

УДК 621.762/536.46/621.793.79

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-1-67-75

Исследование структуры и механизма окисления покрытий $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$, полученных детонационным напылением

© 2018 г. П.А. Витязь, Т.Л. Талако, А.И. Лецко, Н.М. Парницкий, М.С. Яковлева

Президиум НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь

Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича НАН Украины, г. Киев, Украина

Статья поступила в редакцию 09.06.17 г., доработана 27.11.17 г., подписана в печать 29.11.17 г.

Исследована стойкость к окислению покрытий, полученных детонационным напылением композиционного порошка $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$, изготовленного методом механоактивируемого самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (МАСВС) с использованием алюминотермических реакций восстановления оксидов. Порошок имеет достаточно однородную композиционную структуру, состоящую из легированного хромом упорядоченного $\text{B}_2\text{-FeAl}$ и мелких включений $\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$ и $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. У детонационных покрытий, напыленных на основу из нержавеющей стали, наблюдалась типичная слоистая структура без трещин и отслоений. Толщина покрытий составляла 250–300 мкм, микротвердость находилась в пределах 5,9–6,1 ГПа. Покрытия из синтезированного порошка в основном наследуют его структуру и фазовый состав, хотя в процессе напыления происходит некоторое окисление алюминия и хрома. Изучены особенности циклического и изотермического окисления полученных покрытий в воздушной атмосфере в диапазоне температур 900–1000 °С. Установлено, что стойкость к окислению детонационных покрытий из синтезированного порошка в результате окисления на воздухе при температуре 950 °С в течение 48 ч близка к стойкости к окислению покрытий, полученных из порошка $\text{FeAl-Fe}_x\text{Al}_y$ с содержанием алюминия 45 мас.%. В то же время коэффициент температурного линейного расширения (КТЛР) покрытий $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ближе к КТЛР материала основы, а их сопротивление ползучести выше, чем у него, за счет присутствия тонких включений тугоплавких оксидов. Предполагается, что $\alpha\text{-Cr}$, Cr_2O_3 и множество мелких включений оксида алюминия, присутствующих в синтезированном порошке и формирующихся в процессе напыления, ускоряют образование защитной пленки, подавляя зарождение и рост гематита на ранних стадиях окисления при температурах до 950 °С.

Ключевые слова: интерметаллид, композиционный порошок, механоактивируемый самораспространяющийся высокотемпературный синтез (МАСВС), детонационное покрытие.

Витязь П.А. – академик, докт. техн. наук, проф., рук-ль аппарата НАН Беларуси (220072, Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, 66). E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by.

Талако Т.Л. – докт. техн. наук, гл. науч. сотр. Института порошковой металлургии (220005, Беларусь, г. Минск, ул. Платонова, 41). E-mail: talako@tut.by.

Лецко А.И. – канд. техн. наук, доцент, зав. лабораторией «Новые материалы и технологии» Института порошковой металлургии. E-mail: letsko@tut.by.

Парницкий Н.М. – мл. науч. сотр. Института порошковой металлургии. E-mail: skeyone@rambler.ru.

Яковлева М.С. – науч. сотр. Института проблем материаловедения (03680, Украина, г. Киев, ул. Кржижановского, 3). E-mail: sirov78@ukr.net.

Для цитирования: Витязь П.А., Талако Т.Л., Лецко А.И., Парницкий Н.М., Яковлева М.С. Исследование структуры и механизма окисления покрытий $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$, полученных детонационным напылением // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2018. No. 1. С. 67–75. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-1-67-75.

Vityaz P.A., Talako T.L., Letsko A.I., Parnitsky N.M., Yakovleva M.S.

Investigation of the structure and oxidation mechanism of $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$ detonation sprayed coatings

Oxidation resistance of detonation sprayed coatings obtained from $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$ powder produced by the method of mechanically assisted self-propagating high-temperature synthesis (MASHS) using aluminothermic reactions has been investigated. The powder has a sufficiently homogeneous composite structure consisting of chromium-alloyed ordered $\text{B}_2\text{-FeAl}$ and fine inclusions of $\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$ and $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Detonation coatings sprayed on a stainless steel substrate have a typical layered coating structure without cracks or spalling. The coating thickness is 250–300 μm , microhardness is 5,9–6,1 GPa. Coatings of a synthesized powder mainly inherit its structure and phase composition although some aluminum and chromium oxidation takes place when spraying. The features of cyclic and isothermal oxidation of the obtained coatings in air within a temperature range of 900–1000 °C have been studied. The oxidation resistance of synthesized powder detonation coatings after 48 h of oxidation in air at 950 °C is close to that of coatings obtained from $\text{FeAl-Fe}_x\text{Al}_y$ powder with an aluminum content of 45 wt.%. At the same time, the coefficient of linear

thermal expansion of FeAlCr/Al₂O₃ coatings is closer to that of the substrate, and their creep resistance is higher as compared with the substrate due to the presence of fine inclusions of refractory oxides. α -Cr, Cr₂O₃ and a lot of fine alumina inclusions present in the synthesized powder and formed when spraying are supposed to accelerate the protective film formation while suppressing the nucleation and growth of hematite at early oxidation stages at temperatures up to 950 °C.

Keywords: intermetallic, composite powder, mechanically assisted self-propagating high-temperature synthesis (MASHS), D-gun coatings.

Vityaz P.A. – academician, Dr. Sci. (Tech.), prof., head of the Staff of the National Academy of Sciences of Belarus (220072, Belarus, Minsk, Nezavisimosti pr., 66). E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by.

Talako T.L. – Dr. Sci. (Tech.), principal researcher, Powder Metallurgy Institute (220005, Belarus, Minsk, Platonov str., 41). E-mail: talako@tut.by.

Letsko A.I. – Cand. Sci. (Tech.), associate prof., head of the laboratory «New materials and technologies», Powder Metallurgy Institute. E-mail: letsko@tut.by.

