

06.5

## Воздействие плазменной струи на покрытие Ni–Al, сформированное холодным газодинамическим напылением

© А.Е. Чесноков, А.В. Смирнов

Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия  
E-mail: chae@itam.nsc.ru

Поступило в Редакцию 29 января 2024 г.

В окончательной редакции 19 февраля 2024 г.

Принято к публикации 26 февраля 2024 г.

Представлены результаты экспериментов по обработке плазменной струей композиционных покрытий Ni–Al, нанесенных с помощью холодного газодинамического напыления. Плазменная струя с плотностью мощности теплового потока в диапазоне  $8 \cdot 10^7 \leq q \leq 10^8 \text{ W/m}^2$  достаточна для того, чтобы нагреть поверхность покрытия до температуры плавления алюминия и никеля на всю глубину покрытия. Образование интерметаллида системы Ni–Al осуществляется за счет диффузии атомов алюминия в объем никеля и вследствие растворения никеля в расплаве алюминия. Полученное покрытие представляет собой высокопористый интерметаллид, обладающий высокой твердостью.

**Ключевые слова:** холодное газодинамическое напыление, композиционные покрытия, плазменная струя, никель, алюминий, рентгенофазовый анализ.

DOI: 10.61011/PJTF.2024.11.57903.19874

Проблема кардинального улучшения качества материалов и изделий, повышения их ресурса и эксплуатационных характеристик в современных условиях развития техники и машиностроения становится особенно актуальной. Данная проблема в большинстве случаев решается путем нанесения многофункциональных, в том числе защитных и объемно-упрочненных, покрытий.

Известно, что методом холодного газодинамического напыления (ХГН) покрытия формируются из расплавленных частиц. Поэтому частицы материалов с высокой твердостью (керамика и твердые сплавы) при ударе с преградой не деформируются, происходит эрозия поверхности. В работе [1] представлены результаты исследований по формированию интерметаллического покрытия состава Ni<sub>3</sub>Al методом ХГН с последующей высокотемпературной обработкой в печи. С помощью рентгенофазового и энергодисперсионного анализа было зафиксировано образование интерметаллидов системы Ni–Al различной стехиометрической пропорции (NiAl, Ni<sub>3</sub>Al). Для полного превращения материала в интерметаллид необходимо увеличить температуру и время выдержки, однако в ряде случаев это невозможно, в частности из-за материала подложки. Одним из эффективных приемов улучшения свойств и устранения дефектов покрытий путем частичного или полного оплавления с поверхности является обработка концентрированными потоками энергии относительно невысокой плотности ( $q \sim 10^7 - 10^9 \text{ W/m}^2$ ), в частности квазиламинарной плазменной струей ( $q \sim 10^7 - 10^8 \text{ W/m}^2$ ) [2], а также вынесенной электрической дугой ( $q \sim 10^8 - 10^9 \text{ W/m}^2$ ) [3–5], при которой не происходит испарения материала покрытия, а также существенного перегрева подложки. Целью настоящей работы является изучение влияния высокоэнергетической постобработки ХГН-покрытий состава Ni+Al

на их фазовый состав, структуру и эксплуатационные свойства.

В работе использовались покрытия, нанесенные на установке ХГН высокого давления (ИТПМ СО РАН, Россия) на алюминиевые подложки (марка АМГ2М) из смеси порошков алюминия (марка АСД-1) и никеля (марка ПНК), полученные при прочих равных условиях подготовки порошковых смесей и процесса нанесения покрытий [1]. Толщина нанесенного ХГН-покрытия составляла  $500 \mu\text{m}$ .

Обработка поверхности ХГН-покрытия осуществлялась с помощью плазмотрона с межэлектродной вставкой мощностью до 50 kW. По результатам работ [6,7] были определены диапазон плотности мощности ламинарной плазменной струи  $5 \cdot 10^7 \leq q \leq 10^8 \text{ W/m}^2$  и ее длительность  $5 \cdot 10^{-2} \leq t_i \leq 1 \cdot 10^{-1} \text{ s}$ , что обеспечивает нагрев поверхности покрытия до температуры плавления алюминия и полное плавление алюминия в покрытии Ni–Al.

