

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ Al_2O_3 И Al (ИЛИ Ti), ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МНОГОКАМЕРНОГО ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Л. И. МАРКАШОВА, Ю. Н. ТЮРИН, О. В. КОЛИСНИЧЕНКО, Е. Н. БЕРДНИКОВА, О. С. КУШНАРЕВА, Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ, Е. П. ТИТКОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследовано влияние структуры и фазового состава керметных покрытий систем Al_2O_3 -Ti (Al), полученных с применением установки многокамерного детонационного напыления. Анализ особенностей структуры исследуемых покрытий выполнялся с использованием оптической металлографии, аналитической растровой, а также просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии. Показано, что наиболее значимый вклад в показатели прочности, пластичности и трещиностойкости исследуемых покрытий вносят диспергирование зеренной и субзеренной структур, а также распределение формирующихся упрочняющих фаз дисперсных размеров. Библиогр. 21, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: керметные покрытия, многокамерное детонационное напыление, оксид алюминия, структура, фазовый состав, плотность дислокаций, упрочнение, вязкость разрушения, локальные внутренние напряжения, трещиностойкость

В современной промышленности, а именно в авиа-, автомобиле-, энергомашиностроении, химической промышленности и др., используют изделия, работоспособность которых зависит от качественных характеристик поверхности. Это, например, днища поршней и поверхности камер сгорания, торцовые уплотнения газотурбинных установок, торцовые уплотнения на выходных валах горных машин, поверхности роликов или цилиндров для бумажной промышленности, фильтры, гребенки для ведения и обработки пряжи, уплотнительные поверхности запорной арматуры и т. д. Актуальной задачей является повышение надежности и долговечности таких изделий, эксплуатационные характеристики которых определяются свойствами их рабочих поверхностей и позволяют использовать их для работы в экстремальных условиях (высокие температура и давление, интенсивный износ трением, знакопеременные нагрузки и т. д.). Существует множество различных технологических решений (термическая и термохимическая обработка, нанесение покрытий, упрочняющая поверхностная обработка и др.), которые обеспечивают необходимые свойства функциональных поверхностных слоев в зависимости от требований, предъявляемых к конечным изделиям в различных условиях эксплуатации. Эти методы инженерии поверхности в значительной степени отличаются как по своей природе, так и по воздействию на изделия и на их структурно-чувствительные свойства.

Одним из наиболее широко распространенных и в то же время перспективных способов повыше-

ния эксплуатационных свойств и долговечности изделий является нанесение на их поверхности покрытий с применением различных технологий напыления [1–4]. В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработаны технология и оборудование для многокамерного детонационного напыления (МДН), которое приводит к формированию высококачественных покрытий с высокими коэффициентами использования материала и производительностью. К особенностям данной технологии следует отнести наличие нескольких специально профилированных детонационных камер и повышенную частоту детонации (20 Гц) горючей смеси, которые практически нивелируют отрицательные эффекты, связанные с дискретностью классических методов детонационного напыления [5].

Востребованным направлением применения многокамерного детонационного метода является напыление порошков оксида алюминия (Al_2O_3) с различными добавками для получения керметных покрытий [6]. Исследование покрытий из керметов с различными фазовыми составами и типами структур очень важно с точки зрения получения комплекса физико-механических свойств, делающим перспективным их применение в различных областях техники. Интерес к кермету Al_2O_3 -Al (Al_2O_3 -Ti) вызван тем, что в нем может быть достигнуто сочетание высокой твердости, прочности, огнеупорности, свойственной оксиду алюминия, с пластич-

ностью и теплопроводностью, характерной для Al (Ti).

Однако на данный момент имеется недостаточно достоверной и однозначной информации о влиянии различных технологических параметров МДН на структурно-фазовое состояние напыленных таким образом покрытий и, соответственно, на их эксплуатационные свойства.

Целью данной работы является оценка влияния состава напыляемой механической смеси порошков $Al_2O_3 + Al$ и $Al_2O_3 + Ti$ на структуру и фазовый состав покрытий, получаемых МДН, и структурных факторов на прочностные свойства и трещиностойкость исследуемых покрытий.

Материалы и методики исследований. Для напыления покрытий применяли механические смеси исходного порошка Al_2O_3 (фирмы Н. С. Starck: AMPERIT® 740,0) фракционного состава $d_{фр} \sim 5...22$ мкм с добавками (3 и 5 %) чистых порошков Al или Ti, $d_{фр} \sim 5...60$ мкм (рис. 1). Режим детонационного напыления: частота детонации 20 Гц; расстояние до образца 55 мм; скорость перемещения 1500 мм/мин с одинаковым количеством проходов; соотношение длина (l)/диаметр (d) ствола пушки $l/d = 500/16$ мм и горючего газа к окислителю (β) 5,0; 5,8 (табл. 1). Размер образцов $15 \times 10 \times 3$ мм.

