

**СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.296'787:621.793

**ХАРАКТЕР ЗАТВЕРДЕВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ  
ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ОКСИДОМ ИТТРИЯ  
И ИНКАПСУЛИРОВАННОГО В НИКЕЛЬ,  
В ПРОЦЕССЕ ЛАЗЕРНОГО ПЛАКИРОВАНИЯ**

© 2019 г. Ф. Хуан<sup>a</sup>, Х. Чж. Чжен<sup>a, b, \*</sup>, П. Ю<sup>a</sup>, Г. Ф. Ли<sup>a</sup>, С. И. Шу<sup>a</sup>, Х. С. Ли<sup>c</sup>

<sup>a</sup>Государственная специализированная лаборатория металлургии тугоплавких материалов  
(Уханьский университет науки и технологии), Ухань, 430081 Китай

<sup>b</sup>Факультет прикладного материаловедения, Наньчанский авиационный университет, Цзянси, 330063 Китай

<sup>c</sup>Государственная специализированная лаборатория перспективных тугоплавких материалов, Хэнань, 471039 Китай

\*e-mail: zhznchu@126.com

Поступила в редакцию 04.09.2017 г.

После доработки 13.12.2017 г.

Принята к публикации 20.03.2019 г.

Наноразмерные частицы диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия,  $ZrO_2 + Y_2O_3$  (YSZ), и инкапсулированного в никель (YSZ@Ni), были использованы для создания термостойкого (YSZ)/металлического покрытия методом лазерного плакирования. Морфология составляющих структуры, фазовый состав и пространственное распределение химических элементов в поверхностном слое покрытия были соответственно исследованы методами растровой электронной микроскопии (РЭМ), рентгеновской дифракции (РСА) и энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС). “Расплескивание” в процессе плакирования, при контакте с лучом лазера, материала ядра наночастиц YSZ было снижено в результате предварительного инкапсулирования каждой из частиц YSZ порошка в оболочку из никеля. Было установлено, что первичные кристаллические фазы YSZ эллиптической формы и YSZ/(FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) эвтектических наноструктур образуются в центральной части расплавленных областей, тогда как равноосные YSZ кристаллы формируются вдоль кромок указанных областей после лазерного плакирования. Результаты наблюдения свидетельствовали об агрегации Ni в слое, промежуточном между сформированным керамическим покрытием и субстратом. Вокруг равноосных YSZ кристаллов наблюдали обогащенные никелем сферические оболочки. Характер затвердевания наночастиц YSZ@Ni, имевших структуру типа “ядро–оболочка”, был проанализирован из данных по термодинамике и кинетике процесса.

*Ключевые слова:* инкапсулированные в никель наноразмерные частицы, стабилизированный оксидом иттрия диоксид циркония, структура и структурные элементы типа “ядро–оболочка”, покрытие на субстрате, характер затвердевания, лазерное плакирование

**DOI:** 10.1134/S0015323019080096

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Стабилизированный оксидом иттрия  $Y_2O_3$  диоксид циркония  $ZrO_2$ , в международной практике часто обозначаемый аббревиатурой YSZ, является одним из тех материалов, который широко используется на практике для создания термостойких покрытий (ТСП). Основанием для этого являются уникальные физико-химические свойства, такие как тугоплавкость, низкая теплопроводность, высокий коэффициент теплового линейного расширения и низкий удельный вес [1–4]. Однако резерв бесперебойной эксплуатации YSZ-покрытий ограничен проявлениями растрескивания, возникающими как результат возрастания концентрации внутренних напряжений. В послед-

ние несколько лет было уделено серьезное внимание исследованию покрытий из наноразмерных составляющих. Было показано, что из-за малости размера своих структурных составляющих и высоких значений их суммарной удельной площади поверхности такие покрытия способны обеспечить снижение количества трещин, формирующихся в условиях пластического деформирования материала и релаксации внутренних напряжений [5–7].

Лазерное плакирование, используемое как методика создания покрытий, представляет собой специфическое плавление и последующее затвердевание порошковых материалов. Этот метод может обеспечить временной выигрыш в продолжи-

тельности цикла проектирования и производства и привести к созданию зерен мелкого размера посредством обеспечения высоких скоростей разогрева/охлаждения (103–108 К/с) [7, 8]. Одной из главных проблем, которые приходится решать при лазерном плакировании с использованием нанопорошков, является задача предотвращения агломерирования наночастиц, как стимула к понижению высокой удельной поверхностной энергии порошкового материала. Относительно недавно появилось сообщение о том, что использование нанокompозитов с элементами структуры типа “ядро–оболочка” способно обеспечить значительное увеличение дисперсности нанопорошков, и как следствие, повышение прочности их связи с матрицей [9–12]. Авторы [9] смогли получить в матрице распределение наночастиц  $Al_2O_3$  однородной дисперсности посредством лазерного спекания инкапсулированных в пенопласт (Ps) частиц  $Al_2O_3$ , обозначим как  $Al_2O_3@Ps$ , с весьма прочной связью с Ps.