Parnitsky N.M. – research assistant, Powder Metallurgy Institute. E-mail: skeyone@rambler.ru.

Yakovleva M.S. – researcher, Institute for Problems in Materials Science (03680, Ukraine, Kiev, Krzhizhanovsky str., 3). E-mail: sirov78@ukr.net.

Citation: Vityaz P.A., Talako T.L., Letsko A.I., Parnitsky N.M., Yakovleva M.S. Issledovanie struktury i mekhanizma okisleniya pokrytii FeAlCr/Al₂O₃, poluchennykh detonatsionnym napyleniem. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2018. No. 1. P. 67–75. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-1-67-75.

Введение

Благодаря своей уникальной комбинации свойств (высокий модуль Юнга, высокая прочность при повышенной температуре, превосходная коррозионная стойкость в окислительных, сульфидирующих или карбюризирующих средах до 1000 °C, относительно небольшая плотность по сравнению с нержавеющей сталью и никелевыми суперсплавами и низкая стоимость исходных материалов) интерметаллидные сплавы на основе упорядоченной структуры B2–FeAl являются привлекательными материалами для работы при повышенных температурах [1–7].

Однако недостаточная пластичность при комнатной температуре и низкое сопротивление ползучести, а также склонность к охрупчиванию во влажной атмосфере ограничивают их промышленное применение в качестве конструкционных материалов. С 1960-х годов значительные усилия были затрачены на преодоление указанных недостатков. Существенное улучшение свойств этих материалов было достигнуто дополнительным легированием (в основном Cr, В и Zr) и дисперсионным упрочнением наноразмерными добавками, например Y₂O₃ [8–17].

Практически все современные технологии производства материалов на основе FeAl многоступенчаты и энергоемки, что нивелирует преимущество их потенциально низкой стоимости. Гораздо более привлекательной альтернативой использованию материалов на основе алюминидов железа являются

защитные покрытия. Для обеспечения высокой стойкости к окислению технологии напыления должны обеспечивать высокое качество покрытий при их достаточной толщине и низкой пористости. Поэтому к числу наиболее перспективных относят технологии высокоскоростного газопламенного (High-Velocity Oxy-Fuel (HVOF)) [18–21] и детонационного (D-gun) [22, 23] напылений. Однако выбор материалов для газотермического напыления достаточно ограничен. Для нанесения покрытий применяются, как правило, либо порошки однофазных интерметаллидов FeAl и Fe₃Al, полученные распылением расплава инертным газом, либо механически легированные материалы, в которых содержание упорядоченной фазы невелико. Работ по влиянию хрома на жаростойкость газотермических покрытий на основе упорядоченной B2-фазы в литературе не обнаружено.

Авторы работы [17] сообщили о возможности нанесения FeAlCr-покрытий методом магнетронного распыления при доле хрома в покрытии от 6,5 до 45 мас.%. Установлено, что наиболее высокой стойкостью к окислению обладает покрытие, содержащее 6,5 мас.% Cr. Однако авторы не отмечали формирование упорядоченной структуры интерметаллида, а толщина полученных покрытий не превышала нескольких микрон.

Исследования, представленные в работах [24, 25], показали, что композиционный порошок FeAlCr/Al₂O₃, полученный механоактивируемым

самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (МАСВС) с использованием алюмини-термических реакций и содержащий упорядоченный интерметаллид В2 и включения α -Cr, демонстрирует значительно более высокую стойкость к окислению в диапазоне температур 700–1000 °С по сравнению с порошком на основе неупорядоченного сплава FeAlCr со значительно большим содержанием растворенного хрома. Однако кинетика и механизм окисления детонационных покрытий из этого порошка до настоящего времени не изучены.

Целью настоящей работы являлось исследование особенностей окисления детонационных покрытий из композиционного порошка FeAlCr/Al₂O₃ на основе легированного хромом упорядоченного В2-интерметаллида с дисперсными включениями свободного хрома и α -Al₂O₃.

Методика исследований

Реакционная смесь (Fe₂O₃ + Cr₂O₃ + Al + Fe) была рассчитана для получения композиции, содержащей ≈ 92 мас.% интерметаллида Al_{0,4}Fe_{0,6} и ≈ 8 мас.% Al₂O₃ при общем содержании хрома ≈ 6 мас. %. Процедура получения порошков детально описана в работах [26, 27].

Покрытия наносили на подложку из нержавеющей стали в виде пластин и цилиндров. Образцы для испытаний перед напылением подвергали пескоструйной обработке. Детонационное напыление проводили на установке «Днепр-3», разработанной в ИПМ НАН Украины, с использованием порошка фракции 20–45 мкм. Толщина покрытий составила 250–300 мкм. Режим детонационного напыления представлен в таблице.

Исследования структуры порошков осуществляли с помощью оптической (оптические микроскопы «Polyvar» (Австрия) и «Neophot-20» (Германия)) и сканирующей (микроскоп «Mira» фирмы «Tescan», Чехия) электронной микроскопии с микрорентгеноспектральным анализатором «INCA 350» («Oxford Instruments», Великобритания), а также

Режим детонационного напыления синтезированного порошка

Дистанция напыления, мм	Количество выстрелов в секунду	Расход газов, л/мин		
		Кислород	Ацетилен	Воздух
300	3	47,5	38	74

рентгеноструктурного анализа. Микротвердость измеряли на микротвердомере «Akashi» (Япония) при нагрузке 25 и 200 г.

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре общего назначения ДРОН-3.0 (НПП «Буревестник», г. Санкт-Петербург) в монохроматизированном CuK α -излучении с использованием системы автоматизации, включающей все функции управления гониометром и программную часть, содержащую пакет программ по сбору, обработке и анализу полученных данных. Для сбора и обработки информации применяли программу «WinDif», для идентификации фаз — программу «Crystallographica SearchMatch».