Исследования структурно-фазового состояния покрытий (микротвердости, объемной доли пор, фазового состава, распределения дисперсных фаз, характера зеренной, субзеренной и дислокационной структур и др.) проводили на всех структур-

ных уровнях с применением комплексного методического подхода, включающего оптическую металлографию (Versamet-2, Япония; Leco-M400, США), аналитическую растровую электронную микроскопию (Philips SEM-515, Нидерланды), рентгеноструктурный фазовый анализ (ДРОН-УМ1), а также просвечивающую микрофракционную электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы «JEOL» с ускоряющим напряжением 200 кВ, Япония). В результате проведенной работы были получены экспериментальные данные о полном комплексе структурно-фазовых параметров покрытий при МДН.

Результаты исследований. Были получены четыре группы покрытий, напыленных на Ti (BT1-0) и Al (AD0) основы толщиной δ до 250 мкм (табл. 2, рис. 2). Исследованиями методом оптической металлографии показано, что пористость таких покрытий находится на уровне 0,7...2,5 %, объемная доля ламелей ($V_{л/л, \%}$) в них составляет 1,5...5,0 %. При этом минимальная

Таблица 1. Параметры технологического режима МДН

Расход газов, м ³ /ч		β	Уровень заполнения камеры	
1 камера	O ₂			4,4(140)
	Воздух	0,14(5)		
	C ₃ H ₈	0,77(60)		
2 камера	O ₂	4,0 (125)	5,0	1,13
	Воздух	0,325(10)		
	C ₃ H ₈	0,82(55)		
Питатель	Воздух	1(80)		

Примечание. Расход порошка 600 г/ч.

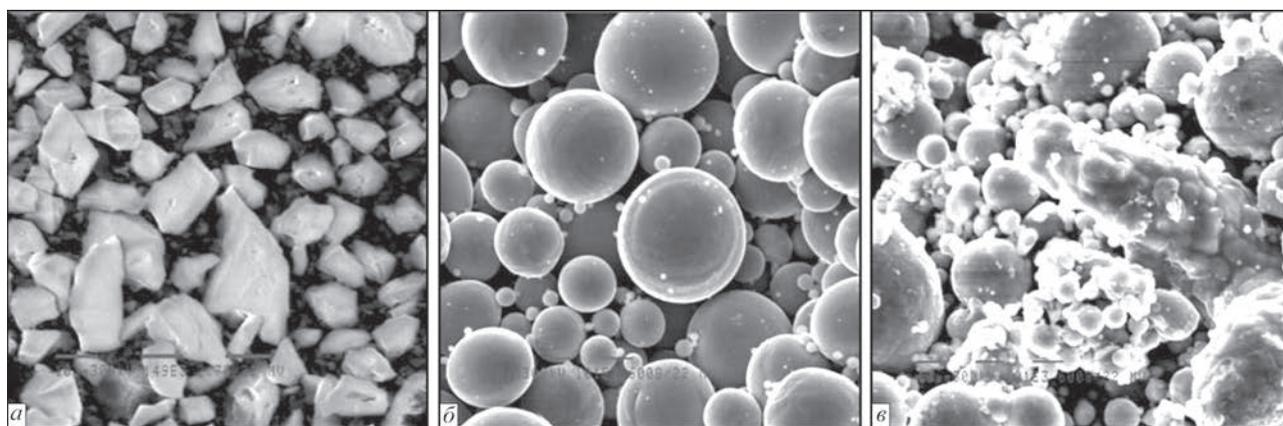


Рис. 1. Внешний вид напыляемых порошков: исходный порошок Al_2O_3 (а, $\times 1490$); добавки порошков Ti (б, $\times 1010$) и Al (в, $\times 1010$)

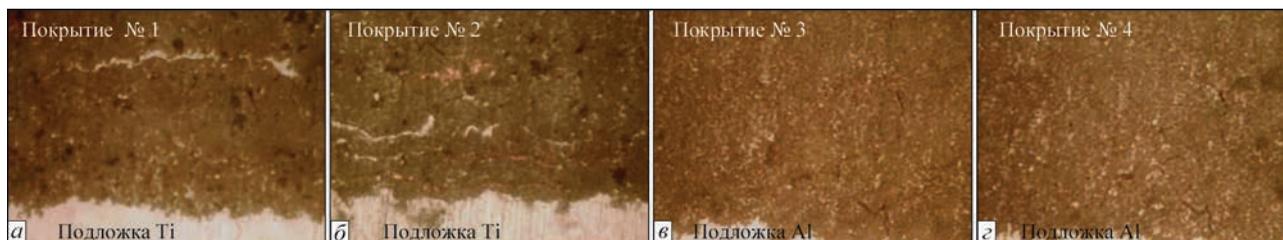


Рис. 2. Микроструктура ($\times 800$) покрытий: $Al_2O_3 + 3\% Ti$ (а); $Al_2O_3 + 5\% Ti$ (б); $Al_2O_3 + 3\% Al$ (в); $Al_2O_3 + 5\% Al$ (г)