Другая проблема, с которой постоянно сталкиваются при лазерном плакировании, состоит в том, что от характера протекания процессов плавления и затвердевания порошковых материалов при создании покрытий очень сильно зависят их механические свойства и фазовый состав структурных компонентов. Ряд исследователей, с привлечением оптических моделей, провели изучение механизмов плавления таких порошковых композитов со структурой типа “ядро–оболочка”, как Au–Pt [13] и  $SiO_2@PF$  – инкапсулированный в фенолформальдегидную смолу диоксид кремния [14]. Однако сведений о характере плавления керамико-металлических нанопорошков со структурой типа “ядро–оболочка” в литературе очень мало. Поэтому в данной работе, для предотвращения агломерирования наночастиц при нанесении покрытия YSZ/металл методом лазерного плакирования, были использованы наноразмерные частицы диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия и инкапсулированные в никель (YSZ@Ni), со структурой “ядро–оболочка”. Далее характер плавления YSZ@Ni наночастиц был изучен с целью выработки рекомендаций при производстве высоконадежных YSZ-покрытий с оптимально-функциональной микроструктурой.

## 2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

### 2.1. Материалы

В качестве субстрата (далее – матрицы) были использованы плоскопараллельные пластины Fe–Cr сплава, каждая размером  $60 \times 20 \times 5$  мм. Их химический состав приведен в табл. 1.

В нашем эксперименте мы использовали порошковые материалы двух типов: порошок наночастиц YSZ@Ni и смесь порошкового никеля с

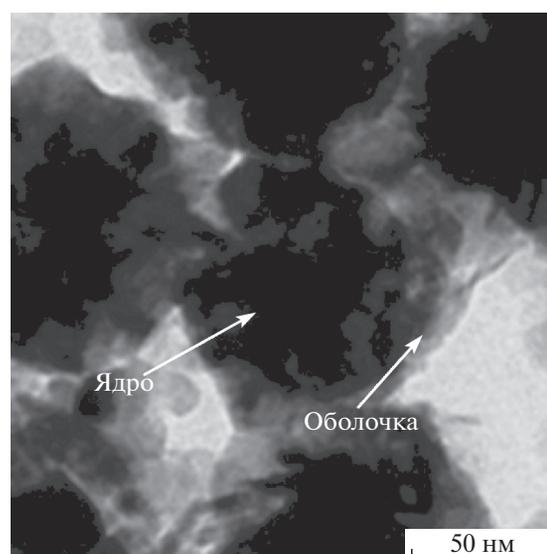
**Таблица 1.** Номинальный химический состав субстрата

Химический элемент	Весовая доля, %	Атомная доля, %
Cr (К)	11.93	12.71
Fe (К)	88.07	87.29

порошком наночастиц YSZ, т.е. нано-YSZ/Ni порошок. Наночастицы YSZ@Ni, с весовым отношением 1 : 1 содержания Ni и YSZ (состав:  $ZrO_2$ , стабилизированный 8.5 вес. %  $Y_2O_3$ ), были получены по технологии, детали которой описаны в [15]. В свою очередь смесь порошков нано-YSZ/Ni была приготовлена в соотношении 1 : 1. О морфологии наночастиц YSZ@Ni, по данным трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ), можно судить по рис. 1. Центр композитной частицы, диаметром 80 нм, изображается на микроснимке темным, тогда как ее кромка (изображение оболочки), толщиной 10–20 нм, предстает светлой; тем самым у YSZ@Ni регистрируется структура типа “ядро–оболочка”. Во избежание неоднородности пространственного распределения и утраты нано-эффекта, порошковая YSZ/Ni смесь была подвергнута предварительному размолу в лабораторной шаровой мельнице модели Spex QM-ISP2-CL в течение 2 ч на скорости вращения 400 об./мин.

### 2.2. Процесс лазерного плакирования

Перед лазерным плакированием поверхность пластин из Fe–Cr-сплава была отполирована наждачной бумагой и промыта в спирте и ацетоне.



**Рис. 1.** ТЭМ-изображение наночастиц YSZ@Ni со структурой типа “ядро–оболочка”.

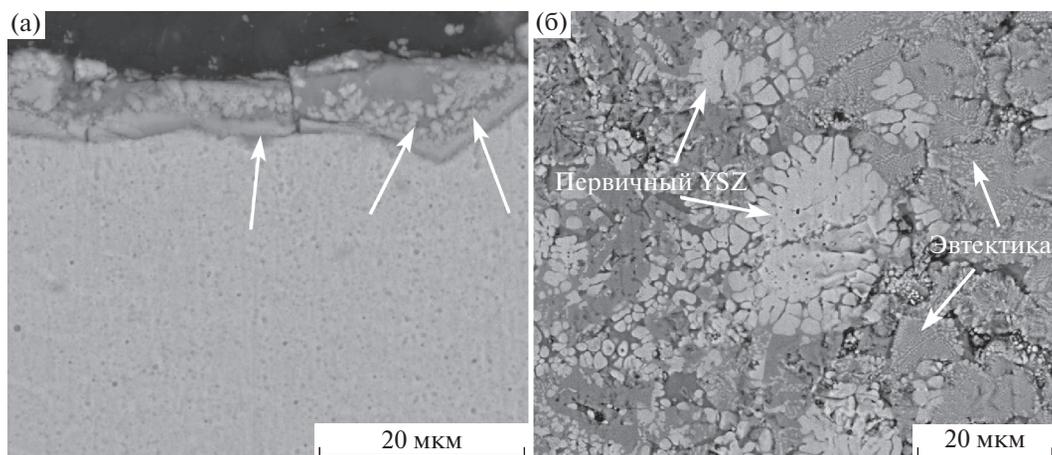


Рис. 2. РЭМ-изображения поперечного сечения покрытия из YSZ/Ni порошковой смеси (а) и из спеченных наночастиц YSZ@Ni (б).

