



УДК 669.187.58

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КОМПОЗИЦИОННЫХ ЧАСТИЦАХ, ПРОИСХОДЯЩИЕ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ НАПЫЛЕНИИ

А.Ю. Туник

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлены результаты исследования композиционных порошков, полученных способом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, содержащих металлический компонент (Ni, NiAl, NiCrBSi) и включения тугоплавких соединений (карбидов титана, хрома, силицида титана, а также оксида алюминия). В состав порошков на основе $TiSi_2-Al_2O_3$ вводили никель (для повышения пластичности покрытия); NiAl (для повышения жаростойкости); NiCrBSi и TiC (для повышения стойкости против изнашивания при значении температуры 600 °С); Cr_3C_2 (для повышения стойкости против износа при значениях температуры до 800...900 °С). Для исследования процессов, происходящих в композиционных частицах, в период их нагрева и движения в высокотемпературном газовом потоке применен способ жидкостной закалки порошка из газовой фазы. Зафиксированы химический и фазовый состав частиц материала, близкий к имеющемуся в плазменной струе. Установлено, что в результате прохождения частиц через высокотемпературный плазменный поток происходит изменение их формы и фазового состава. Во всех исследуемых порошках под воздействием высоких температур происходит аллотропическое превращение $\alpha-Al_2O_3$ в $\gamma-Al_2O_3$, приводящее к дополнительному увеличению количества γ -фазы. В порошках, содержащих $TiSi_2-Al_2O_3$ и более легкоплавкие составляющие (Ni, NiAl или NiCrBSi), компоненты исходных композиций разделяются на две группы: первая — $TiSi_2-Al_2O_3$ с локальным плавлением $TiSi_2$; вторая — с никельсодержащими компонентами, достигающими полного расплавления и сфероидизации. Дисилицид титана в результате окисления с образованием SiO_2 и частичной потерей кремния превращается в нижние силициды $TiSi$ и Ti_5Si_3 . В композициях, содержащих NiCr или сплав NiCrBSi, в процессе окисления образуется $NiCr_2O_4$. При окислении карбида хрома Cr_3C_2 в результате выгорания углерода в порошке увеличивается количество низших карбидов хрома Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$. Процессы межфазного взаимодействия между компонентами порошка способствуют образованию новых фаз и их последующему окислению с образованием $Ti_2Cr_2O_7$, Ni_3Ti_2Si и $Ni_{16}Ti_6Si_7$. Библиогр. 16, табл. 2, ил. 5.

Ключевые слова: композиционные порошки; самораспространяющийся высокотемпературный синтез; плазменная струя; закалка; морфология; структура; фазовый состав; аллотропическое превращение

Плазменно-дуговая технология широко используется в металлургии, сварке, резке, термической обработке, при получении биметаллических материалов путем наплавки или напыления. Особый интерес представляет последний процесс, позволяющий создавать биметаллические конструкционные материалы, имеющие особые свойства, с покрытиями, стойкими против износа при высоких температурах. Наиболее полно удовлетворить комплекс требований к таким материалам можно путем создания покрытий способом плазменно-дугового напыления из композиционных порошков.

Возможностями получения композиционных порошков (КП) с широким диапазоном составов характеризуется способ самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) — процесс перемещения волны химической реакции по смеси реагентов с образованием твердых конечных продуктов. СВС представляет собой режим протекания

мощной экзотермической реакции, в которой тепловыделение локализовано в слое и передается от пласта к пласту путем теплопередачи [1–5]. Химическое превращение при СВС сосредоточено в высокотемпературной зоне, которая возникает в результате саморазогревания за счет высокой экзотермичности процесса синтеза и перемещается в объеме со значительной линейной скоростью благодаря теплопередаче от горячих слоев к холодным. Диапазон физических параметров, характеризующих процесс, чрезвычайно широк (температура 300...4000 °С, линейная скорость 0,1...30,0 см/с, скорость нагревания вещества $1 \cdot 10^2 \dots 1 \cdot 10^6$ °С/с) [2]. К областям техники, где процесс СВС находит практическое применение, относится технология нанесения покрытий способами напыления и наплавки [6–10].