Определение плотности мощности плазменной струи проводилось при следующих параметрах: ток  $I = 250 \text{ A}$ , расход смеси плазмообразующих газов  $G_g = 0.2 \text{ g/s}$  (He)+0.4 g/s (Ar), расход защитного газа (Ar) под анод  $G_a$  изменялся от 0.14 до 0.42 g/s. Диаметр анода равен 9 mm, диаметр сопла 11 mm. Дистанция  $Z$  до подложки изменялась от 120 до 20 mm с шагом 20 mm. Для определения тепловых потоков использовались водоохлаждаемые зонды диаметром 15 и 20 mm (рис. 1). С учетом того, что реальный диаметр  $D_c$  пятна теплового воздействия меньше размеров зонда (например,  $D_c \sim 8 - 10 \text{ mm}$  для дистанции  $Z = 20 \text{ mm}$ ), максимальная плотность мощности теплового потока, используемая при обработке покрытий, оценивалась в диапазоне  $8 \cdot 10^7 \leq q \leq 10^8 \text{ W/m}^2$ . Скорость перемеще-

Таблица 1. Элементный состав среза ХГН-покрытия

Элемент	Исходное покрытие		A		B		C		D	
	wt.%	at.%	wt.%	at.%	wt.%	at.%	wt.%	at.%	wt.%	at.%
Al	22.55	38.79	22.55	38.79	37.01	56.11	48.45	67.16	0.37	0.80
Ni	77.45	61.21	77.45	61.21	62.99	43.89	51.55	32.84	99.63	99.20

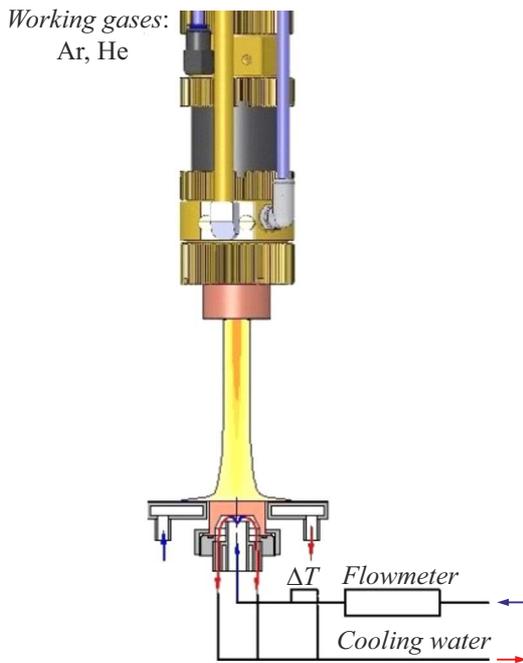


Рис. 1. Схема установки по определению тепловых потоков.

ния подложки относительно плазмотрона изменялась от 40 до 100 mm/s.

Фазовый состав покрытий изучался методом рентгеноструктурного анализа с помощью дифрактометра D8 ADVANCE (Bruker, США) с использованием монохроматизированного  $\text{CuK}_\alpha$ -излучения.

Для проведения структурных исследований были изготовлены шлифы покрытий. Пробоподготовка проводилась с применением установок Presi (Франция).

Микротвердость и модуль Юнга измерялись в поперечном сечении покрытий на комплексе наномеханических испытаний НаноСкан-4D+ (ТИСНУМ, Россия). Для определения среднего значения производилось не менее десяти уколов.

Морфология и структура образцов изучались с помощью электронного микроскопа Evo MA15 (Carl Zeiss) с использованием детектора обратнорассеянных электронов.

На рис. 2 представлен шлиф поперечного среза исходного (a) и обработанного плазменной струей (b) покрытий.

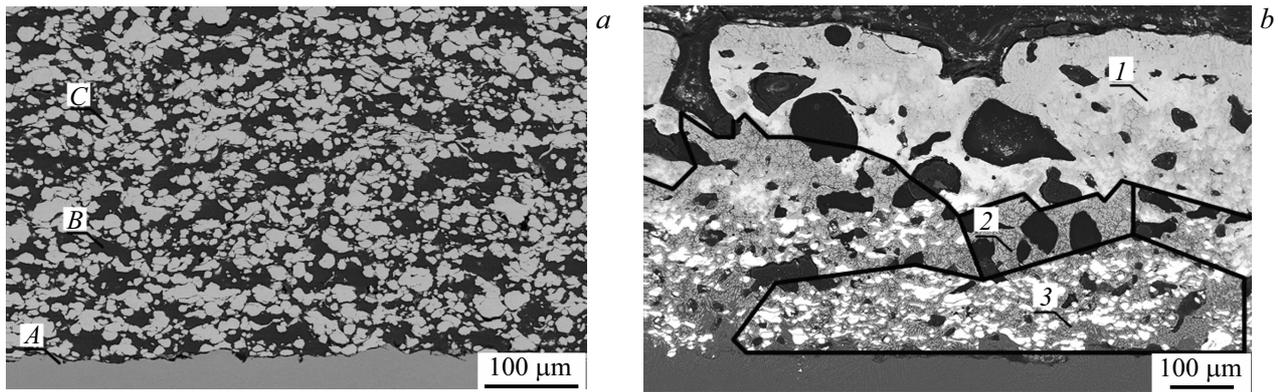
Структура нанесенных методом ХГН композиционных покрытий плотная, с равномерно распределенными по