Все порошки и пластины субстрата прошли просушку в вакуумной печи при температуре  $100^{\circ}\text{C}$  в течение 24 ч, затем подвергнуты очистке от инородных примесей. Исследуемые два типа порошков были предварительно гомогенно нанесены и отфиксированы на поверхности пластин из Fe–Cr сплава с помощью поливинилацетатного клеевого коллоидного раствора PVA-124 с целью создания тонкого внешнего слоя толщиной  $0.5\text{--}0.8$  мм.

В данной работе была использована установка для спекания промышленного типа, модели HGL-JKR5080, мощностью 5 кВт, с  $\text{CO}_2$ -лазером с непрерывным излучением. Пятну лазерного пучка придавали круглую форму диаметром 5 мм. Кроме того, свежеприготовленный субстрат испытывал спекающее воздействие на открытом воздухе за однократный проход лазерного луча мощностью 2 кВт при скорости сканирования 480 мм/мин.

Морфология, пространственное распределение фаз и химический состав свежеспеченных покрытий были изучены соответственно РЭМ, ЭДС и PCA методами анализа.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

#### 3.1. Микроструктура

На рис. 2 представлены РЭМ-изображения срезов поперечного сечения YSZ/Ni и YSZ@Ni покрытий. Покрытие из YSZ/Ni обладало средней толщиной порядка 10 мкм, что меньше в сравнении с покрытием из YSZ@Ni. Причиной этому является подверженность локальных расплавов YSZ/Ni “расплескиванию” в процессе лазерного плакирования. Об этом “расплескивании” свидетельствовала фиксация искровых вспышек. На рис. 2б представлена микроструктура из спеченных наночастиц YSZ@Ni. Она состояла в основном из *t*-YSZ фазы (на изображении – светлые области) и

фазы  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$  (соответственно – серые области изображения); идентификация этих фаз была осуществлена методами PCA- и ЭДС-анализа.

Как показано на рис. 3, расшифровка рентгенограмм YSZ@Ni и YSZ/Ni покрытий удостоверяла присутствие разнообразных фаз, таких как *t*-YSZ,  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$  и  $\text{Fe}_{0.64}\text{Ni}_{0.36}$ . В течение процесса лазерного плакирования лазерный луч высокой плотности энергии был использован для расплавления как предварительно нанесенных на субстрат порошков, так и части (в основном, контактного слоя) матрицы, что сопровождалось образованием микробассейнов расплава. В таких микробассейнах протекание сложных химических реакций привело к образованию  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$  и  $\text{Fe}_{0.64}\text{Ni}_{0.36}$  фаз. После совместного PCA и ЭДС анализа, как можно судить по данным рис. 4, мы пришли к заключению, что светлые места изображения соответствовали локализации “белой” фазы YSZ (стабилизированного оксидом иттрия диоксида циркония), а серые – “серой” фазе  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$  (PDF карта для  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$  каталогизирована с реквизитами: 01-072-2493, Смеси составов  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{FeO}$ ); оксид  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$  был сформирован в результате окисления Fe и Cr во время процесса плакирования. Как показано на рис. 3б, YSZ/Ni порошковое покрытие содержало следующие фазы: *t*-YSZ,  $\text{FeNi}_2\text{O}_4$ , FeNi, FeCr и чистый Ni. Более того, указанная порошковая смесь не испытала полного расплавления и отдельные частицы порошка чистого никеля сохранили в покрытии свое обособленное существование.

Как видно из рис. 2б, YSZ/( $\text{FeCr}_2\text{O}_4$ ) эвтектическую структуру наблюдали именно в случае покрытий из спеченных наночастиц YSZ@Ni. Исходя из фазовых диаграмм бинарных систем  $\text{FeO}\text{--}\text{ZrO}_2$  и  $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{--}\text{ZrO}_2$ , можно утверждать, что