Низкотемпературная плазма (источник энергии, генерируемой в плазмотроне) имеет некоторые характерные особенности. Довольно большая энергия, концентрируемая в малом объеме, позволяет нагревать газ до температуры $(4 \dots 5) \cdot 10^4$ °С. Используя различные газовые смеси, можно создавать окислительную, восстановительную или нейтраль-

© А.Ю. ТУНИК, 2013



Таблица 1. Состав КП, мас. %

Композиция*	TiSi ₂	Al ₂ O ₃	NiCrBSi	Cr ₃ C ₂	Ni	TiC	NiAl
TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ -NiCrBSi	35/43	20/28,2	45/28,8	-	-	-	-
TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ -Cr ₃ C ₂ -Ni	37/39,4	40/49	-	3/1,9	20/9,7	-	-
TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ -TiC-Cr ₃ C ₂ -NiAl	25/26,9	34/42	-	10/6,5	-	15/13,1	16/11,5

* Порошки изготовлены в государственном научно-техническом центре «Дельта», г. Тбилиси (Грузия).

ную атмосферу и, таким образом, влиять на реакции, протекающие в плазме. Управление плазменной струей позволяет организовать ее поток на подложку, которая может находиться в любом пространственном положении.

Для плазменно-дугового напыления представляют интерес многие порошки, получаемые способом СВС: нитриды титана, тантала, циркония, гафния и др.; карбиды титана, вольфрама, титана-хрома и др.; бориды титана, титана-хрома; силициды и сульфиды молибдена, разнообразные оксиды. Специфика СВС обеспечивает возможность изготовления ряда композиционных порошков, среди которых можно отметить такие композиции, как карбид хрома-оксид алюминия, карбид титана-феррохром, карбид хрома-нихром. Покрытия из этих порошков отличаются высокой износ-, жаро- и термостойкостью [11,12]. Композиционные порошки, полученные таким образом при плазменно-дуговом нанесении покрытия на подложку, проходят через высокотемпературную область плазменной струи, где претерпевают не только нагрев, но и расплавление. Соединения, входящие в состав порошков, могут частично диссоциировать и, наоборот, образовывать новые соединения и фазы.

Материалы исследования и методики эксперимента. В качестве объектов исследования выбраны композиции на основе TiSi₂-Al₂O₃. В композиции ди-силицид титана-оксид алюминия соотношение твердости компонентов составляет 0,35...0,36, что соответствует требованиям к эрозиянностойким материалам [13]. Высокая стойкость компонентов против окисления при 800...1000 °С дает возможность применять такой материал в качестве жаростойкого.

С целью получения покрытий с заданными свойствами использовали введение в состав композиционного порошка на основе TiSi₂-Al₂O₃ следующих дополнительных компонентов: Ni — для повышения пластичности покрытия; NiAl — для повышения жаростойкости; NiCrBSi и TiC для повышения стойкости против изнашивания при температурах 600 °С; Cr₃C₂ — для повышения стойкости против изнашивания при температурах до 800...900 °С.

В табл. 1 приведен состав композиционных порошков, в табл. 2 — основные физические характеристики КП и их компонентов. При этом содержание металлической связки в большинстве случаев

составляет 10...11 об. %, а в композиции с NiCrBSi — 28 об. %.

Компоненты композиционных порошков имеют разную плотность и большое различие в температурах плавления. Наиболее тугоплавкими являются оксид алюминия (Al₂O₃ — T_{пл} = 2050 °С) и карбиды (TiC — T_{пл} = 2780 °С; Cr₃C₂ — T_{пл} = 1830 °С); более легкоплавкие — силицид титана и содержащие никель металлические составляющие [14]. Усредненное по массе значение плотности исследуемых порошков составляет 4,3...4,9 г/см³, что в 1,22...1,42 раза выше плотности основного тугоплавкого компонента Al₂O₃. В связи с этим можно предположить, что плавление Al₂O₃ в составе частиц КП при плазменном напылении может происходить при меньших значениях энергии высокотемпературного газового потока, чем обычно, за счет снижения скорости движения частиц в струе и продолжительности процесса нагрева [15, 16].

В ходе исследований применили комплексную методику, включающую металлографию (оптический микроскоп «Неофот-32» с пристройкой для цифрового фотографирования); микродюрометрию (микротвердомер М-400 ЛЕСО с автоматической системой нагружения); растровую электронную микроскопию (РЭМ) (сканирующий электронный микроскоп JSM-840). Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) выполняли на дифрактометре ДРОН-УМ1 в монохроматизированном излучении CuK_α и CoK_α. Определяли технологические свойства порошков (текучесть и насыпную плотность) согласно ГОСТ 20899-75 и ГОСТ 19440-74.