Таблица 2. Результаты исследований структуры покрытий

Номер п/п	Порошок (подложка)	δ , мкм	П, %	$V_{д/л}$, %	HV0,3, МПа
1	Al ₂ O ₃ + 3 % Ti (титан)	135...200	1,5...2,0	2,5...3,0	8900...10990
2	Al ₂ O ₃ + 5 % Ti (титан)	100...230	0,7...1,5	4,5...5,0	9660...13770
3	Al ₂ O ₃ + 3 % Al (алюминий)	115...250	1,7...2,4	1,5...2,5	8900...10520
4	Al ₂ O ₃ + 5 % Al (алюминий)	90...225	1,9...2,5	1,9...2,5	7900...10250

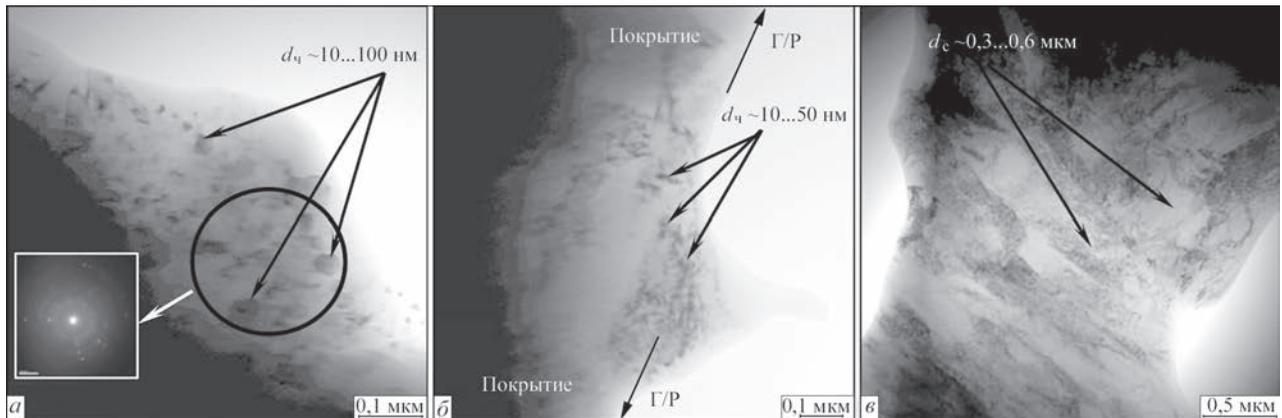


Рис. 3. Тонкая структура покрытия № 2 (Al₂O₃ + 5 % Ti), напыленного на титановую основу на глубине $\delta \sim 150...200$ мкм от границы раздела (Г/Р) (а), в зоне Г/Р покрытие–подложка (б) и материала подложки (в)

пористость (П, %) и максимальная интегральная микротвердость HV0,3 характерны для покрытий № 1, 2, полученных с использованием порошков Al₂O₃ с добавками 3 и 5 % Ti.

Рентгеноструктурным фазовым анализом полученных покрытий установлено, что использование порошков Al₂O₃ + 3 % Ti (режим № 1) и Al₂O₃ + 5 % Ti (режим № 2) способствует формированию покрытий идентичного фазового состава при примерно равнозначном содержании формирующихся фазовых составляющих: γ -Al₂O₃ (67...69 %); α -Al₂O₃ (18 %); AlTi₃ (13...15 %). Однако в покрытиях Al₂O₃ + 5 % Ti (режим № 2) интегральная микротвердость HV0,3 повышается на 17 % (от 8900...10990 до 9660...13770 МПа) по сравнению с покрытием Al₂O₃ + 3 % Ti (режим № 1), табл. 2.

Напыление порошков Al₂O₃ + 3 % Al (режим № 3) и Al₂O₃ + 5 % Al (режим № 4) способствует формированию покрытий при содержании: γ -Al₂O₃ (69 %); α -Al₂O₃ (15 %); Al (16 %) и примерно одинаковом уровне интегральной микротвердости HV0,3 (табл. 2).

В итоге установлено, что добавка (3 и 5 %)Ti по сравнению с покрытиями с (3 и 5 %)Al приводит к изменениям структурно-фазового состава и микротвердости (HV0,3) покрытий. Взаимодействие Al₂O₃ и Ti при формировании слоя покрытия в условиях детонационного напыления приводит к образованию интерметаллидной фазы AlTi₃, что, возможно, обуславливает повышение (в 1,2...1,3 раза) интегральной микротвердости HV0,3 таких покрытий.

Результаты электронно-микроскопических исследований на просвет дали возможность изучить особенности тонкой структуры покрытий: изменение плотности и характера распределения дислокаций в различных структурных составляющих (во внутренних объемах и вдоль структурных границ); характер формирующейся субструктуры, ее параметры; размер частиц фазовых выделений; эффективные расстояния между формирующимися фазами и т.п. В этом плане для покрытий с наиболее благоприятными (высокая микротвердость, минимальная пористость и др) структурно-фазовыми изменениями, а именно, Al₂O₃ + 5 % Ti (режим № 2, рис. 3) и для сравнения — Al₂O₃ + 5 % Al (режим № 4, рис. 4), установлено следующее.