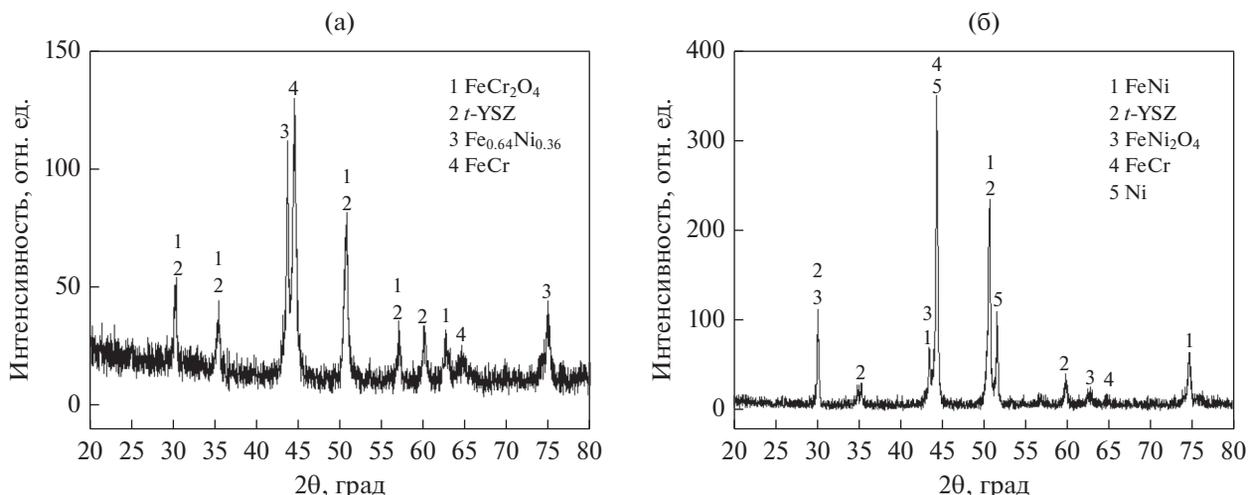


Рис. 3. Рентгенограммы покрытий из спеченных наночастиц YSZ@Ni (а) и YSZ/Ni порошковой смеси (б).

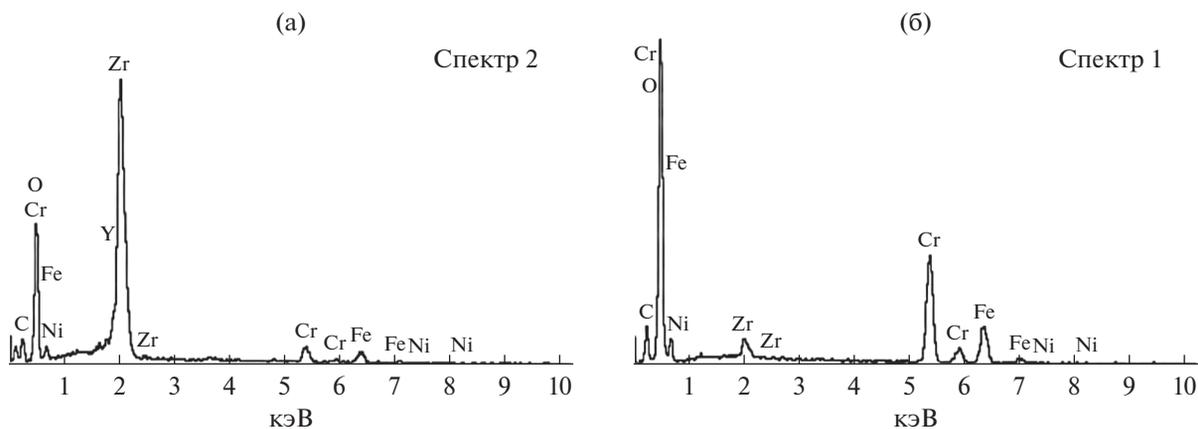


Рис. 4. Результаты ЭДС-анализа по “белой” (а) и “серой” (б) фазам.

FeO–ZrO<sub>2</sub> эвтектическая структура формируется при 7.5 моль-% ZrO<sub>2</sub> и 1600 К, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–ZrO<sub>2</sub> – при 50 моль-% ZrO<sub>2</sub> и 2300 К. Так при плакировании проходило формирование областей с YSZ/(FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) эвтектической структурой.

На рис. 5 представлено РЭМ-изображение области YSZ/(FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) эвтектической структуры покрытия из спеченных наночастиц YSZ@Ni. В YSZ/(FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) эвтектической структуры мы наблюдали мелкие, стержневидной формы образования YSZ-фаз, длиной порядка 200 нм, и тонкие ламеллярноподобные образования YSZ-фаз, с межламелльным расстоянием порядка 400 нм. Кроме того, как можно видеть на рис. 5, также наблюдали некоторые образования первичных YSZ-локализованных фаз, размерами, превышающими уже упомянутые ламели и стержни.

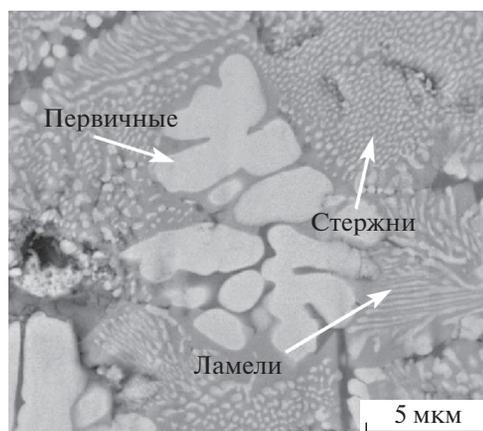
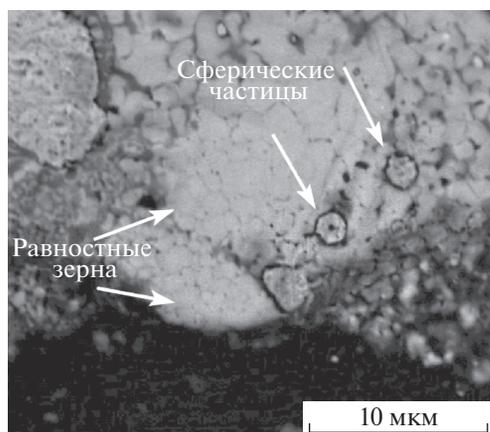


Рис. 5. РЭМ-изображение YSZ/(FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) эвтектической структуры, наблюдавшейся в покрытии из спеченных наночастиц YSZ@Ni.