Окисление покрытий проводили в печи с естественной конвекцией. Стойкость к окислению оценивали по приросту массы образцов после охлаждения на воздухе. Испытания на кратковременную стойкость к окислению осуществляли при $t = 900$ и 1000 °С с выдержкой 2 ч и последующим охлаждением на воздухе в течение 5 мин. Кинетику окисления оценивали по приросту массы образцов после их изотермического окисления при $t = 950$ °С в течение 24 и 48 ч. Константу скорости окисления вычисляли, используя уравнение параболического закона роста оксидной пленки [28]. Структура оксидного слоя была исследована на образцах в виде пластин после 48 ч окисления методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

Результаты эксперимента и их обсуждение

Типичная микроструктура и дифрактограмма синтезированного порошка представлены на рис. 1. В соответствии с рентгенофазовым анализом основные идентифицируемые фазы в порошке — В2—FeAl и α -Al₂O₃ с небольшим количеством металлического хрома (рис. 1, б). Исходных реагентов на дифрактограмме не обнаружено, что является косвенным свидетельством полноты превращения при СВС [29]. Результаты локального микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) свидетельствуют о том (рис. 1, а), что хром присутствует как в интерметаллидной фазе (до 3,5 мас.%) [24, 25], так и в форме отдельных включений размером 0,5–2,5 мкм. Включения оксида алюминия располагаются как вокруг частиц хрома (сформировались в процессе алюминиотермического восстановления оксида хрома), так и в объеме интерметаллидной матрицы (образовались в процессе алюмини-

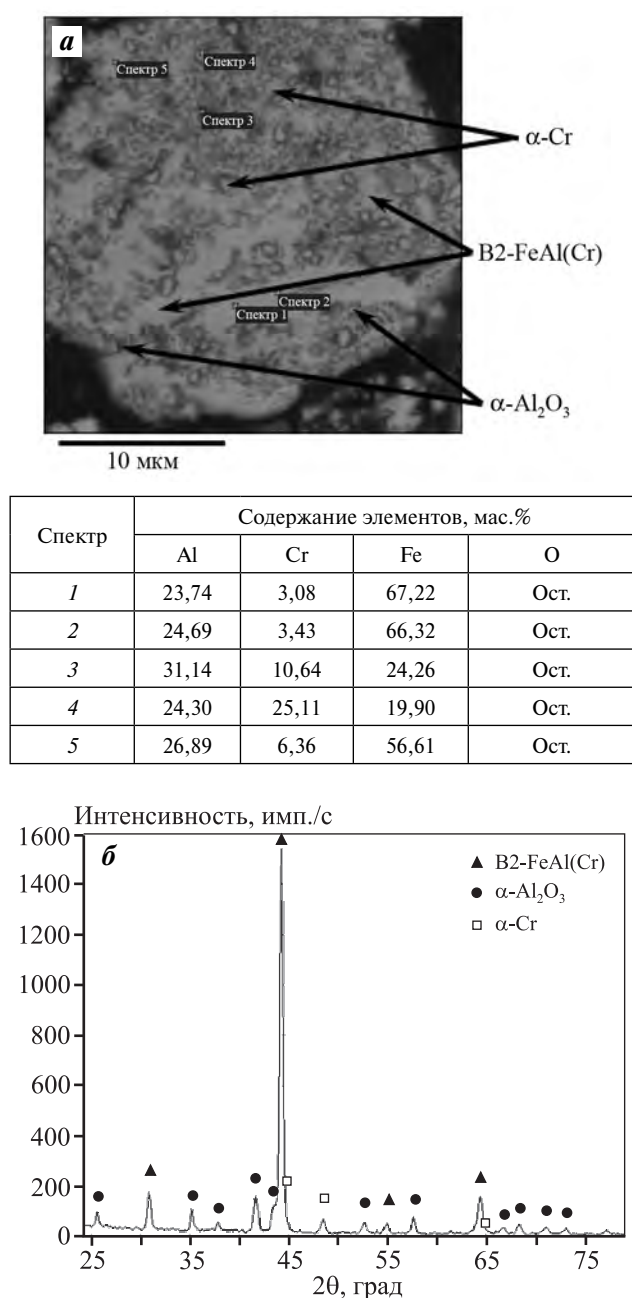


Рис. 1. Поперечное сечение (а) и дифрактограмма (б) композиционного порошка FeAlCr/Al₂O₃, полученного МАСВС

термического восстановления оксида железа), а их размер, как правило, меньше 1 мкм. Микро-твердость порошка составляет $HV_{0,025} = 2,95$ ГПа (1,68—4,64 ГПа).

Поперечное сечение и типичная дифрактограмма детонационного покрытия из синтезированного порошка приведены на рис. 2. Толщина покрытий составляла около 250—300 мкм. Пористость покрытий не превышала 1 %, микротвер-