В случае использования порошка Al₂O₃ + 5 % Ti (режим № 2, рис. 4, а), размер частиц фазовых выделений ($d_{ч} = 10...100$ нм) в поверхностных слоях покрытий уменьшается в 2 раза по сравнению с покрытиями Al₂O₃ + 5 % Al (режим № 4, рис. 3, а). Также практически в 2,0...2,3 раза уменьшается и расстояние ($\lambda_{ч}$) между формирующимися дисперсными фазами (до $\lambda_{ч} = 10...30$ нм), что характеризует повышение объемной доли в матрице образующихся фаз.

Также наблюдается измельчение (в 1,4 раза) субструктуры (величина субзерна $d_{с} \sim 0,1...0,4$ мкм) при повышении дислокационной плотности (ρ) на внешней поверхности покрытий: от $\rho \sim 2...3 \cdot 10^9$ см⁻² (режим № 4) до $\rho \sim 3...5 \cdot 10^9$ см⁻² (режим № 2). При этом в покрытиях у границы раздела плотность дислокаций составляет: $\rho \sim 5...6 \cdot 10^9$ см⁻² (рис. 3, б, в) и $\rho \sim 6...7 \cdot 10^{10}$ см⁻² (рис. 4, б, в).

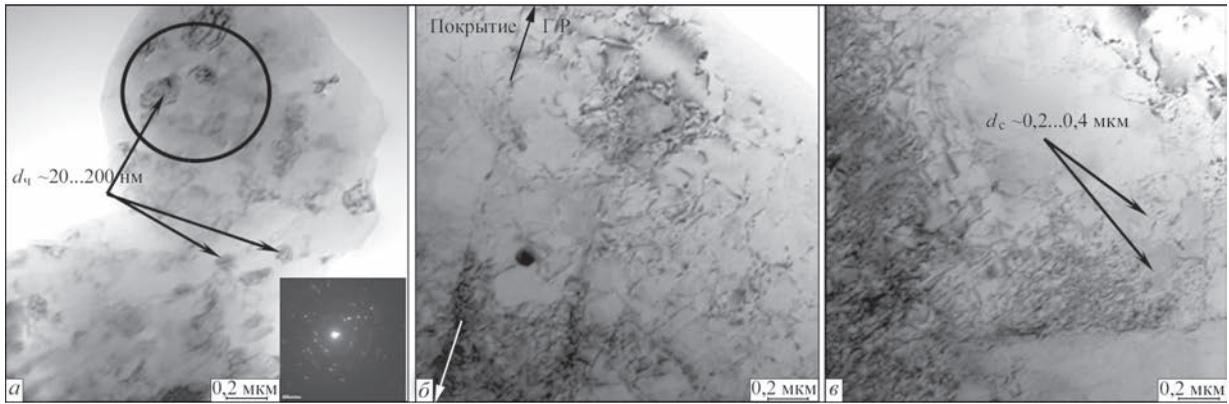


Рис. 4. Тонкая структура покрытия № 4 ($Al_2O_3 + 5\% Al$), напыленного на алюминиевую основу на глубине $\delta \sim 200$ мкм от границы раздела (Г/Р) (а), в зоне Г/Р покрытие–подложка (б) и материала подложки (в)

Аналитические оценки эксплуатационных свойств покрытий. Выполненный комплекс экспериментальных исследований на всех структурных уровнях позволил провести аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада различных структурно-фазовых составляющих, формирующихся в исследуемых покрытиях в изменение механических свойств и определить структурные факторы, кардинально влияющие на характер и распределение локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$), которые являются потенциальными источниками зарождения и распространения трещин в структурных микрообластях [7–9].

Аналитические оценки упрочнения выполняли, согласно уравнению, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [10–16]:

$$\Sigma\Delta\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у},$$

где $\Delta\sigma_0$ — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{т.р}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение); $\Delta\sigma_3, \Delta\sigma_c$ — упрочнение за счет изме-

нения величины зерна и субзерна (зависимости Холла–Петча, зернограничное и субструктурное упрочнение); $\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием; $\Delta\sigma_{д.у}$ — упрочнения за счет дисперсных частиц по Оровану (дисперсионное упрочнение).

В результате показано, что в случае использования порошков $Al_2O_3 + 5\% Ti$ (режим № 2) и $Al_2O_3 + 5\% Al$ (режим № 4) интегральные значения упрочнений ($\Sigma\sigma_T$) для покрытий составляют $\Sigma\sigma_T = 2370$ МПа и $\Sigma\sigma_T = 2050$ МПа (рис. 5, а). В обоих случаях максимальный вклад (до 56 %) в значение $\Sigma\sigma_T$ вносит упрочнение матрицы покрытий за счет дисперсных частиц фазовых выделений (дисперсионное упрочнение по Оровану): $\Delta\sigma_{д.у} = 1334$ МПа (режим №2) и $\Delta\sigma_{д.у} = 1070$ МПа (режим № 4), рис. 5, б, в. При этом вклад зернового ($\Delta\sigma_3$), субзернового ($\Delta\sigma_c$) и дислокационного ($\Delta\sigma_d$) упрочнений для исследуемых покрытий составляет: 8...10 % ($\Delta\sigma_3 = 90...200$ МПа); 12...20 % ($\Delta\sigma_c = 100...500$ МПа) и 10...15 % ($\Delta\sigma_d = 180...200$ МПа), соответственно, рис. 5, в.