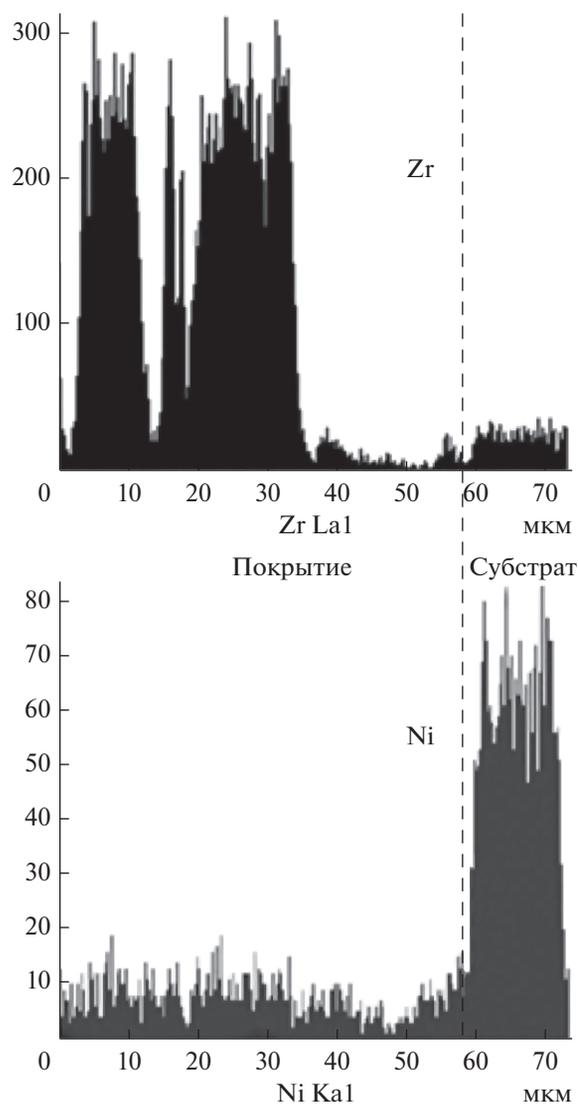
**Рис. 6.** РЭМ-изображение равноосных зерен и сферических частиц в теле покрытия из спеченных наночастиц YSZ@Ni.

Более того, некоторые равноосные зерна, в области своих размеров 200–1000 нм, наблюдали вдоль образующихся границ микробассейнов расплава, причем вокруг них (см. рис. 6) было отмечено и присутствие отдельных частиц сферической формы. На основании данных табл. 2 относительно химического состава этих сферических частиц, можно заключить, что они представляют собой богатую никелем фазу, сформировавшуюся в результате усадки при затвердевании жидких капель расплавленного никеля.

На рис. 7 приведены результаты ЭДС-анализа, проведенного в плоскости сопряжения субстрата и его покрытия из спеченных наночастиц YSZ@Ni. Пики, соответствующие цирконию Zr, весьма интенсивны для самого покрытия, однако их интенсивность сильно уменьшается по мере приближения к границе раздела покрытие/субстрат (со стороны покрытия). При этом наличие пиков Ni отмечено только для субстрата. Это обстоятельство показывает следующее: тогда как атомы никеля диффундировали из расположенных в верхних приповерхностных областях микробассейнов расплава в сторону субстрата, атомы циркония оставались локализованными строго в теле покрытия.

**Таблица 2.** Химический состав сферических частиц в покрытии из YSZ@Ni-порошка

Химический элемент	Весовая доля, %	Атомная доля, %
Fe (K)	12.99	13.56
Ni (K)	87.01	86.44



**Рис. 7.** Скан ЭДС-линий Zr и Ni по разные стороны границы субстрат/покрытие.

### 3.2. Характер плавления наночастиц YSZ@Ni

Покрытия из спеченных наночастиц YSZ@Ni отличались лучшей сплошностью и гладкостью в сравнении со случаем YSZ/Ni покрытий. Обсудим возможные причины и объяснение этого наблюдения.

Во-первых, в процессе лазерного плакирования имеет место взаимодействие через облучение (которое суть отражение, просвечивание и рефракция) между материалом порошков для формирования покрытия и лазерным пучком. YSZ-порошки отличаются очень низкой отражательной и высокой поглощающей способностью (коэффициент абсорбции ~0.9). Для YSZ/Ni порошковой смеси, наблюдали селективную абсорбцию YSZ-наноструктурной составляющей. Часть составляющих порошков испытывала мгновенную возгонку

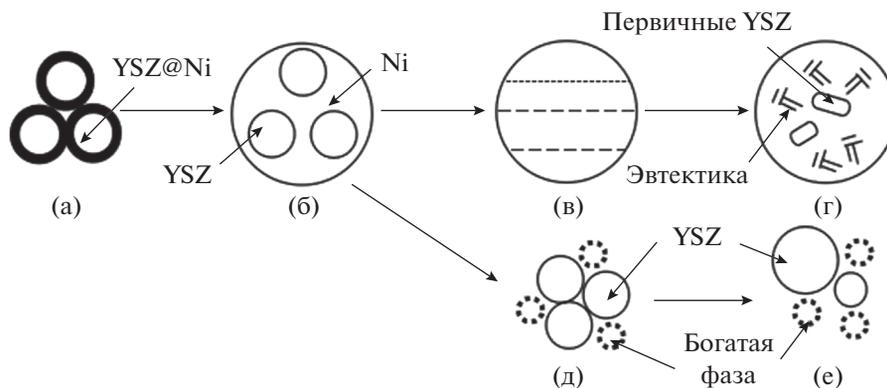


Рис. 8. Характер плавления наночастиц YSZ@Ni под лазерным лучом.