их объему частицами никеля (рис. 2, a). Шлиф поперечного среза покрытий, обработанных плазменной струей, можно разделить на три зоны (рис. 2, b). Образование зон происходит по следующему сценарию. В зоне 1 воздействие плазменной струей на поверхность покрытия в начальный момент времени приводит к разогреву приповерхностного слоя композита Ni–Al до температуры, близкой к температуре плавления алюминия. При достижении температуры 773 К инициируется твердофазная диффузия атомов алюминия в объем еще твердых частиц никеля [8], осуществляется синтез интерметаллидов NiAl и  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (рис. 3 и табл. 1). Изменяется структура материала, образуются поры, объем которых не превышает 27% (аналогичное образование пор отмечено и в случае высокотемпературной постобработки покрытия в печи [1]). В зоне 2 увеличение времени воздействия плазменной струей на покрытие приводит к повышению температуры среднего слоя материала (рис. 2, b), которая достигает температуры плавления никеля (1728 К). При этом материал зоны 1 находится в твердом состоянии и является термобарьером, поскольку температура плавления NiAl составляет 1911 К. Образование ультрадисперсных включений соединений интерметаллида происходит вследствие растворения никеля в расплаве алюминия с последующей кристаллизацией ультрадисперсных частиц NiAl и  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (рис. 3 и табл. 1). Поскольку зона 3 контактирует с водоохлаждаемой основой, ее объем содержит соединения интерметаллидов, образованных как за счет реакционной диффузии атомов алюминия в никель, так и вследствие растворения никеля в расплаве алюминия, а также частицы никеля.

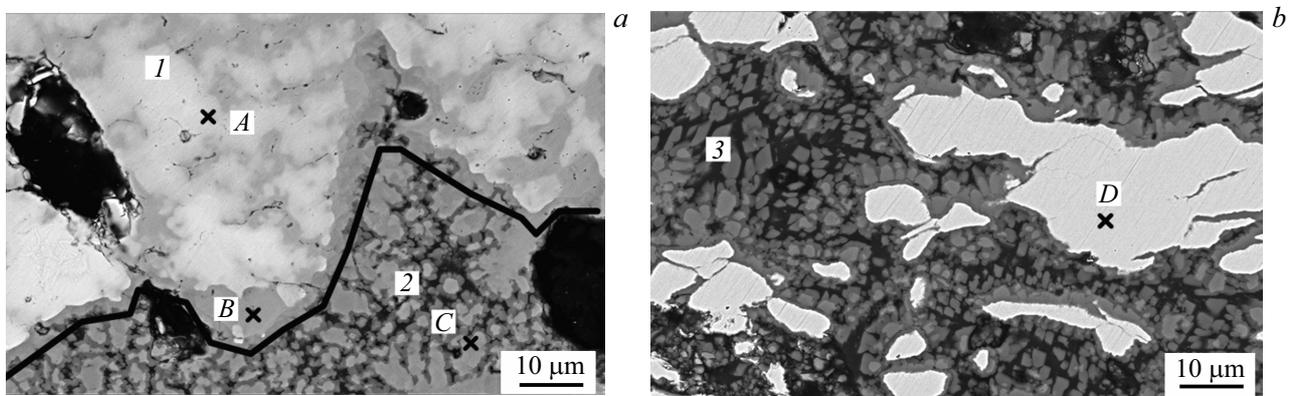
В табл. 1 представлен элементный состав точек, находящихся в различных зонах обработанного покрытия (рис. 3).

Анализ табл. 1 позволяет сделать вывод, что по мере послойного нагрева композиционного материала Ni+Al происходит его фазовое превращение в соединения различной стехиометрической пропорции (NiAl,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ), что подтверждено результатом рентгенофазового анализа, поскольку эти соединения корректно идентифицируются: дифракционные пики совпадают с табличными значениями для NiAl,  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\alpha\text{-Ni}$ .

Для материала исходного композиционного покрытия и трех зон обработанного покрытия (рис. 3) были определены микротвердость и модуль Юнга, значения которых представлены в табл. 2.



**Рис. 2.** Микрофотографии шлифа поперечного среза нанесенного ХГН-покрытия (а) и ХГН-покрытия, обработанного плазменной струей (b). А — подложка, В — алюминий, С — никель. 1 — зона 1, 2 — зона 2, 3 — зона 3.



**Рис. 3.** Микрофотографии шлифа поперечного среза покрытия, обработанного плазменной струей. а — зоны 1 и 2, b — зона 3. А, В, С, D — точки определения элементного состава.