Для исследователей и инженеров представляет интерес тот фазовый состав, который частицы порошка имеют на выходе из сопла плазматрона. С целью изучения структуры, морфологии и фазового состава частиц применили способ жидкостной заковки порошка из газовой фазы. Плазматрон косвенного действия располагали над емкостью с жидким охлаждением. Плазменная струя, в которую добавляли порошок изучаемого материала, направляли таким образом, чтобы частицы материала попадали в емкость (рис. 1). Такой способ позволяет зафиксировать химический и фазовый составы частиц материала, аналогичный тому, который они имеют в плазменной струе.

В качестве охлаждающей (закалочной среды) использовали воду, которая является эффективным охладителем благодаря тому, что одновременно охватывает всю поверхность материала и хорошо от-



водит тепло. Даже возможное образование пара не снижает теплопроводности пароводяной смеси.

Эксперимент осуществляли на плазменной установке УПУ-8М. Технологические режимы соответствовали режимам формирования плазменных покрытий ($I = 450... 500$ А; $U = 40... 55$ В). В качестве плазмообразующего газа использовали аргоно-азотную смесь ($Ar = 27$ л/мин, $N_2 = 3,5$ л/мин). Азот добавляли для повышения энергии газовой смеси. Исследуемые порошки ($d_{\text{ч}} = 80... 40$ мкм) вводили в плазменную струю, где они плавилась и распылялись, приобретая скорость примерно $100... 200$ м/с. Порошки, уловленные в воду, просушивали в сушильном шкафу при $T = 90... 100$ °С.

Обсуждение результатов исследования. Исходные порошки, исследуемые в работе, были изготовлены способом СВС в государственном научно-техническом центре «Дельта», г. Тбилиси (Грузия). Продукт СВС представлял собой спекшуюся бесформенную массу, которую подвергали механическому измельчению и рассеву на виброситах для выделения частиц нужного размера ($40... 100$ мкм). Изучение морфологии и структуры частиц исходных порошков, полученных способом СВС (рис. 2), показало, что они имеют неправильную осколочную форму и гетерогенную внутреннюю структуру, представляющую собой конгломерат отдельных фазовых составляющих. По результатам РСФА фазовый состав порошков СВС незначительно отличался от расчетного, в них обнаружены следы оксидов и (или) непрореагировавших остатков исходной шихты (табл. 2). Все порошки характеризуются текучестью на уровне $25... 45$ с/50 г.

В объеме частиц композиционного порошка в ходе его нагрева и движения в высокотемпературном газовом потоке происходят следующие процессы: расплавление одного из компонентов, смачивание им поверхности других компонентов; растекание или сворачивание в каплю массы образовавше-

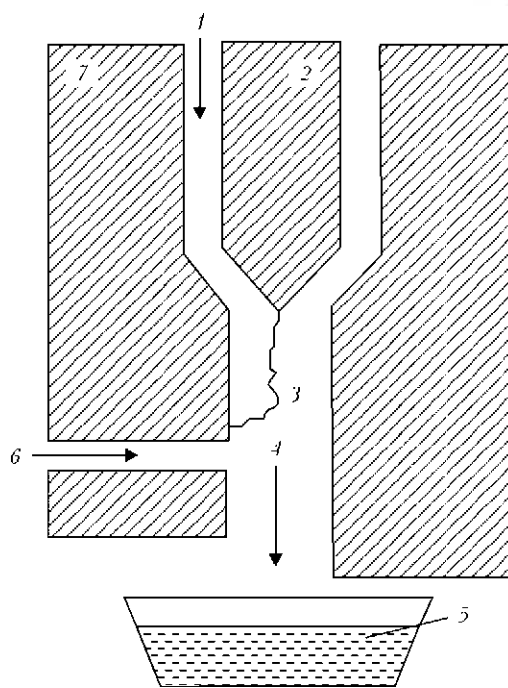


Рис. 1. Схема плазматрона косвенного действия: 1 – подача плазмообразующего газа; 2 – катод; 3 – электродуговой разряд; 4 – струя газопорошковой смеси; 5 – емкость с водой; 6 – подача порошка; 7 – анод

гося расплава; взаимодействие частиц компонентов с образованием новых фаз; взаимодействие частиц порошка с внешней средой и компонентами газового потока (или окружающей атмосферой). Характеристика частиц исходных композиционных порошков и уловленных из плазменной струи приведена в табл. 2.