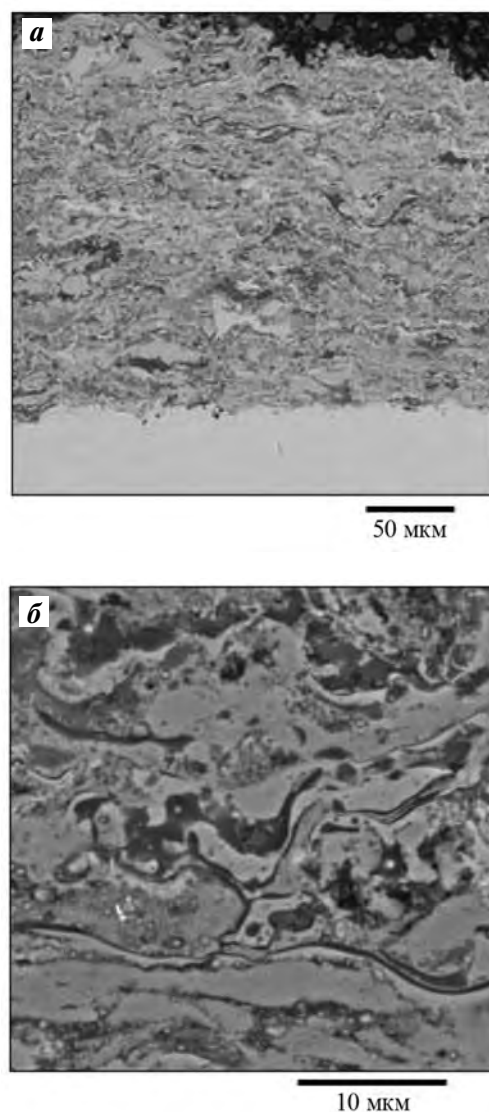


Рис. 2. Поперечное сечение (а, б) и дифрактограмма (в) детонационного покрытия из синтезированного порошка FeAlCr/Al₂O₃

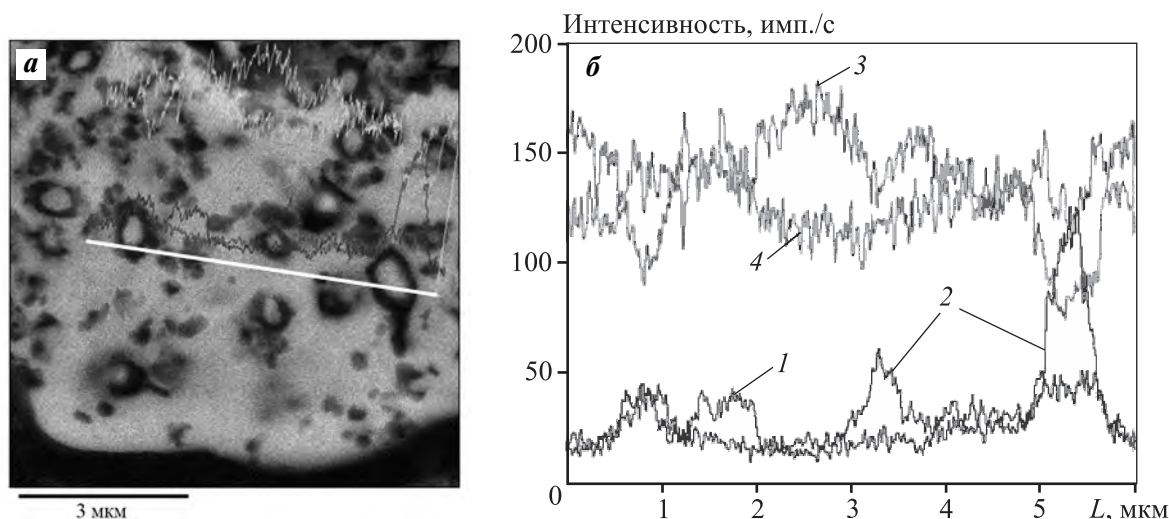


Рис. 3. Поперечное сечение детонационного покрытия $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$ (а) и концентрационные кривые элементов (б) вдоль указанной линии сканирования (а)
1 – O, 2 – Cr, 3 – Fe, 4 – Al

дость $HV_{0,2}$ варьировалась в диапазоне 5,9–6,1 ГПа. Видно, что детонационные покрытия имеют типичную слоистую структуру без трещин и отслоений (см. рис. 2, а, б). Кроме интерметаллида В2, хрома и $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ дифрактограмма покрытий (см. рис. 2, в) содержит дополнительные рефлексы небольшой интенсивности, которые могут принадлежать $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$. Анализ концентрационных кривых (рис. 3, б) позволяет считать, что оксидные слои толщиной 80–120 нм, формирующиеся вокруг включений хрома (не всегда сплошные), представляют собой скорее оксид алюминия, чем оксид хрома, хотя могут также присутствовать оксид хрома и двойной оксид хрома-алюминия. Эти предположения подтверждаются картинами распределения элементов в их характеристических излучениях (рис. 4, б–г). Последние свидетельствуют также о формировании оксидных пленок Al_2O_3 толщиной 0,5–1,5 мкм на границах так называемых «сплэт» в процессе напыления. В результате содержание оксида алюминия в покрытии оказывается несколько выше, чем в напыляемом порошке (в покрытии — до 15–20 об.%, в порошке — 10–13 об.%). Кроме того, в покрытии идентифицируются также отдельные области с повышенной концентрацией железа (рис. 4, б).

На рис. 5 представлены сравнительные дифрактограммы детонационных покрытий из синтезированного порошка после окисления в течение 2 ч. После окисления при $t = 900^\circ\text{C}$ идентифицируются рефлексы небольшой интенсивности $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ и шпинельной фазы $\text{FeO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$, а величина

на прироста массы достаточно мала ($4,8\cdot 10^{-8}$ г/см²), что косвенно свидетельствует против образования Fe_2O_3 на первой стадии окисления. При увеличении температуры до 950°C интенсивность рефлексов шпинельной фазы $\text{FeO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$ заметно возрастает. При повышении температуры до 1000°C на дифрактограмме появляются типичные рефлексы гематита. При этом значительно увеличивается интенсивность линий $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и наблюдаются следы $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$. Раздвоение типичных рефлексов интерметаллидной фазы В2– FeAl в области $2\theta \approx 65^\circ$ и более дальних углов может быть связано с формированием некоторого количества разупорядоченного твердого раствора $\alpha_2\text{-FeAlCr}$.