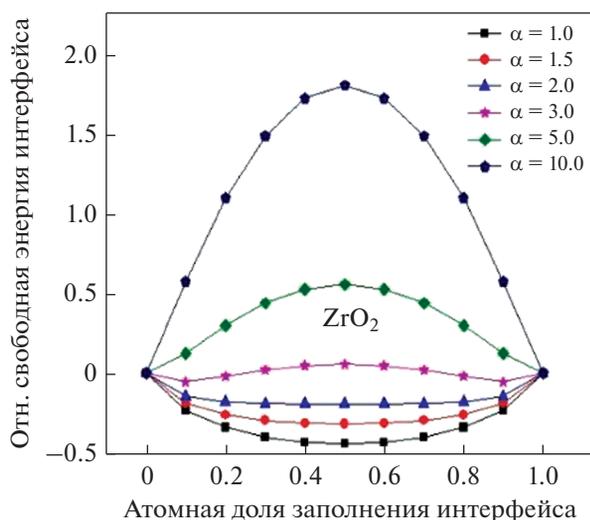
в плазматическое состояние и, таким образом, распылялась на поверхность в окрестности точки воздействия лазерного пучка. Хотя эффект от этого и носил весьма ограниченный характер, расплавленный никель в составе смеси порошков эффективно уменьшал степень распыления материала, формирующего покрытие. Однако характер плавления изменялся, когда микроскопическую поверхность YSZ-наночастиц предварительно подвергали покрыванию никелем с целью формирования YSZ@Ni наночастиц с характерной структурой “ядро–оболочка”. Расплавление YSZ@Ni-наночастиц инициировалось от их металлической поверхности – внешней инкапсулирующей оболочки. Лазерный пучок был неспособен проникать сквозь непрозрачный для него металл, и энергия лазерного пучка конвертировалась в тепло посредством “поглощения части энергии падающего лазерного пучка при его отражении от металла оболочки” [16]. Так что расплавлению лазерным пучком подвергалась только оболочка наночастиц порошка YSZ@Ni, и эти испытывавшие частичное подплавление частицы образовывали специфическую структуру вокруг YSZ-наночастиц, которые оказывались в окружении расплавленного никеля. Это блокировало прямой контакт между YSZ и лазерным пучком, тем самым значительно снижая “расплескивание” материала ядра наночастиц в процессе плакирования даже в его непрерывном режиме.

Во-вторых, наночастицы обнаружили склонность к агломерации вследствие их высокой поверхностной энергии. Наночастицы YSZ быстро собирались вместе, когда происходило спекание YSZ/Ni-порошковой смеси и когда повторно затвердевающая керамика образовывала в отдельных местах объема покрытия блочную структуру (см. рис. 3а). Вместе с этим наночастицы YSZ@Ni со структурой “ядро–оболочка” характеризовались однородным распределением в объеме покрытия благодаря тому, что их никелевая оболочка являлась естественным препятствием на пути

их возможной агломерации. Это стало в итоге причиной возникновения многочисленных дисперсных кристаллов YSZ.

В-третьих, YSZ обладает высокой вязкостью как в жидком, так и твердом состоянии, что приводит к снижению текучей подвижности микробассейнов расплава. В YSZ/Ni-системе, присутствие больших YSZ-микроблоков является причиной существования областей высокой вязкости, что приводит к ограничению вытеснения/оттока воздуха из мест непосредственного спекания/расплавления частиц порошка и формированию таким образом условий для возникновения в теле покрытия несплошностей (каверн) или пор. Однако вязкость микробассейнов расплава порошка наночастиц YSZ@Ni характеризовалась большей степенью однородности из-за лучшего пространственного распределения наночастиц YSZ. Это обстоятельство явилось благоприятным для оттока воздуха. Так что покрытие из спеченных наночастиц YSZ@Ni имело большую степень оплотнения и большие силы сцепления между его составляющими.

Более того, при лазерном плакировании порошковая смесь YSZ/Ni не была свободна от явления “расплескивания” материала, испытывающего воздействие лазерного луча. Это стало причиной меньшей толщины покрытий из YSZ/Ni в сравнении с покрытиями из спеченных наночастиц YSZ@Ni. И такое различие объясняется различием в характере процессов микроплавления. О характере микроплавления наночастиц YSZ@Ni под воздействием лазерного луча можно составить представление, исходя из схемы рис. 8. Во-первых, оболочка каждой из наночастиц YSZ@Ni испытывала плавление под воздействием лазерного луча, и наночастицы YSZ оказывались в окружении жидкого никеля (см. рис. 8б). Основная доля жидкого никеля диффундировала в матрицу с формированием никель-агрегированного переходного слоя, и YSZ испытывал повторное затвердевание в плакированном слое из-за низкого/высокого удельного веса и низкого/высокого



**Рис. 9.** Взаимосвязь между относительной межфазной свободной энергией и атомной долей заполнения интерфейса на границе раздела при различных значениях фактора Джексона.