Расчетные значения показателей вязкости разрушения K_{Ic} , оцениваемые по зависимости [17]:

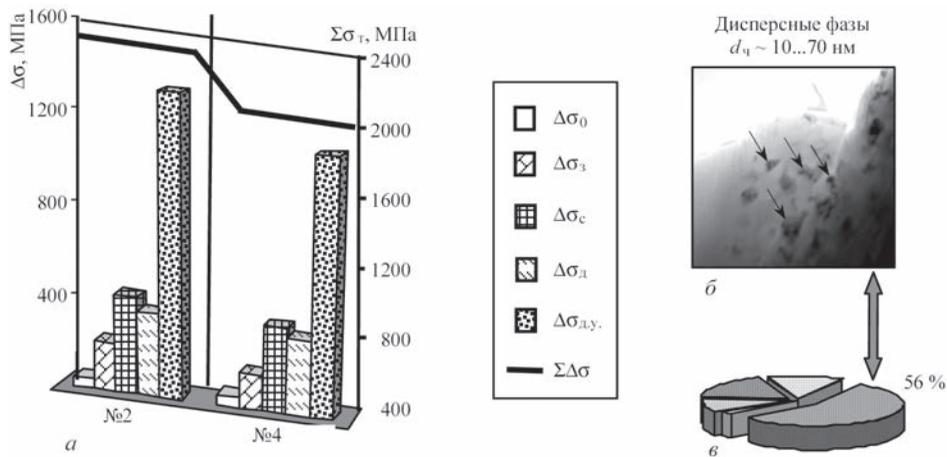


Рис. 5. Гистограммы (а), отражающие дифференцированный вклад зернового ($\Delta\sigma_3$), субструктурного ($\Delta\sigma_c$), дисперсионного ($\Delta\sigma_{д.у}$) и дислокационного ($\Delta\sigma_d$) упрочнений в изменение интегрального значения $\Sigma\Delta\sigma_T$ в материале покрытий, напыленных на различных режимах: $Al_2O_3 + 5\% Ti$ (режим № 2 – основа Ti) и $Al_2O_3 + 5\% Al$ (режим № 4 – основа Al) и вклад дисперсных частиц фазовых образований (б, в) в общий уровень $\Sigma\Delta\sigma_T$

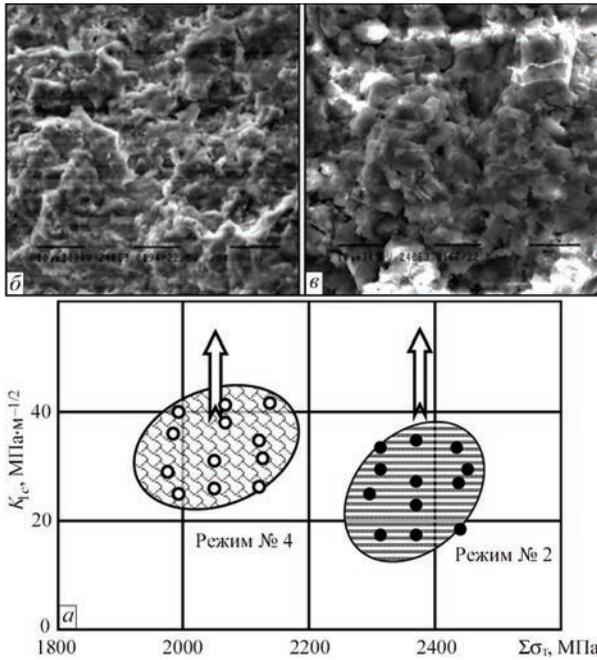


Рис. 6. Изменение расчетных значений прочности ($\Sigma\sigma_T$) и вязкости разрушения (K_{1c}) материала покрытий (а) и фрактограммы вязкого (б) и квазихрупкого разрушения (в) в материале покрытий, напыленных на различных режимах: $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Ti}$ (режим № 2 — основа Ti) и $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Al}$ (режим № 4 — основа Al)

$K_{1c} = (2E\sigma_T\delta_k)^{1/2}$, где E — модуль Юнга; σ_T — расчетная величина упрочнения; δ_k — значения критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры), а также сопоставление K_{1c} и σ_T показали следующее, рис. 6.

В случае использования порошка $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Ti}$ (режим № 2) показатель K_{1c} (рис. 6, а) незначительно (на 7...10 %) уменьшается, что приводит к

квазихрупкому внутризеренному разрушению материала покрытия, рис. 7, б. В случае использования порошка $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Al}$ (режим № 4) наблюдается характер разрушения с вязкой составляющей (ямки дисперсных размеров 1...2 мкм (см. рис. 6, в)), что должно обеспечивать трещиностойкость полученных покрытий.