В исследованиях, представленных в работе [30], было показано, что первая стадия окисления HVOF-покрытий из порошка $\text{FeAl}-\text{Fe}_x\text{Al}_y$, не содержащего хрома, зато со значительно более высокой концентрацией алюминия (45 мас.%) на воздухе при $t = 950^\circ\text{C}$ [26] контролируется образованием игл Fe_2O_3 , которые затем зарастают глобулами из $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Несмотря на то, что прирост массы покрытий $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$ после выдержки $\tau = 24$ ч существенно выше, чем у покрытия из порошка $\text{FeAl}-\text{Fe}_x\text{Al}_y$ ($6,5\cdot 10^{-3}$ и $5,5\cdot 10^{-3}$ г/см² соответственно), после выдержки $\tau = 48$ ч значения прироста массы обоих покрытий близки ($1,25\cdot 10^{-2}$ и $1,23\cdot 10^{-2}$ г/см² соответственно). Кинетика окисления обоих покрытий подчиняется параболическому закону, и расчетные значения константы скорости окисления (k_p) также

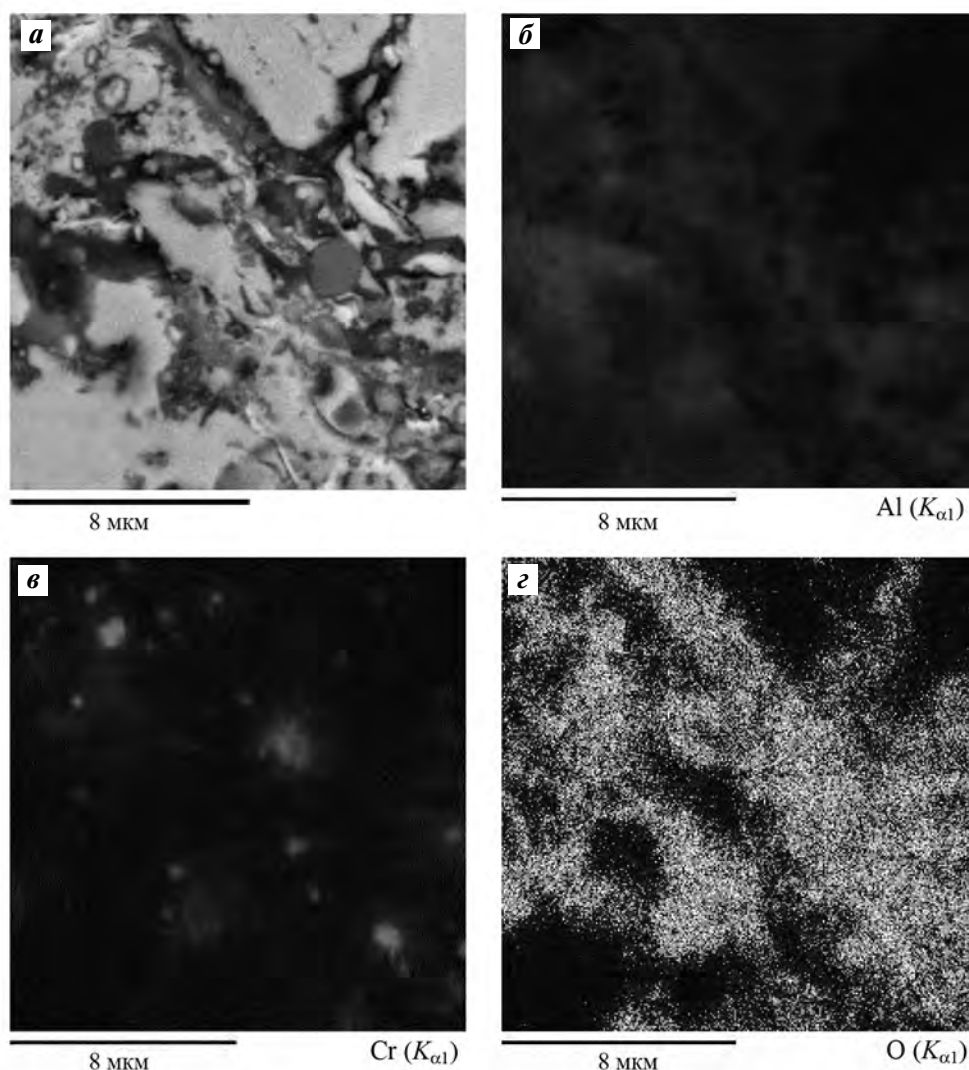


Рис. 4. Поперечное сечение (*а*) и картины распределения элементов (*б–г*) в области у границы «сплэт» детонационного покрытия из синтезированного порошка $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$
б – Al, *г* – Cr, *з* – O

близки: $3,5 \cdot 10^{-10} \text{ г}^2/(\text{см}^4 \cdot \text{с})$ — для $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$ и $3,4 \cdot 10^{-10} \text{ г}^2/(\text{см}^4 \cdot \text{с})$ — для $\text{FeAl}-\text{Fe}_x\text{Al}_y$.

Следует отметить, что в случае покрытий из порошка $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$ относительная интенсивность рефлексов оксида железа Fe_2O_3 после выдержки 48 ч на воздухе при $t = 950^\circ\text{C}$ значительно ниже по сравнению с покрытиями из порошка $\text{FeAl}-\text{Fe}_x\text{Al}_y$ [30], что свидетельствует о подавлении процессов образования гематита на начальных этапах окисления при введении хрома. Сравнительно высокий прирост массы покрытий из порошка $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$ после $\tau = 24$ ч выдержки, вероятно, связан с интенсивным образованием сложных оксидов хрома-железа и метастабильных оксидов алюминия на начальной стадии окисления. Таким

образом, большое количество мелких включений и тонких слоев $\alpha\text{-Cr}$, Cr_2O_3 и различных модификаций Al_2O_3 способствует быстрому формированию защитной пленки, подавляя зарождение и рост Fe_2O_3 . Схема эволюции оксидной пленки на покрытиях из синтезированного порошка $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$ в процессе окисления изображена на рис. 6.