го межфазового натяжения опять же в процессе плакирования. Слой Fe–Cr сплава расплавлялся и окислялся до окончательного возникновения  $FeCr_2O_4$  фазы. YSZ в жидком состоянии и  $FeCr_2O_4$  фаза образовывали раствор, как показано на рис. 8в и затем затвердевали с возникновением YSZ/ $FeCr_2O_4$  иррегулярной эвтектической структуры, как схематически проиллюстрировано на рис. 8г. Согласно данным рис. 9, YSZ имеет фактор Джексона [17]  $\alpha = 3.55$  ( $\alpha = \Delta S/R$ , где  $\Delta S$  – энтропия смещения,  $R = 8.314$  Дж/(моль К) – универсальная газовая постоянная), что, согласно теории Джексона–Ханта [18], подразумевает, что доля атомов твердого YSZ на межфазной границе твердое/жидкое в общем случае приблизительно 0.5. Так что YSZ-фаза росла в условиях переохлаждения в область нестабильности с образованием фазы слегка фасетированной морфологии и формированием ее ламелей и стержней. Далее из-за протекания неравновесного затвердевания, средняя граница существования твердой YSZ-компоненты смещалась в сторону, противоположную положению солидуса, что приводило к формированию первичной YSZ-фазы. Об этом явлении также упоминали и в других исследованиях [19–21]. Кроме того, согласно термодинамическим расчетам, степень переохлаждения, которую испытывают YSZ в первичной YSZ-фазе и YSZ/( $FeCr_2O_4$ ) эвтектической структуре, оценивается в 49 и 107°C [20, 21] соответственно. Этот результат предполагает, что эвтектическое зарождение фаз требует большей движущей термодинамической силы.

Кроме того, гауссово распределение мощности лазера (и интенсивности в пятне от лазерного пучка) привело к большому разбросу рабочих темпе-

ратур разогрева различных мест поверхности микробассейнов расплава. Например, значение температуры у кромок микробассейна расплава было ниже, чем в центре его поверхности, где тепло могло распространяться непосредственно через матрицу, таким образом приводя к относительно более высоким скоростям затвердевания вдоль указанных кромок, что было благоприятно для формирования кристаллов равноосной формы. Расплавленный никель постепенно и постоянно “соскальзывал” с YSZ поверхности оболочки некоторых наночастиц YSZ@Ni, как схематически поясняет рис. 8д, за чем следовало расплавление самих наночастиц YSZ. Жидкий никель давал усадку до своей сферической формы за счет сил поверхностного натяжения, вокруг YSZ равноосных зерен. Об этом можно судить по рис. 6 и рис. 8е. Однако равноосные кристаллы YSZ, близкие к упомянутому центру, продолжали расти вплоть до размера в 1000 нм посредством миграции границ раздела твердое/жидкое и поглощения соседних зерен благодаря относительно более высокому значению температуры и меньшей величине скорости охлаждения.

## ВЫВОДЫ

В данной работе наночастицы YSZ@Ni со структурой “ядро–оболочка”, были использованы для создания YSZ/металлического покрытия посредством лазерного плакирования. При этом был исследован характер плавления наночастиц YSZ@Ni. Результаты показали, что YSZ@Ni-покрытие более гладкое, более толстое и более свободное от несплошностей, чем YSZ/Ni-покрытие. От центральной части плакирующего слоя YSZ@Ni, атомы расплавленного никеля диффундировали в матрицу с образованием Ni-агрегированного переходного слоя, тогда как YSZ затвердевал с возникновением первичных YSZ-фаз, а также YSZ/( $FeCr_2O_4$ ) эвтектической структуры, содержащей стержни YSZ длиной порядка 200 нм и ламели YSZ с межламелльным расстоянием около 400 нм. Более того, на кромках микробассейнов расплава некоторое количество расплавленного никеля затвердевало с образованием сферических обогащенных Ni фаз. При этом, расплавленный YSZ (стабилизированный оксидом иттрия диоксид циркония) затвердевал в виде равноосных кристаллов.

## БЛАГОДАРНОСТИ

Этой работе была оказана поддержка со стороны Национального естественнонаучного фонда Китая (грант № 51361026), Национального научного фонда провинции Цзянси (грант № 20171BAB206006), ключевого проекта научно-технической Программы Департамента высшего образования провинции