Порошок $TiSi_2-Al_2O_3-NiCrBSi$ (рис. 3), уловленный после прохождения через плазменную струю, состоит из частиц двух типов – неправильной (1) и сферической (2, 3) формы. Поверхность частиц неправильной формы покрыта мелкими каплями расплава и имеет гладкие участки, что является результатом частичного сворачивания пленки

Таблица 2. Характеристика КП

Номер формулы	Состав порошка	Расчетный фазовый состав, мас. %	Насыпная плотность, г/см ³	Результаты изучения РСФА*	
				исходных частиц	частиц, уловленных из плазменной струи
1	$TiSi_2-Al_2O_3-NiCrBSi$	$TiSi_2 \sim 35$ $Al_2O_3 \sim 20$ $NiCrBSi \sim 45$	2,61	$Ni_{16}Cr_6Si_7$, Ni, $TiSi_2$, $\gamma-Al_2O_3$	Ni, $Ni_{16}Ti_6Si_7$, $\gamma-Al_2O_3$, $\alpha-Al_2O_3$, Ti_5Si_3 , $TiSi_2$, следы $NiCr_2O_4$
2	$TiSi_2-Al_2O_3-NiCr_3C_2$	$TiSi_2 \sim 43$ $Al_2O_3 \sim 36$ $Cr_3C_2 \sim 5$ Ni ~ 16	3,09	$TiSi_2$, $\alpha-Al_2O_3$, Ni, Cr_3C_2 , следы Si	$\gamma-Al_2O_3$, $\alpha-Al_2O_3$, $TiSi_2$, Ni, Cr_7C_3 , Ni_3Ti_2Si , TiSi, следы NiO
3	$TiSi_2-Al_2O_3-NiAl-Cr_3C_2-TiC$	$TiSi_2 \sim 17$ $Al_2O_3 \sim 25$ $Cr_3C_2 \sim 28$ NiAl ~ 20 TiC ~ 10	2,42	$\alpha-Al_2O_3$, Cr_3C_2 , $TiSi_2$, TiC, NiAl, Ni_3Al , следы Cr_7C_3	$\gamma-Al_2O_3$, $\alpha-Al_2O_3$, NiAl, $Cr_{23}C_6$, $TiSi_2$, TiC, Cr_3C_2 , следы $Ni_2Al_{18}O_{29}$, $Ti_2Cr_2O_7$

*Фазы расположены в порядке убывания интенсивности рентгеновских отражений.