Морфология поверхности покрытия после окисления продолжительностью $\tau = 48$ ч на воздухе при $t = 950^\circ\text{C}$ представлена на рис. 7. Картины распределения алюминия и кислорода (рис. 7, *з*, *д*) практически идентичны и воспроизводят морфологию поверхности образца (черные области соответствуют областям, расположенным ниже фокуса

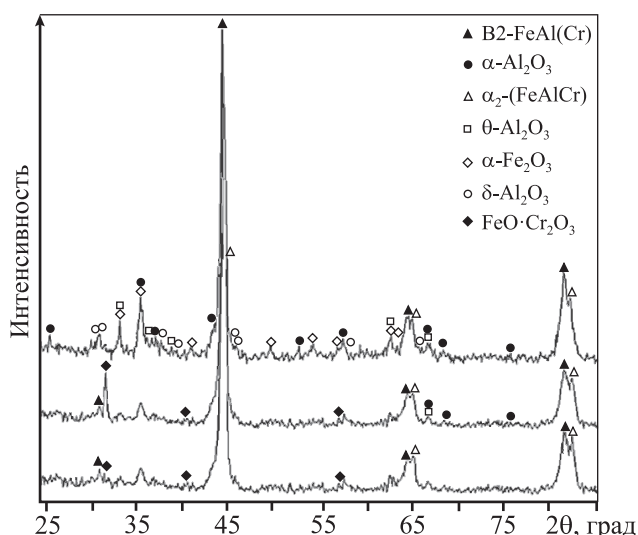


Рис. 5. Сравнительные дифрактограммы детонационных покрытий из синтезированного порошка FeAlCr/Al₂O₃ после окисления на воздухе в течение 2 ч

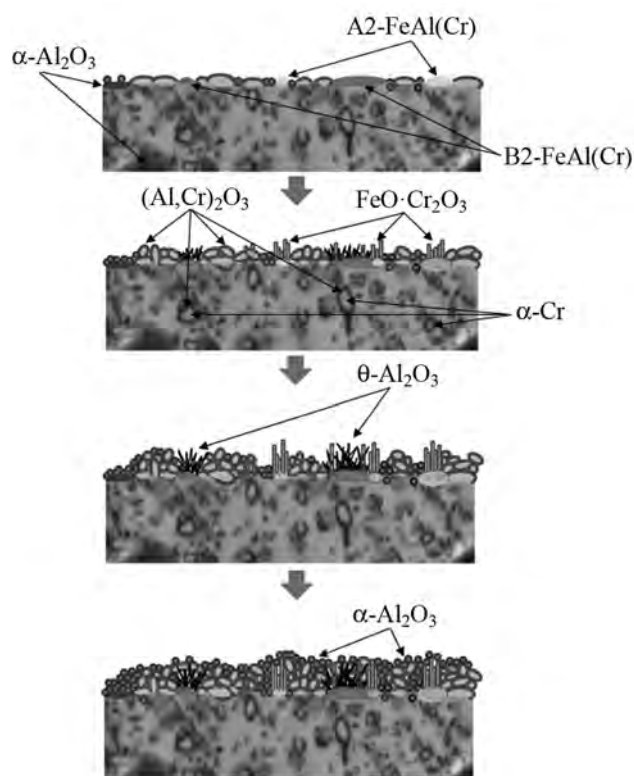


Рис. 6. Схема эволюции оксидной пленки на покрытиях из синтезированного порошка FeAlCr/Al₂O₃

сканирования). Согласно СЭМ-микрофотографиям при больших увеличениях (рис. 7, в), поверхностная пленка имеет мелкозернистую структуру (размер зерен 400–700 нм) с равноосными зерна-

ми близкой к сферической формы, типичной для α-Al₂O₃. Сравнение данных МРСА с поверхности детонационных покрытий после изотермической выдержки на воздухе при температуре 950 °С продолжительностью 2 и 48 ч показывает, что после 48 ч на поверхности значительно возрастает концентрация алюминия и кислорода и снижается содержание хрома и железа, что свидетельствует о преимущественном формировании на более поздних стадиях окисления оксида алюминия.

В то же время картина распределения хрома (рис. 7, е) и данные локального МРСА (рис. 7, в) указывают на возможное присутствие мелких включений (предположительно Cr₂O₃) в поверхностной пленке. Кристаллы с вытянутой морфологией, типичной для θ-оксида алюминия и гематита, не наблюдались на поверхности покрытия после выдержки в течение 48 ч при температуре 950 °С на воздухе.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования синтезированного порошка FeAlCr/Al₂O₃ для получения жаростойких покрытий, работающих при температурах до 950 °С. Стойкость к окислению детонационных покрытий из синтезированного порошка после 48 ч окисления на воздухе при температуре 950 °С близка к стойкости к окислению покрытий, полученных из порошка FeAl–Fe_xAl_y с содержанием алюминия 45 мас.%. В то же время коэффициент температурного линейного расширения покрытий FeAlCr/Al₂O₃ ближе к КТР материала основы, а их сопротивление ползучести выше за счет присутствия тонких включений тугоплавких оксидов. Тем не менее окончательное заключение о перспективах использования жаростойких газотермических покрытий из синтезированного порошка FeAlCr/Al₂O₃ будет сделано после завершения испытаний на длительную жаростойкость.