Цзянси (грант № GJJ160678), Всекитайского научного фонда аспирантуры (грант № 2017M620576), общедоступного фонда Государственной специализированной лаборатории металлургии тугоплавких материалов (Уханьский университет науки и технологии) (грант № G201808) и общедоступного фонда Государственной специализированной лаборатории перспективных тугоплавких материалов (грант № 201806).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Schashtlivtsev V.M., Arkhipova N.K., Blinov I.V., Geras'eva I.V., Loginov B.A., Matveev S.A., Popov V.V., Rodionov D.P., Sazonova V.A.* Study of YSZ films deposited using electron-beam sputtering onto a nickel alloy with a perfect cube texture // *Phys. Met. Metallogr.* 2008. V. 106. P. 590–596.
2. *Padtare N.P., Gell M., Jordan E.H.* Thermal Barrier Coatings for Gas-Turbine Engine Applications // *Science.* 2002. V. 296. P. 280–284.
3. *Song M., Guo H.B., Abbas M., Gong S.K.* Thermal deformation of  $Y_2O_3$  partially stabilized  $ZrO_2$  coatings by digital image correlation method. *Surf Coat Technol* // *Surf Coat Technol.* 2013. V. 216. P. 1–7.
4. *Tan Y., Zheng H.Z., Li G.F., Xiong L.L., Peng P.* Cohesive mechanism of the FeCr/Ni Interface: A first-principles study // *Met. Mater. Int.* 2016. V. 22. P. 75–80.
5. *Panin V.E., Sergeev V.P., Panin A.V., Pochivalov Y.I.* Nanostructuring of surface layers and production of nanostructured coatings as an effective method of strengthening modern structural and tool materials // *Phys. Met. Metallogr.* 2007. V. 104. P. 627–636.
6. *Jiang D.F., Hong C., Zhong M.L., Alkhatay M., Weisheit A., Gasser A., Zhang H.J., Kelbassa I., Poprawe R.* Fabrication of nano-TiCp reinforced Inconel 625 composite coatings by partial dissolution of micro-TiCp through laser cladding energy input control. *Surf. Coat // Surf. Coat. Technol.* 2014. V. 249. P. 125–131.
7. *Gu D.D., Hagedorn Y.C., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R.* Nanocrystalline TiC reinforced Ti matrix bulk-form nanocomposites by Selective Laser Melting (SLM): Densification, growth mechanism and wear behavior // *Compos. Sci. Technol.* 2011. V. 71. P. 1612–1620.
8. *Kim J.M., Lee S.G., Park J.S., Kim H.G.* Laser surface modification of Ti and TiC coatings on magnesium alloy // *Phys. Met. Metallogr.* 2014. V. 115. P. 1389–1394.
9. *Zheng H.Z., Zhang J., Lu S.Q., Wang G.C., Xu Z.F.* Effect of core-shell composite particles on the sintering behavior and properties of nano- $Al_2O_3$ /polystyrene composite prepared by SLS // *Mater. Lett.* 2006. V. 60. P. 1219–1223.
10. *Aghasibeig M., Fredriksson H.* Laser cladding of a featureless iron-based alloy // *Surf. Coat. Technol.* 2012. V. 209. P. 32–37.
11. *Morks M.F., Berndt C.C., Durandet Y., Brandt M., Wang J.* Microscopic observation of laser glazed yttria-stabilized zirconia coatings // *Appl. Surf. Sci.* 2010. V. 256. P. 6213–6218.
12. *Yue T.M., Xie H., Lin X., Yang H.O., Meng G.H.* Solidification behaviour in laser cladding of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy on magnesium substrates // *J. Alloys Compd.* 2014. V. 587. P. 588–593.
13. *Huang R., Wen Y.H., Shao G.F., Sun S.G.* Insight into the Melting Behavior of Au–Pt Core–Shell Nanoparticles from Atomistic Simulations // *J. Phys. Chem. C.* 2013. V. 117. P. 4278–4286.
14. *Liu F.R., He C., Chen J.M.* Modeling of the beam transportation behavior in selective laser transmission sintering the translucent core-shell composite powder // *Int. J. Mach. Tool. Manu.* 2013. V. 65. P. 22–28.
15. *Yu P., Zheng H.Z., Li G.F., Xiong L.L., Luo Q.H.* Synthesis of YSZ@Ni Nanoparticle by Modified Electroless Plating Process. *J. Nanosci. Nanotechnol* // *J. Nanosci. Nanotechnol.* 2015. V. 15. P. 9883–9886.
16. *Cho W.I., Na S.J., Thomy C., Vollertsen F.* Numerical simulation of molten pool dynamics in high power disk laser welding. *J Mater Process Technol* // *J. Mater. Process. Technol.* 2012. V. 212. P. 262–275.
17. *Zhang J., Su H.J., Song K., Liu L., Fu H.Z.* Microstructure, growth mechanism and mechanical property of  $Al_2O_3$ -based eutectic ceramic in situ composites // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2011. V. 31. P. 1191–1198.
18. *Su H.J., Zhang J., Liu L., Fu H.Z.* Preparation and microstructure evolution of directionally solidified  $Al_2O_3$ /YAG/YSZ ternary eutectic ceramics by a modified electron beam floating zone melting // *Materials Letters.* 2013. V. 91. P. 92–95.
19. *Su H.J., Zhang J., Deng Y.F., Liu L., Fu H.Z.* Growth and characterization of nanostructured  $Al_2O_3$ /YAG/ $ZrO_2$  hypereutectics with large surfaces under laser rapid solidification // *J. Cryst. Growth.* 2010. V. 312. P. 3637–3641.
20. *Su H.J., Zhang J., Deng Y.F., Liu L., Fu H.Z.* Effect of solidification path on the microstructure of  $Al_2O_3$ – $Y_2O_3$ – $ZrO_2$  ternary oxide eutectic ceramic system // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2012. V. 32. P. 3137–3142.
21. *Fu X.S., Chen G.Q., Zu Y.F., Luo J.T., Zhou W.L.* Microstructure refinement approaches of melt-grown  $Al_2O_3$ /YAG/ $ZrO_2$  eutectic bulk // *Ceram Int.* 2013. V. 39. P. 7445–7452.