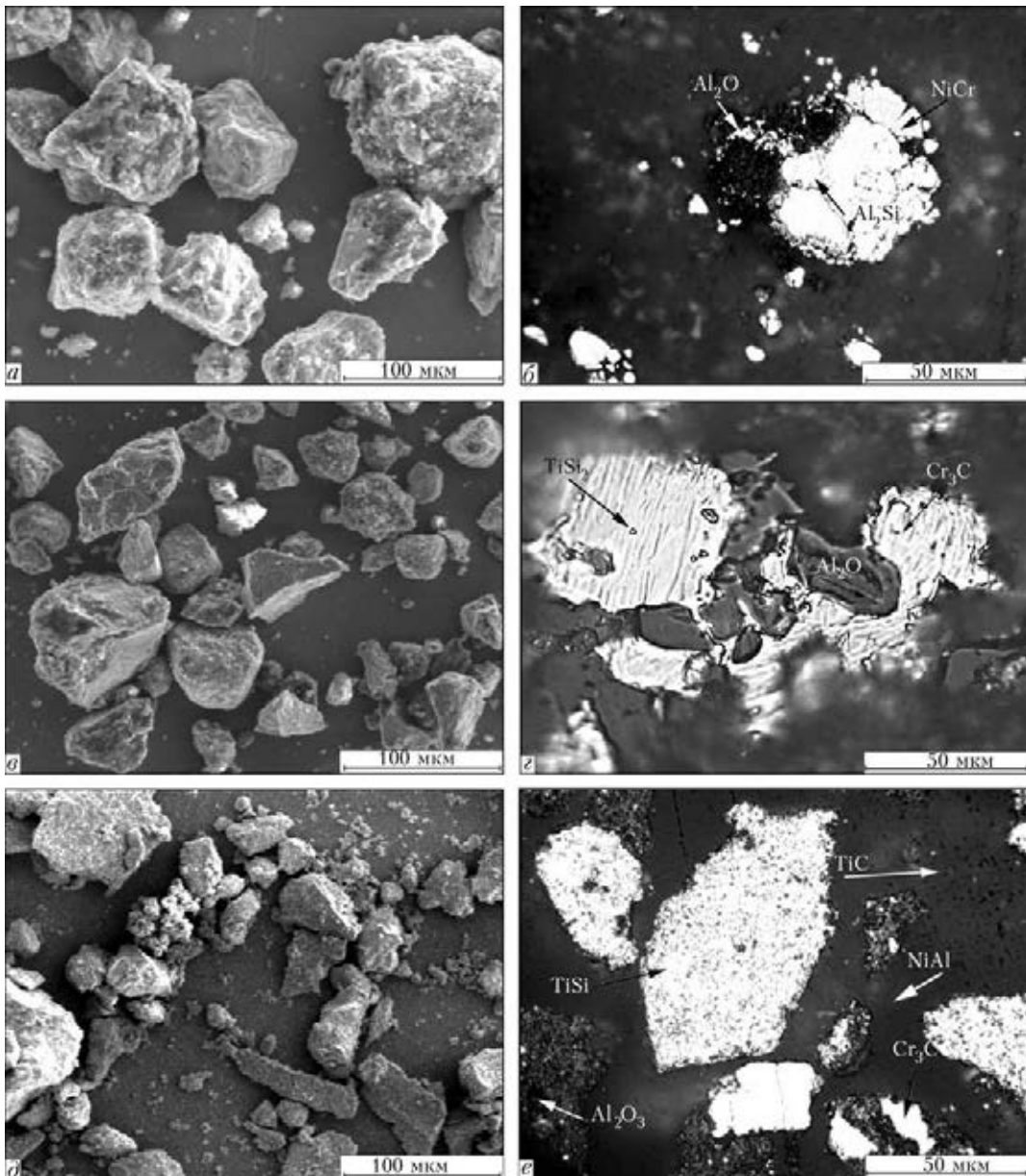


Рис. 2. Внешний вид (*a, c, d*) и микроструктура (*b, e, e*) частиц КП: *a, б* – $TiSi_2-Al_2O_3-NiCrBSi$; *c, z* – $TiSi_2-Al_2O_3-Cr_3C_2-Ni$; *d, e* – $TiSi_2-Al_2O_3-TiC-Cr_3C_2-NiAl$

расплава на поверхности частицы (рис. 2, б). Это является результатом межфазного взаимодействия в объеме частицы таких компонентов, как $TiSi_2$ и Al_2O_3 , на стадии плавления $TiSi_2$ при сохранении Al_2O_3 в твердом состоянии. Согласно данным РСМА сферические (2) и округлые частицы в фор-

ме двух спаянных полусфер (3) представляют собой наиболее легкоплавкий (около $1000\text{ }^\circ\text{C}$) компонент сплава $NiCrBSi$, который выделяется из объема композиционной частицы. В случае частичного легирования его при взаимодействии с $TiSi_2$ происходит превращение сферы в фигуру, состоящую из