Заключение

Синтезированный порошок FeAlCr/Al₂O₃, полученный методом механоактивируемого самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с использованием алюминотермических реакций, является перспективным материалом для жаростойких покрытий, работающих при температурах до 950 °С. Легированная хромом упорядоченная структура B2–FeAl и большое количество тонких включений и слоев α-Cr (0,5–2,5 мкм),

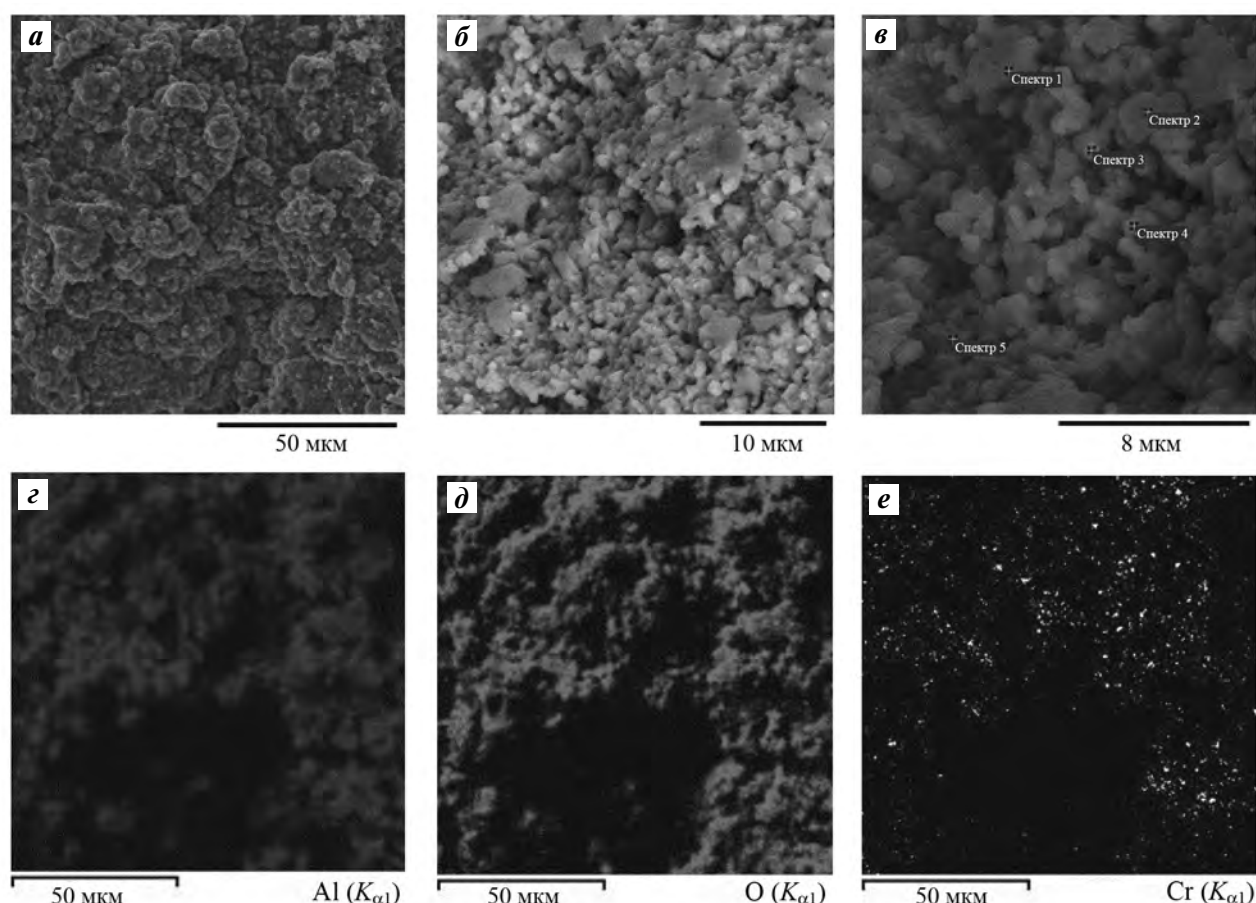


Рис. 7. Морфология поверхности детонационных покрытий из порошка $\text{FeAlCr}/\text{Al}_2\text{O}_3$ после окисления на воздухе в течение 48 ч при $t = 950^\circ\text{C}$

а–в — общий вид при различных увеличениях; *г–е* — картины распределения элементов: Al (*г*), O (*д*), Cr (*е*)

Cr_2O_3 и различных модификаций Al_2O_3 в покрытиях способствуют быстрому формированию защитной оксидной пленки (на основе шпинельного оксида $\text{FeO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$ и/или Al_2O_3 в зависимости от температуры испытаний) на начальных этапах окисления и подавляют зарождение и рост гематита, наблюдаемые в покрытиях, не содержащих хрома, даже при значительно более высоком содержании алюминия.

Литература/References

1. Stolf N.S. Iron aluminides: present status and future. *Mater. Sci. Eng. A*. 1998. Vol. 258. P. 1–14.
2. Kang B.S.J., Cisloiu R. Evaluation of fracture behaviour of iron aluminides. *Theor. Appl. Fracture Mech.* 2006. Vol. 45. P. 25–40.
3. Kuc D., Niewielski G., Jablonska M., Bednarczyk I. Deformability and recrystallization of Fe–Al intermetallic phase — base alloy. *JAMME*. 2007. Vol. 20. P. 143–146.
4. Sikka V.K., Welsch G., Desai P.D. Oxidation and corrosion of intermetallic alloys. West Lafayette, Indiana: Metal Information Analysis Centre, 1996.
5. Stott F.H., Grabke H.J., Schutze M. Oxidation-sulphidation of iron aluminides. *Oxidation of Intermetallics*. Weinheim: Wiley-VCH, 1997.
6. Klower J., Grabke H.J., Schutze M. High temperature corrosion behaviour of iron aluminides and iron aluminium-chromium alloys. *Oxidation of intermetallics*. Weinheim: Wiley-VCH, 1997.
7. Morris D.G., Muñoz-Morris M.A., Chao J. Development of high strength, high ductility and high creep resistant iron aluminide. *Intermetallics*. 2004. Vol. 12. P. 821–826.
8. Tortorelli P.F., DeVan J.H., Goodwin G.M., Howell M. Elevated temperature coatings. Science and technology. Warrendale, PA: TMS, 1995.
9. Pint B.A., Tortorelli P.F., Wright I.G. Oxidation of intermetallics. N.Y.: Wiley, 1996.
10. Subramanian R. Iron-aluminide- Al_2O_3 composites by in situ displacement reactions: processing and mechanical

