncheng, Chai Huifen, Jin Zhihao // Intermetallics. 2001. Vol. 9. N 7. P. 609–619.
17. Z h u, P. Reaction mechanism of combustion synthesis of NiAl / P. Zhu, J. C. M. Li, C. T. Liu // Materials Science and Engineering A. 2002. Vol. 329–331. N 1–2. P. 57–68.
18. Percolation combustion: is it possible in SHS? / O. S. Rabinovich [and oth.] // International Journal of SHS. 2002. Vol. 11. N 3. P. 257–270.
19. K h i n a, B. B. Limits of applicability of the «diffusion-controlled product growth» kinetic approach to modeling SHS / B. B. Khina, B. Formanek, I. Solpan // Physica B: Physics of Condensed Matter. 2005. Vol. 355. N 1–4. P. 14–31.
20. K h i n a, B. B. Modeling nonisothermal interaction kinetics in the condensed state: a diagram of phase formation mechanisms for the Ni-Al system / B. B. Khina // Journal of Applied Physics. 2007. Vol. 101. N 6. P. 47–55.
21. K h i n a, B. B. Modeling heterogeneous interaction during SHS in the Ni-Al system: a phase-formation-mechanism map / B. B. Khina, B. Formanek // International Journal of SHS. 2007. Vol. 16. N 2. P. 51–61.
22. K h i n a, B. B. Interaction kinetics in SHS: is the quasi-equilibrium solid-state diffusion model valid? / B. B. Khina // International Journal of SHS. 2005. Vol. 14. N 1. P. 21–32.
23. A direct view of the self-combustion behaviour of TiC system under milling / C. Deidda [and oth.] // Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials. 2003. Vol. 15–16. P. 215–220.

24. The self-combustion of structurally co-deformed powder mixtures: a direct view of the process / M. Monagheddu [and oth.] // *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2003. Vol. 36. № 7. P. 1917–1922.
25. Mason, P. Modeling thermodynamic processes / P. Mason, M. Mignanelli // *Advanced Materials and Processes*. 1998. Vol. 153. N 4. P. 21–24.
26. Gallagher, R. Computer calculation of multicomponent phase equilibria / R. Gallagher, H.-D. Nussler, P. J. Spencer // *Physica B*. 1981. Vol. 103 B. N 1. P. 8–20.
27. Новиков, Н. П. Термодинамический анализ реакций самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Н. П. Новиков, И. П. Боровинская, А. Г. Мержанов // *Проблемы горения в химической технологии и металлургии* / Под. ред. А. Г. Мержанова. Черноголовка: ОИХФ. 1975. С. 174–188.
28. Синярев, Г. Б. Применение ЭВМ для термодинамических расчетов металлургических процессов / Г. Б. Синярев [и др.]. М.: Наука, 1982.
29. Ватолин, Н. А. Термодинамическое моделирование металлургических процессов / Н. А. Ватолин, Г. К. Моисеев, Б. Г. Трусов. М.: Металлургия, 1994.
30. Хансен, М. Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. М.: Металлургиздат, 1962. Т. 1, 2.
31. Эллиот Р. П. Структуры двойных сплавов / Р. П. Эллиот. М.: Металлургия, 1968. Т. 1, 2.
32. Шанк, Ф. А. Структуры двойных сплавов / Ф. А. Шанк. М.: Металлургия, 1973.
33. Кубашевски, О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа: Справ. / О. Кубашевски; пер. с англ. М.: Металлургия, 1985.
34. Binary Alloy Phase Diagrams / T. B. Massalski [and oth.]. ASM, Materials Park, OH, 1990.
35. Chuang, Y. Y. A thermodynamic analysis of the nickel-chromium system / Y. Y. Chuang, Y. A. Chang // *Zeitschrift fur Metallkunde*. 1986. Vol. 77. N 7. P. 460–466.