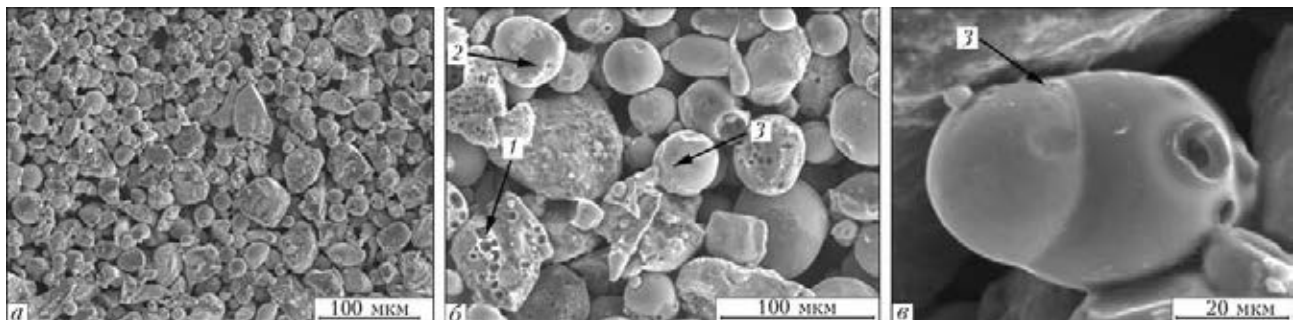


Рис. 3. Внешний вид частиц (1-3) КП $TiSi_2-Al_2O_3-NiCrBSi$, уловленных из плазменной струи

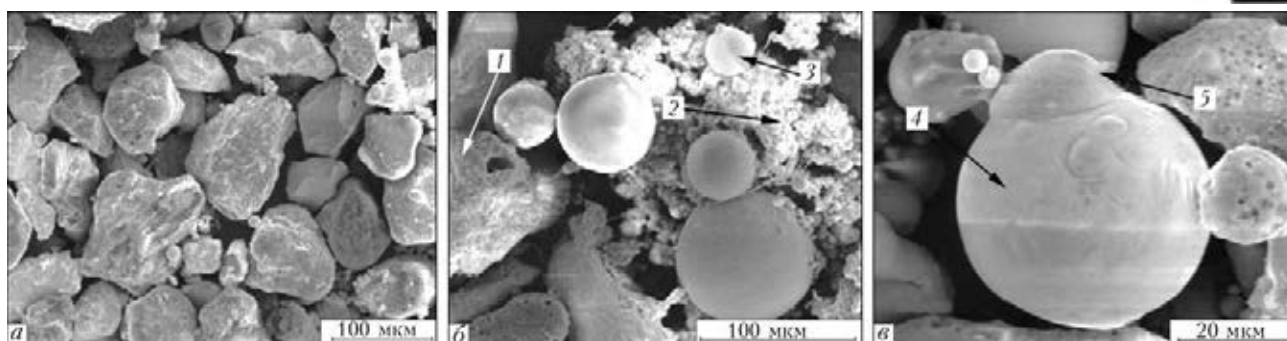


Рис. 4. Внешний вид частиц (1–5) КП $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$, уловленных из плазменной струи

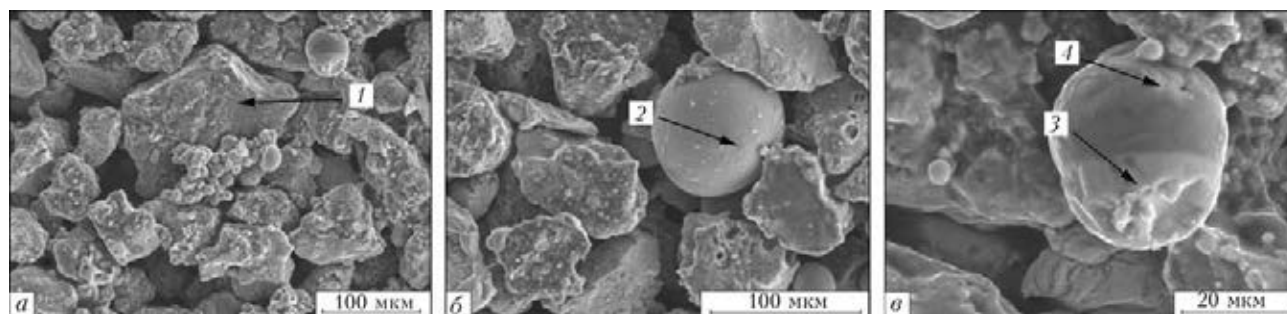


Рис. 5. Внешний вид частиц (1–4) КП $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-TiC-Cr}_3\text{C}_2\text{-NiAl}$, уловленных из плазменной струи

двух сферических образований, соединенных между собой (матрешка) с разделением объемов, содержащих разное количество титана. Сферические частицы представляют собой сплав на никелевой основе, а частицы с признаками локального плавления состоят в основном из TiSi_2 и Al_2O_3 .

При исследовании порошка $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ (рис. 4) обнаружено, что наряду с частицами, имеющими признаки локального оплавления поверхности (1), в уловленном порошке присутствует значительное количество сфероидизированных частичек (2), прошедших фазу полного плавления. Они имеют форму как правильных сфер, так и «матрешек» (3). В этом случае происходит межфазное взаимодействие в двух парах компонентов $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$.