- properties. *Mater. Sci. Eng. A*. 1998. Vol. 254. P. 119—128.
11. Grabke H.J., Schütze M. Oxidation of intermetallics. N.Y.: Wiley, 2007.
12. Tortorelli P.F., DeVan J.H. Compositional influences of the high temperature corrosion resistance of iron aluminides, in processing, properties, and applications of iron aluminides. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1994.
13. DeVan J.H. Oxidation behaviour of Fe₃Al and derived alloys. Oxidation of high temperature intermetallics. Warrendale: TMS, 1989.
14. Halfa H. Oxidation behavior of Fe₃Al–5Cr–(0, 0.5, 1.5)Ti alloys at temperature ranges from 800 °C to 1200 °C. *JMMCE*. 2010. Vol. 9. P. 775—786.
15. Doychak J., Smialek J.L., Barrett C.A. Oxidation of high temperature intermetallics. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1989.
16. Smialek J.L., Doychak J., Gaydos D.J. Oxidation behavior of FeAl + Hf, Zr, B. *Oxid. Met.* 1990. Vol. 34. P. 259—270.
17. Zhenyu Liu, Gao Wei. Effects of chromium on the oxidation performance of β-FeAlCr coatings. *Oxid. Met.* 2000. Vol. 54. P. 189—209.
18. Gang Ji, Elkedim O., Grosdidier T. Deposition and corrosion resistance of HVOF sprayed nanocrystalline iron aluminide coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2005. Vol. 190. P. 406—416.
19. Guilemany J.M., Lima C.R.C., Cinca N., Miguel J.R. Studies of Fe–40Al coatings obtained by high velocity oxy-fuel. *Surf. Coat. Tech.* 2006. Vol. 201. P. 2072—2079.
20. Guilemany J.M., Cinca N. High-temperature oxidation of Fe–40Al coatings obtained by HVOF thermal spray. *Intermetallics*. 2007. Vol. 15. P. 1384—1394.
21. Guilemany J.M., Cinca N., Dosta S., Cano I.G. FeAl and NbAl₃ intermetallic-HVOF coatings: Structure and properties. *J. Therm. Spray Technol.* 2009. Vol. 18. P. 536—545.
22. Senderowski C., Bojar Z. Gas detonation spray forming of Fe–Al coatings in the presence of interlayer. *Surf. Coat. Technol.* 2008. Vol. 202. P. 3538—3548.
23. Senderowski C., Bojar Z., Wołczyński W., Pawłowski A. Microstructure characterization of D-gun sprayed Fe–Al intermetallic coatings. *Intermetallics*. 2010. Vol. 18. P. 1405—1409.
24. Vityaz P.A., Letsko A.I., Talako T.L., Parnitsky N.M. Chromium alloyed FeAl-based powder for oxidation resistant coatings. *Euro PM2015 Proceedings*. 2015. Paper 3213202 (6p).
25. Витязь П.А., Лецко А.И., Талако Т.Л., Парницкий Н.М. Влияние структурного состояния хрома на стойкость к окислению композиционного порошка на основе алюминида железа, упрочненного включениями Al₂O₃. *Порошковая металлургия*: Республ. межвед. сб. науч. тр. Минск: Изд. дом «Беларуская наука», 2014. Вып. 37. С. 167—173; Vityaz P.A., Letsko A.I., Talako T.L., Parnitsky N.M. Vliyanie strukturnogo sostoyaniya khroma na stoikost' k okisleniyu kompozitsionnogo poroshka na osnove alyuminida zheleza, uprochnennogo vklucheniymi Al₂O₃. In: *Poroshkovaya metallurgiya: Sbornik nauchnykh trudov* [Effect of structural condition on chrome oxidation resistance of the composite powders based iron aluminide reinforced Al₂O₃ inclusions In: *Powder metallurgy: Collection of proceedings*]. Minsk: Izd. dom «Belaruskaya nauka», 2014. No. 37. P. 167—173.
26. Талако Т.Л., Беляев А.В., Ильюченко А.Ф., Лецко А.И. Порошковый материал на основе моноалюминида железа и способ его получения: Пат. 6545 (РБ). 2004; Talako T.L., Belyaev A.V., Ilyushchenko A.F., Letsko A.I. Poroshkovyi material na osnove monoalyuminida zheleza i sposob ego polucheniya [Powder material based on iron monoaluminide and method of its production]: Pat. 6545 (RB). 2004.
27. Лецко А.И., Талако Т.Л., Реутенок Ю.А., Парницкий Н.М. Состав шихты композиционного порошка FeAl(Cr)/Al₂O₃: Пат. 19172 (РБ). 2015; Letsko A.I., Talako T.L., Reutenok Yu.A., Parnitsky N.M. Sostav shikhty kompozitsionnogo poroshka FeAl(Cr)/Al₂O₃ [Charge mixture composition for composite powder FeAl(Cr)/Al₂O₃]: Pat. 19172 (RB). 2015.
28. Grabke H.G. Oxidation of NiAl and FeAl. *Intermetallics*. 1999. Vol. 7. P. 1153—1158.
29. Левашов Е.А. Физико-химические и технологические основы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. М.: БИНОМ, 1999; Levashov E.A. Fiziko-khimicheskie i tekhnologicheskie osnovy samorasprostranyayushchegosya vysokotemperaturnogo sinteza [Physicochemical and technological foundations of self-propagating high-temperature synthesis]. Moscow: BINOM, 1999.
30. Szczucka-Lasota B., Formanek B., Szymanski K., Bierska B. Oxidation of thermally sprayed coatings with FeAl intermetallic matrix. In: *Proc of 12th Int. Sci. Conf. «Achievements in materials and manufacturing engineering»*. 2004. P. 901—904.