**Таблица 2.** Значения микротвердости и модуля Юнга материала покрытий

Материал	Среднее значение микротвердости HV <sub>0.24</sub> /стандартное отклонение SD, GPa	Среднее значение модуля Юнга/стандартное отклонение SD, GPa
Исходное покрытие Ni–Al	0.69/0.18	76/7.83
Обработанное покрытие (зона 1)	4.77/1.11	154/16.04
Обработанное покрытие (зона 2)	3.05/0.37	110/23.84
Обработанное покрытие (зона 3)	0.88/0.18	92/7.50
Алюминиевая основа	0.46/0.02	75/2.95

Микротвердость и модуль Юнга соединения никелида алюминия зависят от механизма образования интерметаллида и его стехиометрического состава. В табл. 2 полученные значения микротвердости и модуля Юнга материала покрытий, обработанных плазменной струей, соответствуют соединению никелида алюминия (микротвердость 2.5–4.6 GPa, модуль Юнга 150–200 GPa) [9–11].

Таким образом, исследовано влияние обработки ламинарной плазменной струей композиционных ХГН-покрытий Ni + Al с целью синтеза интерметаллида. Показано, что обработка плазменной струей композиционного покрытия, полученного методом ХГН из механически перемешанной смеси порошков Ni и Al, при плотности мощности теплового потока  $8 \cdot 10^7 \leq q \leq 10^8 \text{ W/m}^2$  создает условия для формирования интерметаллидов

системы Ni–Al. Это происходит вследствие диффузии атомов алюминия в объем никеля, а также вследствие растворения никеля в расплаве алюминия с последующей кристаллизацией ультрадисперсных частиц интерметаллидов. С помощью энергодисперсионного и рентгенофазового анализа зафиксировано образование интерметаллидов системы Ni–Al различной стехиометрической пропорции (NiAl, Ni<sub>3</sub>Al). Образование пористости у обработанного покрытия может быть связано с различием в плотности интерметаллидов и исходной смеси при температуре протекания реакции синтеза. Следует отметить, что термическая обработка покрытия позволила получить из реагирующих компонентов высокопористый интерметаллид. Полученные результаты позволяют расширить линейку жаростойких материалов.

### Благодарности

Авторы выражают благодарность В.С. Шикалову и Т.М. Видюк за подготовку экспериментальных образцов.

### Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН с использованием оборудования Центра коллективного пользования „Механика“ (Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН).

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] А.Е. Чесноков, А.В. Смирнов, В.О. Дроздов, К.А. Скороход, Письма в ЖТФ, **49** (6), 7 (2023). DOI: 10.21883/PJTF.2022.13.52744.1923 [A.E. Chesnokov, A.V. Smirnov, V.O. Drozdov, K.A. Skorokhod, Tech. Phys. Lett., **49** (3), 44 (2023). DOI: 10.21883/TPL.2023.03.55684.19421].
- [2] О.П. Солоненко, А.П. Алхимов, В.В. Марусин, Х.М. Рахмьянов, А.М. Оришич, Р.А. Салимов, В.Ф. Косарев, *Высокоэнергетические процессы обработки материалов* (Наука, Новосибирск, 2000).
- [3] F. Guo, W. Jiang, G. Tang, Z. Xie, H. Dai, E. Wang, Y. Chen, L. Liu, Vacuum, **182**, 109772 (2020). DOI: 10.1016/j.vacuum.2020.109772
- [4] V.E. Ovcharenko, O.V. Lapshin, K.V. Ivanov, V.A. Klimenov, Int. J. Refract. Met. Hard Mater., **77**, 31 (2018). DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2018.07.005
- [5] Y.F. Ivanov, D.V. Zaguliaev, A.M. Glezer, V.E. Gromov, A.A. Abaturova, A.A. Leonov, A.P. Semin, R.V. Sundeev, Mater. Lett., **275**, 128105 (2020). DOI: 10.1016/j.matlet.2020.128105
- [6] А.А. Головин, О.П. Солоненко, Теплофизика и аэромеханика, **14** (3), 413 (2007). [A.A. Golovin, O.P. Solonenko, Thermophys. Aeromech., **14**, 395 (2007). DOI: 10.1134/S0869864307030092].
- [7] А.А. Головин, О.П. Солоненко, Теплофизика и аэромеханика, **14** (4), 623 (2007). [A.A. Golovin, O.P. Solonenko, Thermophys. Aeromech., **14**, 591 (2007). DOI: 10.1134/S0869864307040099].
- [8] В.И. Итин, Ю.С. Найбороденко, *Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений* (Томск. ун-т, Томск, 1989).
- [9] В.С. Синельникова, В.А. Подергин, В.Н. Речкин, *Алюминиды* (Наук. думка, Киев, 1965).
- [10] A. Michalski, J. Jaroszewicz, M. Rosiński, D. Siemiaszko, Intermetallics, **14**, 603 (2006). DOI: 10.1016/j.intermet.2005.10.003
- [11] А.А. Чуларис, Г.В. Чумаченко, П.И. Селезнев, Вестн. ДГТУ, **6** (2), 103 (2018).