Расчетно-аналитические оценки уровня локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) позволили оценить трещиностойкость исследуемых покрытий с учетом характера дислокационной структуры, которая достаточно четко проявляется при исследованиях тонкой структуры на просвет с использованием методики ионного утонения тонких фольг [18].

Из анализа различных подходов к определению механизмов зарождения трещин и разрушения материалов была выбрана оценка $\tau_{л/вн}$ именно на базе дислокационной теории кристаллических твердых тел, связывающей процессы формирования локальных внутренних напряжений с зарождением и перестройкой дислокационной структуры [7, 19–21]. Поле внутренних напряжений, создаваемое дислокационной структурой (плотностью дислокаций ρ) и особенности формирования $\tau_{л/вн}$ — источников зарождения и распространения трещин (их уровень, протяженность, взаимосвязь со структурными особенностями покрытий) определялись по зависимости [20]:

$$\tau_{л/вн} = Gb\rho/[\pi(1 - \nu)],$$

где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги, равная $2 \cdot 10^{-5}$ см; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

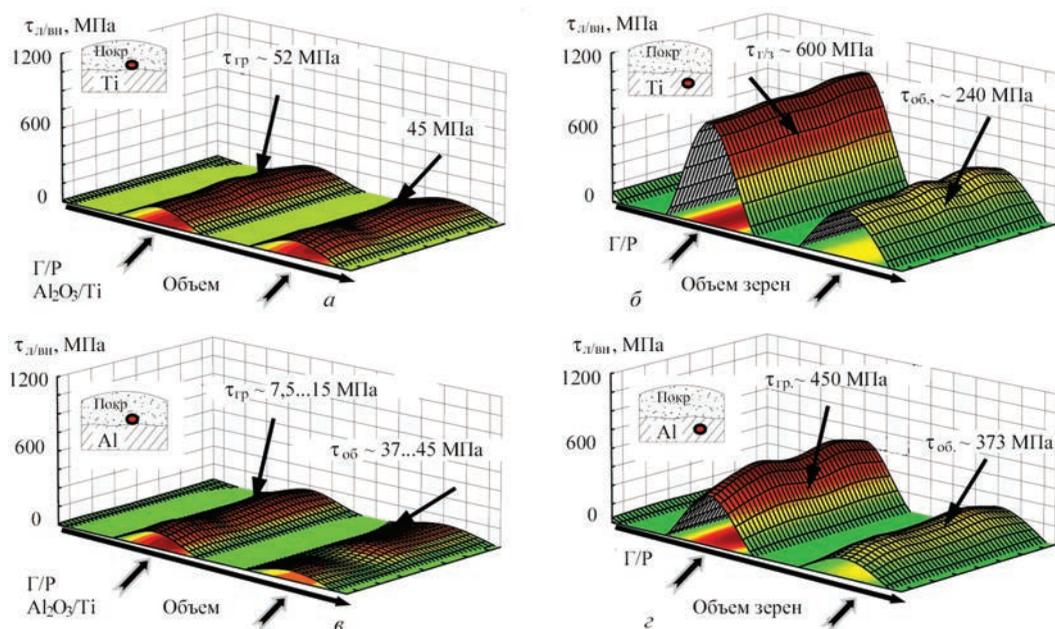


Рис. 7. Распределение локальных внутренних напряжений ($\tau_{вн}$) в материале покрытий (а, в) и подложки (б, г): а, б — покрытия № 2 ($\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Ti}$), напыленные на титановую основу; в, г — покрытия № 4 ($\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Al}$), напыленные на алюминиевую основу

Показано, что при всех исследуемых режимах МДН покрытий формируется низкий уровень (без резких градиентов) локальных внутренних напряжений (рис. 7). Максимальные $\tau_{л/вн}$ наблюдаются в зоне границы раздела покрытие–подложка в случае использования порошков $Al_2O_3 + 5\% Ti$ (режим № 2, рис. 7, б). При этом их уровень не превышает 600 МПа (или $\tau_{л/вн} = 0,14\tau_{теор}$ от уровня теоретической прочности материала на сдвиг), что и обеспечивает получение качественных покрытий с низкой склонностью к трещинообразованию и, соответственно, с оптимальными эксплуатационными характеристиками.

Таким образом, в результате экспериментально-аналитических оценок эксплуатационных свойств покрытий установлено, что высокий уровень механических свойств и трещиностойкость обеспечиваются за счет мелкозернистой зеренной и субзеренной структуры при равномерном распределении дисперсных упрочняющих фаз и дислокационной плотности. Повышению трещиностойкости покрытий способствует отсутствие протяженных зон дислокационных скоплений-концентраторов локальных внутренних напряжений.