В первом случае наличие титана способствует улучшению смачиваемости поверхности Al_2O_3 , во втором — растекание никеля по поверхности Cr_3C_2 еще значительнее. Краевой угол смачивания Cr_3C_2 расплавом никеля равняется 0° , взаимодействие никеля и Cr_3C_2 протекает очень быстро с образованием эвтектики. «Матрешки» содержат в себе продукт этих двух типов взаимодействия. Соответственно по данным РСМА «матрешка» состоит из $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (4) и $\text{Ni-Cr}_3\text{C}_2$ (5).

Исследуемый порошок $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-TiC-Cr}_3\text{C}_2\text{-NiAl}$ (рис. 5) содержит наибольшее количество тугоплавких компонентов (Al_2O_3 — 42 и TiC — 13 об. %) в сочетании с низкой плотностью ($4,32 \text{ г/см}^3$). Это затрудняет обеспечение достаточного прогрева частиц в условиях плазменного напыления. Большинство уловленных из плазменного потока частиц имеет неправильную форму с различной степенью локального оплавления поверхности (1). Сферические частицы (2), согласно результа-

там анализа, являются в основном продуктом взаимодействия NiAl и Cr_3C_2 . «Матрешки» совмещают в своем объеме продукты взаимодействия $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (3) и $\text{NiAl-Cr}_3\text{C}_2\text{-TiC}$ (4).

В процессе нагрева частиц в плазменном потоке в основном происходит разделение компонентов исходных композиций на две группы: $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ с локальным плавлением TiSi_2 ; полного плавления и сфероидизации металлической составляющей (никель, NiAl и NiCrBSi).

Выводы

1. В результате прохождения через высокотемпературный плазменный поток композиционных частиц, полученных способом СВС, происходит изменение их формы и фазового состава.

2. Во всех исследуемых порошках под воздействием высоких температур имеет место аллотропическое превращение $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, приводящее к дополнительному увеличению количества γ -фазы.

3. В порошках, содержащих $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ и более легкоплавкие составляющие (никель, NiAl или NiCrBSi), происходит разделение компонентов исходных композиций на две группы: $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ с локальным плавлением TiSi_2 ; никельсодержащие компоненты, достигающие полного расплавления и сфероидизации.

4. Дисилицид титана в результате окисления с образованием SiO_2 и частичной потерей кремния превращается в нижние силициды TiSi и Ti_5Si_3 . В композициях, содержащих NiCr или сплав NiCrBSi , в результате окисления образуется NiCr_2O_4 .

5. При окислении карбида хрома Cr_3C_2 в результате выгорания углерода в порошке увеличивается количество низших карбидов хрома Cr_7C_3 и Cr_{23}C_6 .



6. Процессы межфазного взаимодействия между компонентами порошка способствуют образованию новых фаз и их последующему окислению с образованием $Ti_2Cr_2O_7$, Ni_3Ti_2Si и $Ni_{16}Ti_6Si_7$.

7. Использование дугового плазматрона как плазмохимического реактора позволяет управлять фазовым составом частиц и корректировать состав напыляемого защитного слоя при производстве биметаллических материалов и полуфабрикатов изделий специального назначения.