Выводы

В результате комплексных исследований покрытий, полученных многокамерным детонационным напылением, на различных структурных уровнях (зеренном, субзеренном, дислокационном) установлено:

– в покрытиях исходного порошка Al_2O_3 с добавками (3 и 5 %) Ti или Al, напыленных на различные основы (Ti и Al) примерно одинаковое содержание основных фазовых составляющих, таких как $\gamma-Al_2O_3$ (67...69 %) и $\alpha-Al_2O_3$ (18...15 %), остальное $AlTi_3$ и Al, соответственно. Добавка (3 и 5 %) Ti способствует образованию интерметаллической фазы $AlTi_3$ (18%);

– покрытия $Al_2O_3 + 5\% Ti$ (основа Ti) характеризуются наибольшими (в 1,2...1,3 раза) значениями интегральной микротвердости ($HV_{0,3} = 9660...13770$ МПа), измельчением (на 10...15 %) зеренной, субзеренной структуры и размера (в 2 раза) частиц фазовых выделений, градиенты по дислокационной плотности практически отсутствуют;

– аналитическими оценками показано, что наиболее значимый вклад в эксплуатационные свойства (прочность, вязкость разрушения, трещиностойкость) исследуемых покрытий вносят: равномерное распределение формирующихся упрочняющих фаз дисперсных размеров, измельчение зеренной и субзеренной структур при отсутствии протяженных и плотных дисло-

кационных скоплений-концентраторов локальных внутренних напряжений.

Список литературы

- Кулик А. Я., Борисов Ю. С., Мнухин А. С., Никитин М. Д. (1985) *Газотермическое напыление композиционных порошков*. Ленинград, Машиностроение.
- Борисов Ю. С., Борисова А. Л. (1986) *Плазменные порошковые покрытия*. Київ, Техніка.
- Бартенев С. С., Фелько Ю. П., Григоров А. И. (1982) *Детонационные покрытия в машиностроении*. Ленинград, Машиностроение.
- Pawlowski L. (2008) *The science and engineering of thermal spray coatings*. Second edition. John Wiley & Sons, 656.
- Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Полещук М. А. Кумулятивно-детонационное устройство для газотермического напыления покрытий. *Тр. 9-й Международ. конф. «Пленки и покрытия-2009»*, сс. 44–46.
- Miranda-Hernández, J.G, Rocha-Rangel, E., Díaz de la Torre, S. (2010). Synthesis, microstructural analysis mechanical properties of alumina-matrix cermets. *J. of Silicate Based and Composite Materials*, 62(1), 2–5.
- Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2014) Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композиционных материалов. *Автоматическая сварка*, 6/7, 25–31.
- Маркашова Л. И., Шелягин В. Д., Кушнарёва О. С. и др. (2014) Структурно-фазовое состояние и механические свойства поверхностных слоев стали 38ХНЗМФА, формирующихся в условиях лазерного и лазерно-плазменного легирования. *Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах. Сб. докладов седьмой международной конференции, 15–19 сентября 2014 г.*, Одесса, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, сс. 43–47.
- Маркашова Л. И., Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В. и др. (2014) Структурно-фазовое состояние износостойких композиционных покрытий системы Cr_3C_2-NiCr , нанесенных с использованием многокамерной детонационной установки. *Там же*, сс. 37–42.
- Сузуки Х. (1967) О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов. *Структура и механические свойства металлов*. Москва, Металлургия, сс. 255–260.
- Эшби И. Ф. (1972) О напряжении Орована. *Физика прочности и пластичности*. Москва, Металлургия, сс. 88–107.
- Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. (1986) *Металлофизика высокопрочных сплавов*. Москва, Металлургия.
- Конрад Г. (1973) Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов. *Сверхмелкое зерно в металлах*. Л. К. Гордиенко (ред.). Москва, Металлургия, сс. 206–219.
- Армстронг Р. В. (1973) Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном. *Там же*, 11–40.
- Petch N. J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst.*, 173, 25–28.
- Orowan E. (1954) Dislocation in metals. New York: AIME.
- Романив О. Н. (1979) *Вязкость разрушения конструкционных сталей*. Москва, Металлургия.
- Даровский Ю. Ф., Маркашова Л. И., Абрамов Н. П. и др. (1985) Методика утонения образцов разнородных сварных соединений для электронно-микроскопических исследований. *Автоматическая сварка*, 12, 60.
- Stroh A. N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A*, 223, 1154, 404–415.
- Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняева Ю. В. (1985) *Структурные уровни деформации твердых тел*. Новосибирск, Наука.
- Conrad H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, 11, 75–77.

References

1. Kulik A.Ya., Borisov Yu.S., Mnutkin A.S. et al. (1985) *Thermal spraying of composite powders*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
2. Borisov Yu.S., Borisova A.L. (1986) *Plasma powder coatings*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
3. Bartenev S.S., Fedko Yu.P., Grigorov A.I. (1982) *Detonation coatings in machine building*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
4. Pawlowski L. (2008) *The science and engineering of thermal spray coatings*. 2nd ed. John Wiley & Sons.
5. Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V., Poleshchuk M.A. (2009) Cumulative detonation device for thermal spraying of coatings. In: *Proc. of 9th Int. Conf. on Films and Coatings-2009*, 44-46 [in Russian].
6. Miranda-Hernandez J.G., Rocha-Rangel E., Diaz de la Torre S. (2010) Synthesis, microstructural analysis, mechanical properties of alumina-matrix cermets. *J. of Silicate Based on Composite Materials*, 62(1), 2-5.
7. Markashova L.I., Poznyakov V.D., Berdnikova E.N. et al. (2014) Effect of structural factors on mechanical properties and crack resistance of welded joints of metals, alloys and composite materials. *The Paton Welding J.*, 6/7, 22-28.
8. Markashova L.I., Shelyagin V.D., Kushnareva O.S. et al. (2014) Structure-phase condition and mechanical properties of surface layers of 38KhN3MFA steel to be formed under conditions of laser and laser-plasma alloying. In: *Proc. of 7th Int. Conf. on Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes (15-19 September 2014, Odessa, Ukraine)*, 43-47 [in Russian].
9. Markashova L.I., Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V. et al. (2014) Structure-phase condition of wear-resistant composite coatings of Cr₃C₂-NiCr system, deposited using multichamber detonation installation. *Ibid.*, 37-42 [in Russian].
10. Suzuki H. (1967) On yield strength of polycrystalline metals and alloys. In: *Structure and mechanical properties of metals*. Moscow: Metallurgiya, 255-260 [in Russian].
11. Eshby I.F. (1972) On Orowan stress. In: *Physics of strength and ductility*. Moscow, Metallurgiya, 88-107 [in Russian].
12. Goldshtejn M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. (1986) *Metallophysics of high-strength alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
13. Conrad G. (1973) Model of strain hardening for explanation of grain size effect on flow metal stress. In: *Superfine grain in metals*. Ed. by L.K. Gordienko. Moscow, Metallurgiya, 206-219 [in Russian].
14. Armstrong R.V. (1973) Strength properties of metals with superfine grain. *Ibid.*, 11-40 [in Russian].
15. Petch N.J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst.*, 173, 25-28.
16. Orowan E. (1954) *Dislocation in metals*. New York: AIME.
17. Romaniv O.N. (1979) *Fracture toughness of structural steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
18. Darovsky Yu.F., Markashova L.I., Abramov N.P. et al. (1985) Procedure of thinning of specimens of dissimilar welded joints for electron microscopy examinations. *Avtomatic. Svarka*, 12, 60 [in Russian].
19. Stroh A.N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A*, 223, 1154, 404-415.
20. Panin V.E., Likhachev V.A., Grinyaeva Yu.V. (1985) *Structural levels of deformation of solids*. Novosibirsk, Nauka [in Russian].
21. Conrad H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, 11, 75-77.

Л. І. Маркашова, Ю. М. Тюрін, О. В. Колісниченко,
О. М. Берднікова, О. С. Кушнарьова,
Є. В. Половецький, Є. П. Тітков

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ВПЛИВ СТРУКТУРИ НА ВЛАСТИВОСТІ ПОКРИТТІВ
З МЕХАНІЧНИХ СУМІШІВ ПОРОШКІВ Al₂O₃
ТА Al (або Ti), ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ
БАГАТОКАМЕРНОГО ДЕТОНАЦІЙНОГО НАПИЛЕННЯ

Досліджено вплив структури і фазового складу керметних покриттів систем Al₂O₃-Ti(Al), отриманих із застосуванням установки багатокамерного детонаційного напилення. Аналіз особливостей структури досліджуваних покриттів виконувалася з використанням оптичної металографії, аналітичної растрової, а також просвічуючої мікродифракційної електронної мікроскопії. Показано, що найбільш значний внесок у показники міцності, пластичності і тріщиностійкості досліджуваних покриттів вносять диспергування зеренної та субзеренної структур, а також розподіл зміцнюючих фаз дисперсних розмірів, що формуються. Бібліогр. 21, табл. 2, рис. 7.

Ключові слова: керметні покриття, багатокамерне детонаційне напилення, оксид алюмінію, структура, фазовий склад, щільність дислокацій, зміцнення, в'язкість руйнування, локальні внутрішні напруги, тріщиностійкість

L.I. Markashova, Yu.N. Tyurin, O.V. Kolisnichenko,
E.N. Berdnikova, O.S. Kushnareva,
E.V. Polovetskii and E.P. Titkov

E.O. Paton Electric Welding Institute
of NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

EFFECT OF STRUCTURE ON PROPERTIES OF Al₂O₃
AND Al (or Ti) MECHANICAL MIXTURE
COATINGS PRODUCED BY MULTICHAMBER
DETONATION SPRAYING METHOD

Effect of structure and phase composition of cermet coatings of Al₂O₃-Ti (Al) system produced using a unit for multichamber detonation spraying was investigated. Analysis of structure peculiarities of investigated coatings was performed applying optical metallography, analytical scanning as well as transmission microdiffraction electron microscopy. It is shown that dispersion of grain and subgrain structures as well as distribution of forming hardening phases of dispersion size make the most significant contribution in the indices of strength, ductility and crack resistance of the investigated coatings. 21 Ref., 2 Tabl., 7 Fig.

Keywords: cermet coatings, multichamber detonation spraying, aluminum oxide, structure, phase composition, dislocation density, hardening, fracture toughness, local internal stresses, crack resistance

Поступила в редакцію 06.04.2017