1. Смирнов И.И., Бендерская Л.А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез. — Красноярск, 1990. — 80 с.
2. Боровинская И.П. Химические основы технологии СВС-продуктов // Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: Сб. тр. — Томск, 1991. — С. 33–55.
3. Мержанов А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: двадцать лет поисков и находок. — Черноголовка: ОИХФ АН СССР, 1989. — 93 с.
4. Итин И.И., Найбороденко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. — Томск, 1989. — 214 с.
5. Шаривкер С.Ю., Мержанов А.Г. СВС-порошки и их технологическая переработка. — Черноголовка: ОИХФ АН СССР, 2000. — 123 с.
6. Веприк Б.А., Курьлев М.В., Коренков В.А. Структура покрытий из СВС композита — $Cr-Al_2O_3$ // Сверхтвердые и композиционные материалы и покрытия, их применение. — 1991. — № 1. — С. 57–59.
7. Евстигнеев В.В., Вольпе Б.М., Милокова И.В. Интегральные технологии распространяющегося высокотемпературного синтеза. — М.: Высш. шк., 1996. — 284 с.
8. Юхвид В.И. СВС-металлургия: литье и наплавка // Технология. Сер. Оборудование, материалы, процессы. — М.: Metallurgy, 1988. — С. 57–64.
9. Borisov Yu., Borisova A., Shvedova L. Transition Metal — Nonmetallic Refractory Compound Composite Powders for Thermal Spraying // Proc. of ITSC-86 (Montreal, Canada, Sept. 8–12, 1986). — Montreal, 1986. — P. 323–330.
10. Self propagating high temperature synthesis (SHS) of thermal spray powders / R. W. Smith, M. Mohanty, E. Shtessel, A. Verstak // Proc. of ITSC-95 (Kobe, Japan, May 22–26, 1995). — Kobe, 1995. — P. 1121–1126.
11. Борисов Ю.С., Борисова А.Л. Плазменные порошковые покрытия. — Киев: Техника, 1986. — 221 с.
12. Titanium carbide in wear resistant coatings / P. Vitiaz, A. Verstak, T. Azarova et. al. // Proc. of NTSC-96 (Cincinnati, USA, Oct. 7–11, 1996). — Cincinnati, 1996. — P. 169–176.
13. Газотермическое напыление композиционных порошков / А.Я. Кулик, Ю.С. Борисов, А.С. Мунухин, М.Д. Никитин. — Л.: Машиностроение, 1985. — 197 с.
14. Нагрів та плавлення частинок порошку в плазмовому струмені / А.Ю. Андрейцев, І.В. Смирнов, А.В. Чорний та ін. // Математичне та комп'ютерне моделювання. Сер. Технічні науки, 2011. — Вип. 5. — С. 3–10.
15. Энциклопедия неорганических материалов. — В 2 т. — Киев: Укр. сов. энциклопедия, 1977. — 813 с.
16. Федорченко И.М., Пугина М.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. — Киев: Наук. думка, 1980. — 404 с.

Given are the results of investigation of composite powders produced by the method of self-propagating high-temperature synthesis (SHS), containing a metallic component (Ni, NiAl, NiCrBSi) and inclusions of refractory compounds (carbides of titanium, chromium, silicide of titanium, and also aluminium oxide). The composition of powders on $TiSi_2-Al_2O_3$ base was added by: nickel (to increase the coating ductility); NiAl (to increase heat resistance), NiCrBSi and TiC (to increase the resistance against wear at temperature values up to 600 °C), Cr_3C_2 (to increase resistance against wear at temperature values of up to 800...900 °C). To investigate the processes, proceeding in composite particles during the period of their heating and motion in high-temperature gas flow, the method of liquid hardening of powder from gas phase was applied. Chemical and phase composition of material particles was fixed, close to that available in plasma jet. It was found that as a result of particles passing through a high-temperature plasma flow the change in their shape and phase composition is occurred. In all the investigated powders the allotropic transformation of $\alpha-Al_2O_3$ into $\gamma-Al_2O_3$ is occurred under the effect of high temperature, leading to additional increase in amount of γ -phase. In powders containing $TiSi_2-Al_2O_3$ and more fusible components (Ni, NiAl or NiCrBSi), components of initial compositions are divided into two groups: first — $TiSi_2-Al_2O_3$ with local melting of $TiSi_2$, second — with nickel-containing elements, reaching the complete melting and spheroidization. Titanium disilicide of titanium is transformed as a result of oxidation with formation of SiO_2 and partial loss of silicon into lower silicides $TiSi$ and Ti_3Si_3 . In compositions, containing NiCr of alloy NiCrBSi, $NiCr_2O_4$ is formed in the process of oxidation. During oxidation of chromium carbide Cr_3C_2 the amount of lower carbides of chromium Cr_7C_3 and $Cr_{23}C_6$ is increased as a result of carbon burn-out. The processes of interphase interaction between the powder components promote the formation of new phases and their subsequent oxidation with formation of $Ti_2Cr_2O_7$, Ni_3Ti_2Si and $Ni_{16}Ti_6Si_7$. Ref. 16, Tables 2, Figs. 5.

Key words: composite powders; self-propagating high-temperature synthesis; plasma jet; hardening, morphology; structure; phase composition; allotropic transformation

Поступила 25.02.2013